

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Фізико- технічний, Інженерно-фізичний факультет

(повне найменування інституту, факультету)

Кафедра фізичного матеріалознавства

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до магістерської роботи

магістр

(ступінь вищої освіти)

на тему: Оцінка впливу танталу на критичні температури фазових
перетворень в складнолегованих нікелевих системах

Виконав: студент(ка) 6 курсу, групи ІФ-218м

Спеціальності 132 " Матеріалознавство"

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

"Прикладне матеріалознавство"

Дорогокупля А.С

(прізвище та ініціали)

Керівник Гайдук С.В

(прізвище та ініціали)

Рецензент Кононов В.В

(прізвище та ініціали)

м. Запоріжжя
2019

РЕФЕРАТ

ПЗ: 80 с., 8 рис, 8 табл., 38 джерел.

Об'єкт дослідження – критичні температури фазових перетворень в складнолегованому жароміцному корозійностійкому нікелевому сплаві ЗМІ-3У, легованого танталом.

Мета роботи – дослідити і оцінити вплив танталу на критичні температури фазових перетворень в сплаві ЗМІ-3У зі спрямованою (монокристалічною) структурою.

В дипломному проекті досліджено особливості впливу танталу в дослідженому діапазоні легування (1-5)% за масою на структуроутворення в сплаві ЗМІ-3У. Зроблено порівняльну оцінку впливу танталу на показники критичних температур і температурних інтервалів фазових перетворень та визначено специфіку впливу танталу на ці температурні характеристики, в порівнянні з промисловим сплавом ЗМІ-3У без танталу.

ЛІКВІДУС, СОЛІДУС, ІНТЕРВАЛ КРИСТАЛІЗАЦІЇ, ТАНТАЛ, ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, СИСТЕМА ЛЕГУВАННЯ, ТЕМПЕРАТУРА ГОМОГЕНІЗАЦІЇ, ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛЕВІ СПЛАВИ, КРИТИЧНІ ТЕМПЕРАТУРИ, ЕВТЕКТИКА, ДЕНДРИТНА СТРУКТУРА, ФАЗОВА СТАБІЛЬНІСТЬ

ЗМІСТ

Вступ.....	7
1 Сучасний стан впливу системи легування жароміцних нікелевих сплавів на структуру і властивості.....	8
1.1 Вплив основних легувальних елементів.....	10
1.2 Вплив термічної обробки на структурну і фазову стабільність жароміцних сплавів на нікелевій основі	13
2 Матеріали і методика дослідження	21
2.1. Матеріали дослідження	21
2.2. Метод диференційного термічного аналізу.....	22
2.3. Металографічні дослідження.....	24
3 Дослідження впливу танталу на критичні температури фазових перетворень в жароміцному нікелевому сплаві ЗМІ-3У.....	26
3.1 Оцінка впливу танталу на температури фазових перетворень сплаву ЗМІ-3У	26
4 Дослідження впливу танталу на формування структури в жароміцному нікелевому сплаві ЗМІ-3У в литому стані і після термічної обробки	35
5 Економічна частина.....	43
5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій зміцнення жароміцних нікелевих сплавів.....	43
5.2 Техніко-економічні розрахунки.....	45
5.3 Економічна ефективність	50
6 Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	52
6.1 Аналіз потенційних небезпек:	52
6.2 Заходи по забезпеченню безпеки:	53
6.3 Заходи забезпечення санітарії та гігієни праці.	56
6.4 Заходи щодо забезпечення у надзвичайних ситуаціях.....	60

6.4.1. Заходи з пожежної безпеки	60
6.4.2 Планування заходів цивільного захисту.....	61
Висновки	63
Список використаної літератури	67
Додаток А.....	71

ВСТУП

В даний час підвищення надійності роботи матеріалів газових турбін і збільшення експлуатаційного ресурсу деталей з них, здійснюється двома основними напрямками. Перший напрямок - заміна існуючих промислових жароміцних нікелевих сплавів на розроблені нові сплави. Другий напрямок - модернізація хімічного складу відомих промислових сплавів шляхом легування перспективними елементами, наприклад танталом, з оптимізацією його меж легування всередині марки. В результаті модернізовані склади, сплави нового покоління, забезпечать підвищення комплексу службових характеристик сплаву, а отже, ресурсу робочих лопаток наземних газоперекачувальних установок в умовах тривалого впливу високих температур і напружень в агресивному середовищі [1-5].

Міжнародна практика показує, що в умовах загальної світової кризи другий напрямок економічно більш актуальний і має широкі перспективи, так як не вимагає тривалого часу на об'ємні наукові і технологічні дослідження, при цьому немає необхідності у великих обсягах промислових і фінансових ресурсів, в порівнянні з першим напрямком. Сучасний підхід до легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів перспективними елементами приводить до компромісу, який повинен одночасно враховувати вплив даних елементів як на характеристики міцності, корозійну стійкість, структурну стабільність, з одного боку, так і технологічність, а також економічну доцільність, з іншого [3-6].

У багатьох дослідженнях відзначається про позитивний вплив танталу на характеристики міцності і термічну стабільність фаз в ливарних жароміцних нікелевих сплавах. При цьому наголошується, що в межах марочного складу для різних складнолегованих систем жароміцних нікелевих сплавів, оптимальні межі легування для нового елемента, що вводиться є індивідуальними [1-6]

1 СУЧАСНИЙ СТАН ВПЛИВУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ

В даний час ливарні жароміцні сплави є об'єктом інтенсивних досліджень у всіх наукових центрах і установах, які займаються розробкою матеріалів, які працюють в умовах впливу високих температур і напруг. Залучення широкої уваги та значних наукових сил до розробки і дослідження ливарних сплавів з більш високим рівнем жароміцності призвело до створення ряду нових, надзвичайно перспективних напрямків у цій галузі. До них відносяться: розробка особливо жароміцних ливарних нікелевих сплавів, створення процесів спрямованої кристалізації для отримання матеріалів з орієнтованою стовбчастою полікристалічною і монокристалічною структурою, поява евтектичних сплавів зі спрямованою структурою і ін. Особливості роботи цих матеріалів в області високих температур вимагає більш глибокого вивчення ряду питань, зокрема: структурної стабільності, процесів фазових перетворень при високих температурах, ролі міжфазних і зерномежових границь, жаростійкості та ін.

Останнім часом дослідження структури і фазового складу ливарних нікелевих жароміцних сплавів дозволили розширити уявлення про механізм зміцнення матеріалів даного класу. Це в свою чергу дало можливість, здійснюючи раціональне легування, значно збільшити температурний рівень їх роботи при одночасному підвищенні багатьох інших важливих експлуатаційних властивостей. Сучасні сплави являють собою надзвичайно складні і дуже тонко збалансовані системи, в них цілеспрямовано вводиться до 15 ... 17 легувальних елементів. При цьому позитивний вплив будь-якого елемента на певний механізм зміцнення може нівелюватися негативним впливом на властивості, обумовленим утворенням небажаних фаз η -, σ -, μ - фаз і ін.), що знижують пластичність, підвищують чутливість до надрізу.

Автори робіт [6-8, 10, 11, 12-14] вважають, що жароміцність сплавів, зміцнених когерентними з γ - твердим розчином виділеннями впорядкованої

γ' - фази, залежить від дисперсності частинок, їх об'ємної частки, форми, розподілу, кінетики зміни структури і термодинамічної стійкості системи ($\gamma + \gamma'$), аж до температури $0,8t_{пл}$. При цьому, тантал, збільшуючи об'ємну частку ($V_{\gamma'}$) - фази, входить до її складу в досить великих концентраціях, і одночасно входить до складу γ - твердого розчину, гальмуючи дифузійні процеси, зокрема, коагуляцію γ' - фази.

Автори [1, 3, 4] відзначають, що жароміцність сплавів істотно підвищується при об'ємній частці γ - фази більше 50%.

Більшість дослідників [1, 7, 9, 11, 13] вважає, що сумарна концентрація γ' - утворювальних елементів в сучасних ливарних жароміцних нікелевих сплавах стала настільки велика, що в їх структурі спостерігається збільшення об'ємної частки евтектики ($\gamma + \gamma'$). Евтектичні виділення значно більші частинок γ' - фази, і роль їх в механізмі зміцнення сплавів до кінця не з'ясована.

Автори [1, 3-7] звертають увагу на те, що велике значення в механізмі зміцнення нікелевих сплавів грають карбіди, які, здебільшого, утворюються з рідини і розташовуються між осями дендритів, що обумовлює їх специфічну морфологію. Показано, що всі γ' - утворювальні елементи (титан, ніобій, тантал, гафній) здатні утворювати карбіди типу MeC, і в залежності від системи легування жароміцних нікелевих сплавів, об'ємна частка карбідів може становити (1,5 - 2,5%).

У ряді досліджень [4, 6, 7, 11, 14] відзначається, що в структурі жароміцних нікелевих сплавів можуть бути присутніми інтерметаліди типу η - фази (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , Ni_3Hf), які можуть утворюватися при підвищеній концентрації титану, ніобію, танталу або гафнію відповідно, а також ТЦУ - фази типу σ - і μ -, умови утворення яких визначаються схемою легування сплавів. Автори повідомляють, що ці фази або є менш ефективними зміцнювачами, в порівнянні з γ' - фазою і карбідами, або, виділяючись у вигляді пластин, різко знижують опір сплавів до руйнування при високих температурах і мають негативний вплив на пластичність і ряд інших характеристик.

Дослідження фазового складу постійно супроводжують весь період розробки жароміцних нікелевих сплавів. Вплив кожного легувального елемента на зміцнення γ - твердого розчину, а також на склад і кількість фаз, які утворюються, параметри їх кристалічних ґраток і інші важливі характеристики, складний і не завжди однозначний [21-23]. Розглянемо більш детально вплив кожного легувального елемента в складі ЖНС.

1.1 Вплив основних легувальних елементів

Хром в жароміцних сплавах на основі нікелю підвищує жаростійкість і корозійну стійкість за рахунок утворення на поверхні сплаву стійких оксидів типу Cr_2O_3 . Зниження тривалої міцності зі збільшенням концентрації Cr пов'язано з тим, що з підвищенням ступеня легування γ - твердого розчину, розчинність в ньому хрому зменшується і надлишок його може виділятися у вигляді фаз несприятливої морфології. Крім того, хром (Cr) сприяє зменшенню кількості γ' - фази, яка виділяється при розпаді пересиченого γ - твердого розчину, погіршує її термостабільність і більш, ніж інші елементи, розширює інтервал кристалізації жароміцних сплавів.

Кобальт утворює з нікелем необмежений твердий розчин і дещо підвищує температуру солідусу сплаву і його пластичність, одночасно знижуючи температуру ліквідуса. Зниження тривалої міцності також пов'язано зі збільшенням його концентрації з утворенням ТЩУ- фаз типу Co_7W_6 .

Молібден розчиняється переважно в γ - твердому розчині, підвищує термостабільність γ' - фази і перешкоджає її прискореній коагуляції, сповільнюючи дифузію алюмінію в γ - твердому розчині. Крім того, молібден знижує температуру солідуса сплаву. Надлишок молібдену також робить сплав схильним до виділення ТЩУ- фаз з несприятливою морфологією.

Вольфрам є одним з найбільш ефективних зміцнювачів нікелевих жароміцних сплавів. Він помітно підвищує температуру солідус сплавів, в значних кількостях входить і до складу γ - твердого розчину, і до складу γ' - фази, сповільнюючи дифузійні процеси і підвищуючи таким чином термостабільність γ' - фази. Основною небезпекою при перелегуванні вольфрамом є, як і при перелегуванні молібденом, схильність до виділення карбідних і ТЩУ- фаз несприятливої морфології, що призводить до знеміцнення сплавів.

Алюміній і титан є основними γ' - утворювальними елементами в нікелевих жароміцних сплавах. Вони позитивно впливають на температуру сольвус жароміцних нікелевих сплавів, підвищуючи її значення. Крім усього іншого, титан більш сприяє підвищенню температури сольвус сплаву. Алюміній є також елементом, що забезпечує ефективний захист нікелевих жароміцних сплавів від високотемпературної газової корозії. Разом з тим, рівень легування цими елементами, мабуть, близький до межі. Збільшення довговічності сплавів при високій температурі досягається не за рахунок підвищення сумарного вмісту цих елементів. Навпаки, їх концентрація (при загальному збільшенні кількості γ' - фази і γ' - утворювальних елементів в сплавах) має тенденцію до деякого зниження, особливо титану.

При досягнутому рівні легування ефективними зміцнювачами стають такі γ' - утворювальні елементи, як ніобій і тантал, оскільки вони інтенсивніше стабілізують γ' - фазу і карбіди, забезпечують більш широкі можливості для досягнення оптимального параметра невідповідності ґраток на міжфазних γ / γ' - границях, що призводить до збільшення термостабільності і жароміцності сплаву в цілому.

Тантал впливає на термостабільність виділень зміцнювальної γ' - фази, утворює дисперсні термодинамічно стійкі монокарбіди ТаС. Входячи до складу карбідів, він покращує їх морфологію і відповідно удосконалює механізм карбідного зміцнення.

Найбільш ефективним є спільне легування жароміцних нікелевих сплавів танталом і ренієм, яке забезпечує підвищення температури сольвус, за рахунок

різкого зниження дифузійної рухливості елементів в жароміцних нікелевих сплавах, особливо при підвищених температурах. Ці елементи сприяють значному зміцненню γ - твердого розчину і стабілізації γ' - фази, сприяють уповільненню та гальмуванню процесів коагуляції великих і розчинення дрібних частинок γ' - фази при високих температурах.

Бор зосереджується на межах зерен у вигляді твердих важкотопких частинок, уповільнює зернограничну дифузію, знижує поверхневу енергію границь зерен і підвищує їх когезійну міцність. Введення всього 0,01 мас. % (0,06 ат.%) бору зменшує зерномежовий коефіцієнт самодифузії нікелю при температурі 800°C в 5 разів і в 4 рази збільшує тривалу міцність ЖНС при температурі 975°C і $\sigma = 200$ МПа. Крім того вказується, що бор призводить до поліпшення морфології карбідів типу $Me_{23}C_6$. Однак утворення в жароміцних нікелевих сплавах боридів є ефективним зміцнюванням лише при температурах до 1000°C. При більш високих температурах бориди набагато раніше, ніж карбіди, стають нестійкими, будучи причиною знеміцнення жароміцних нікелевих сплавів. Крім того, бор бере участь в утворенні легкоплавкої карбоборидної евтектики, що негативно впливає на температуру солідус жароміцних нікелевих сплавів. В сучасних жароміцних нікелевих сплавах з монокристалічною структурою вміст бору знижено до 0,004 ... 0,015 мас.% (0,02 ... 0,08 ат.%) або бор відсутній зовсім. У жароміцних нікелевих сплавах для спрямованої кристалізації при вмісті вуглецю 0,1 ... 0,2 мас. % (0,5 ... 1,0 ат.%) оптимальний вміст бору становить 0,01 ... 0,02 мас. % (0,06 ... 0,11 ат.%) і до 0,10 мас. % (0,55 ат.%) при зниженні вмісту вуглецю до 0,02 мас. % (0,01 ат.%).

Вуглець в сучасних жароміцних нікелевих сплавах утворює не тільки стабільні зміцнюючі карбідні фази при високих температурах. В жароміцних нікелевих сплавах вони виділяються, на відміну від кобальтових, залізних і інших сплавах, переважно по межах зерен, а не у внутрішніх областях, але і зміцнюючи малокутові границі, що з'являються в процесі росту кристалів і знижують ймовірність виникнення гарячих тріщин при литті лопаток складної конструкції. Разом з тим, маючи менший коефіцієнт лінійного розширення, ніж γ - матриця

ЖНС, карбіди є інтенсивними концентраторами напружень і джерелами зародження мікротріщин, особливо в умовах циклічних випробувань на витривалість, малоциклову втому і термовтому. Карбіди типу Me_{23}C_6 і Me_6C , що утворюються при розпаді нестабільних карбідів типу MeC , є також джерелами зародження ТЩУ- фаз типу σ - і μ -.

Поширена думка [1-7, 11, 15, 16, 17, 18, 19], що ускладнення складу сплаву викликає зміна співвідношення γ - і γ' - фаз, а також перерозподіл елементів між ними, при цьому хром впливає на розчинність титану, ніобію, танталу в γ' - фазі. В цих роботах відзначається, що знеміцнення жароміцних нікелевих сплавів зі спрямованою (моно) структурою відбувається внаслідок перерозподілу легувальних елементів поблизу границь фаз, що відноситься до найбільш дифузійно-рухомих елементів - алюмінію, титану, хрому і домішок, які сприяють процесу коагуляції γ' - фази і зменшення її кількості.

Для спрямованої (моно) кристалізації сплавів, призначених для лиття методом рівноосьової кристалізації із традиційною схемою легування, дозволяє підвищити границі їх тривалої міцності, повзучості, а також пластичність, але не дозволяє в повній мірі реалізувати потенційні можливості цих сплавів.

Автори [1, 3, 7, 11] звертають увагу на те, що найбільший вплив на розчинність танталу в нікелі надає хром, і для підвищення вмісту танталу в корозійностійких нікелевих сплавах необхідно знижувати вміст хрому.

1.2 Вплив термічної обробки на структурну і фазову стабільність жароміцних сплавів на нікелевій основі

При вирішенні важливого завдання підвищення надійності литих виробів необхідно враховувати всі фактори, що впливають на експлуатаційні властивості виливків, що можливо лише при наявності достатньої інформації про процеси

структурування, що протікають в сплавах при різних температурах. Підвищення надійності і ресурсу газотурбінних двигунів у великій мірі залежить від підвищення термічної стабільності жароміцних нікелевих сплавів [9-10, 26, 39, 15, 16, 20-24].

Більшість досліджень [1, 3, 4, 6, 7, 9] про зв'язок легування з термічною стабільністю γ' - фази дають обмежену інформацію, яка відноситься до конкретних промислових сплавів. Автори вважають, що більш детальне вивчення питання вимагає постановки спеціальних досліджень з систематичного вивчення впливу елементів на температури початку ($t_{п.р.}^{\gamma'}$) і кінця ($t_{к.р.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази в області легування багатокомпонентної системи, що охоплює широкий ряд жароміцних нікелевих сплавів.

Необхідність вивчення структури і властивостей створюваних нових жароміцних нікелевих сплавів для спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття, а також удосконалення складів і розроблення модифікацій на базі відомих промислових марок в литому стані, після термообробки і тривалого теплового впливу пов'язано з обмеженою інформацією в літературі [9-17].

Механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів значною мірою визначаються температурою старіння. При цьому в сплавах зі спрямованої (моно) структурою стабілізація фазового стану відбувається при більш високій температурі, ніж у сплавів з рівноосною структурою. Вивчення основних закономірностей розпаду γ' - твердого розчину і виділення фаз необхідно для оптимального вибору режиму старіння, який повинен забезпечити найбільш ефективне зміцнення сплавів. Цей шлях на практиці реалізовувався для ряду вітчизняних і зарубіжних нікелевих сплавів за допомогою емпіричного підбору ступенів гомогенізації і старіння [14, 15, 24].

Існує думка [18, 13], що стандартні режими термообробки, які включають операції двоступеневої гомогенізації і старіння, дозволяють отримувати достатньо високі характеристики жароміцності. Однак, це не забезпечує достатнього запасу пластичності, необхідної для застосування цих сплавів в стаціонарному газотурбобудуванні при тривалій експлуатації.

Вважається [3-6, 11, 19], що максимальна міцність досягається тоді, коли відбувається повний розпад γ - твердого розчину, що спостерігається при розмірі частинок γ' - фази (0,30 - 0,50 мкм). При цьому жароміцні нікелеві сплави з інтерметалідним зміцненням термообляються високотемпературною гомогенізацією (обробкою на твердий розчин) і швидким охолодженням, яке фіксує твердий розчин, з подальшим високотемпературним та низькотемпературним старінням, в результаті чого відбувається дорозчинення дисперсних частинок надлишкових фаз. Однак, такий режим термообробки не завжди дозволяє отримати досить високу пластичність сплавів, необхідну при тривалій експлуатації лопаток ГТУ.

У роботах [17, 25, 19] зазначено, що багатоступенева циклічна гомогенізація лопаток зі спрямованої структурою є найбільш ефективною у вирівнюванні хімічного складу. З її допомогою прагнуть отримати повне розчинення γ' - фази і здебільшого нерівноважних фаз без локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$). Автори робіт [18, 24] вважають, що після високотемпературної гомогенізації слід проводити низькотемпературну гомогенізацію з охолодженням на повітрі, що надає γ' - фазі бімодальність та оптимізує параметри повзучості. При цьому, розміри частинок γ' - фази, морфологія і розподіл евтектики ($\gamma + \gamma'$), карбідної фази в структурі сплаву є визначальними факторами, які впливають на характеристики міцності і пластичності. Практичний досвід показав, що при короткочасних і тривалих випробуваннях найкраще поєднання міцності і пластичності в жароміцних нікелевих сплавах досягається після двоступеневої гомогенізації [21, 23, 12-14].

За сучасними уявленнями, оптимальне поєднання міцності і пластичності в жароміцних нікелевих сплавах спостерігається при обмеженому перестарюванні γ' - фази і при наявності специфічної структури, коли дискретні виділення карбідів оточені більш пластичною матрицею. Така структура забезпечує затримку розвитку міждендритних тріщин і сприяє збільшенню довговічності сплавів, за рахунок підвищення запасу пластичності, знижуючи чутливість до концентраторів напружень [5, 6, 7, 18, 25].

У багатьох дослідженнях [18, 25] зазначається, що неоднорідна структура матеріалу є найбільш оптимальною для лопаток турбін, які працюють в умовах важконавантаженого стану. Автори вказують на те, що різнодисперсність (в основному бімодальність - двохрозмірність) і морфологія γ' - фази забезпечує вирівнювання тривалої міцності за різними кристалографічними напрямками, роблячи матеріал більш ізотропним. При цьому, жароміцність нікелевих сплавів в значній мірі визначається кількістю, дисперсністю і розподілом γ' - фази, що залежить від термічної обробки. Тому оптимізація режимів термообробки для ливарних жароміцних нікелевих сплавів є важливим фактором. Разом з тим, до теперішнього часу немає єдиної думки щодо вибору оптимальних режимів термообробки [18, 20, 16].

Виділення небажаних фаз в структурі жароміцних нікелевих сплавах має місце як при термообробці, так і в процесі тривалої експлуатації в інтервалі, так званих, небезпечних температур 750-950°C. В даний час експериментально встановлено, що ТЩУ - фази виділяються із аустенітної матриці (γ - твердого розчину).

В даний час встановлена електронна природа цих фаз [20-22]. При цьому, великий інтерес представляє прогнозування умов утворення ТЩУ - фаз [1, 4, 6, 7, 11, 16], виділення яких спостерігається в структурі жароміцних нікелевих сплавів, особливо після кристалізації. Автори відзначають, що утворенню несприятливих σ -, μ - фаз в значній мірі сприяють хром, вольфрам, молібден, реній і деякі інші елементи. Разом з тим, добавки кобальту менше 5% знижує схильність до процесу σ - утворення, так як кобальт входить до складу γ' - фази і витісняє хром в γ - твердий розчин. Разом з тим, вміст кобальту понад 5% в складі сплавів активно сприяє підвищенню процесів σ - утворення.

Існує думка [5, 16], що ливарні жароміцні нікелеві сплави не слід термічно обробляти, тому що розпад γ - твердого розчину і формування частинок γ' - фази відбувається в процесі кристалізації сплаву. Однак, багато дослідників [1, 3, 4-7, 11, 23] вважають, що в сплавах, які не піддаються термічній обробці, в процесі експлуатації при високих температурах збільшується лікваційна неоднорідність, і

значно погіршується пластичність. При цьому, для сплавів, які містять значну кількість γ' - фази (50 - 60%) найкраще поєднання міцності і пластичних характеристик досягається після двоступеневої гомогенізації.

Відповідно до думки дослідників [19-21], для забезпечення при робочих температурах експлуатаційних властивостей в жароміцних нікелевих сплавах необхідно сформувати оптимальний структурний стан, що відрізняється високою термічною стабільністю.

Відомо, що структурний стан сплавів після термообробки має забезпечувати виділення максимальної кількості γ' - фази, близького до граничного для даного марочного складу в інтервалі робочих температур, при сприятливому розподілі часток за розмірами. Разом з тим, вплив зовнішніх і внутрішніх факторів на термічну стабільність сплавів поблизу робочих температур може бути виявлено тільки при тривалих випробуваннях, що обмежує отримання інформації з даного питання [15].

Автори робіт [23, 24] представили інформацію про вплив кількості γ' - фази на жароміцні властивості нікелевих сплавів з підвищенням концентрації важкотопких елементів. Зроблено висновок, що жароміцність і термічна стабільність сплавів в діапазоні робочих температур, в більшій мірі, залежить не стільки від кількості γ' - фази, скільки від її хімічного складу, так як дифузія є відповідальною за високотемпературні процеси.

У роботах [18, 22, 11, 25] відзначено, що типовий режим термообробки для складнолегованих нікелевих сплавів передбачає три стадії: гомогенізацію (для вирівнювання ліквацийної неоднорідності і розчинення метастабільних нерівноважних фаз грубої морфології), а також два ступені старіння (для виділення дисперсних вторинних фаз і зняття термічних напруг). Разом з тим, автори відзначають, що термообробка жароміцних нікелевих сплавів, призначених для спрямованої кристалізації, відрізняється гомогенізацією при більш високій температурі. При цьому, відбувається не тільки повне розчинення γ' - фази, але і часткове розчинення нерівноважних фаз, а також зниження дендритних лікваций.

Автори [1, 3, 5, 6, 7, 18, 25] вказують, що після першого ступеня гомогенізації проводять другу ступінь гомогенізації в температурному діапазоні (1030-1070°C). Такий режим термообробки забезпечує більш високі характеристики жароміцним нікелевим сплавам, призначеним для спрямованої кристалізації і монокристалічного литва. Про роль процесів виділення і розчинення зміцнюючих фаз у формуванні структури жароміцних нікелевих сплавів відзначається в роботах [9-11].

У більшості відомих робіт [1-8, 18-22] показано, що структурна і фазова стабільність сплавів визначається станом внутрішніх поверхонь розділу меж зерен і границь фаз. Автори вищезазначених робіт вважають, що роль границь фаз у формуванні властивостей особливо зросла у зв'язку із тенденцією збільшення об'ємної частки γ' - фази, кількість якої досягає (50-60%) і більше, а відповідно, і сумарної поверхні міжфазних границь, що спостерігається в сучасних жароміцних нікелевих сплавах.

Більшість авторів [1, 3, 4, 6, 7, 18, 22, 24, 25] вважає, що спектр стану границь фаз значно різноманітніший, ніж спектр стану границь зерен. Випереджальна дифузія по границях фаз, де ефекти можуть бути значними, займає проміжне положення між границею зерен і тілом зерна. Показано, що до теперішнього часу режими термообробки для сплавів підбираються емпірично, на основі тривалих структурних досліджень, при яких формується структура, що забезпечує оптимальний комплекс властивостей, хоча багато з них можуть бути нижче свого максимального рівня.

На рисунку 1.1 видно, що максимальна розчинність нікелю у танталі при $t = 1788^\circ\text{C}$ дорівнює $\sim 8\%$ (за масою), а танталу в нікелі при $t = 1360^\circ\text{C} \sim 30\%$ (за масою). При температурі $t = 800^\circ\text{C}$ розчинність танталу в нікелі знижується до $\sim 10\%$ (за масою).

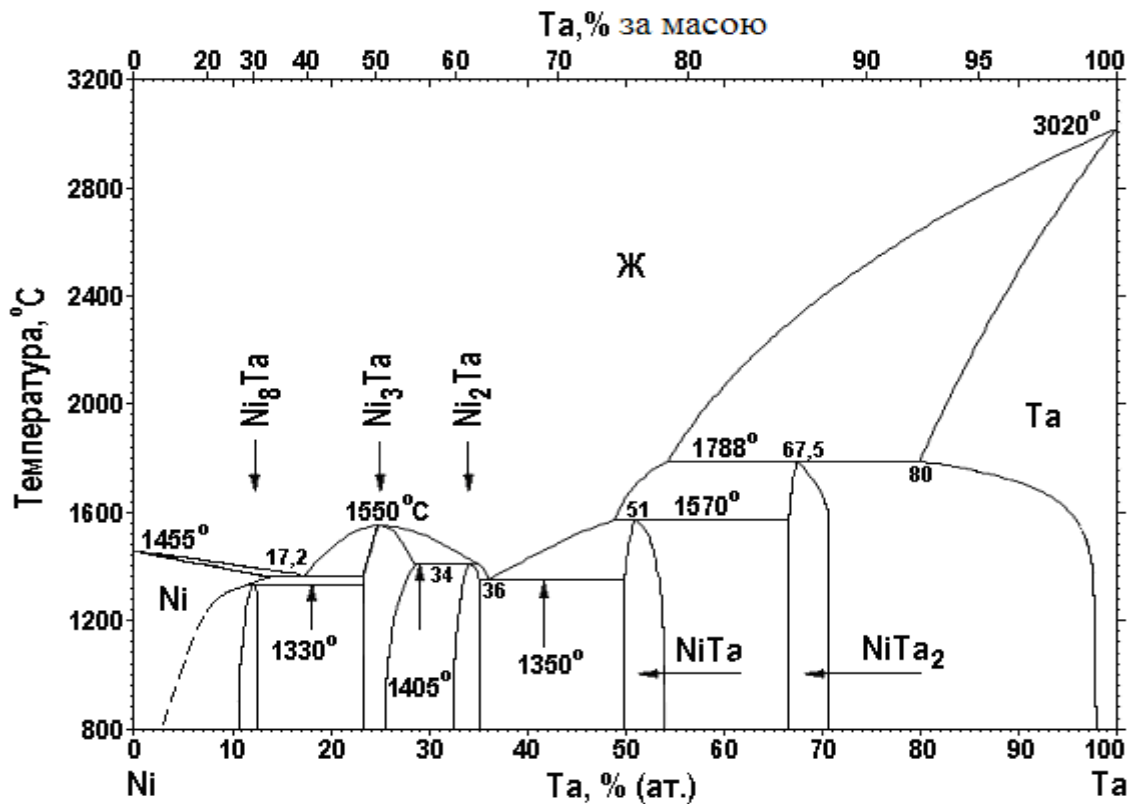


Рисунок 1.1 - Діаграма стану металевої системи Ni - Ta

При охолодженні (кристалізації) або нагріванні в багатокомпонентних жароміцних нікелевих сплавах протікає ряд фазових перетворень, які визначають фазовий склад і кінцеву структуру. В цілому, хімічний склад зумовлює температурні інтервали протікання основних фазових перетворень при кристалізації (охолодженні) або нагріванні, до яких відносяться розчинення або виділення часток γ' - фази в γ - твердому розчині, розчинення або плавлення нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$), плавлення γ - твердого розчину, виділення або розчинення карбідів різного типу.

До негативних структурних змін можуть приводити несприятливі фазові перетворення, що ведуть до різкого зниження механічних властивостей та втрати працездатності сплаву. Дані процеси можливі в багатокомпонентних жароміцних нікелевих сплавах при незбалансованому хімічному складі.

В даний час в США проведена науково-дослідницька робота, наприклад, з розробки монокристалічного сплаву MAR-M-247, на базі якого в подальшому було розроблено кілька модифікацій сплавів CMSX-2, CMSX-3, CMSX-4 в ході

програми Garrett / NASA «Матеріали для перспективних двигунів». Таким чином, з метою досягнення високого рівня збалансованості складу і властивостей треба використовувати тільки комплексний підхід при розробці нових сплавів.

У Росії (ВІАМ) розроблені корозійностійкі нікелеві сплави ЖСКС-1 і ЖСКС-2 з підвищеною жароміцністю, призначені для лиття лопаток стаціонарних ГТУ методом спрямованої кристалізації і монокристалічного литва. Дані сплави мають ВТК - стійкість на рівні сплавів ЦНК-7, ЦНК-8, ЗМІ-3У, ЧС-70, а по тривалій міцності відповідають рівню сплавів ЖС-6К, ЖС-6У, ЖС-6Ф, ЖС-26 авіаційного призначення.

2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1. Матеріали дослідження

В рамках досліджень даної роботи було вивчено вплив танталу на критичні температури і температурні інтервали фазових перетворень ливарного жароміцного корозійного нікелевого сплаву ЗМІ-3У.

На основі базового сплаву ЗМІ-3У відливалися дослідженні сплави, що містять тантал в досліджуваному діапазоні (1-5%), з концентраційним кроком всередині діапазону легування 1%, за масою. В якості шихтових матеріалів використовувалися чисті вихідні матеріали (табл. 2.1).

Таблиця 2.1 – Стандартні шихтові матеріали

Шихтові матеріали	Марка	Стандарт
Нікель катодний	НО	ГОСТ 8492-70
Хром	Х99А	ГОСТ 5905-79
Кобальт	КО	ГОСТ 123-78
Вольфрам, штабики	ШВЧ	ТУ 48-19-83, ТУ48-19-76-90
Молібден, штабики	МШО	ТУ 48-19-73-86
Алюміній	А99	ГОСТ 16100-74
Тантал, прутки, пластини	ТВЧ	ГОСТ 189041-89
Титан губчастий	ТГ100	ГОСТ 177446-70
Лігатура нікель-бор	НБ-1	ТУ 14-106-292

Хімічний аналіз досліджених плавок проводився стандартними методами, відповідно до вимог ТУ 14-1689-73 і ОСТ 1.90127-85. Спектральний хімічний аналіз проводився на оптичному емісійному приладі ARL-4460 (квантометр одночасного багатоканального аналізу) в хвильовому діапазоні 170 - 800 нм. Хімічний склад дослідних плавок приведений в табл. 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад дослідних плавок

№ складу	Вміст елементу, % за масою											
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	B	Y	La	Ni
0	0,08	13,3	3,3	4,8	0,8	7,2	5,0	--	0,009	0,03	0,01	реш.
1	0,07	13,1	3,4	4,7	0,7	6,9	5,1	0,9	0,008	0,03	0,01	реш.
2	0,07	13,2	3,6	4,6	0,8	7,0	4,9	1,9	0,008	0,03	0,01	реш.
3	0,08	13,5	3,5	4,6	0,7	6,9	4,8	2,8	0,009	0,03	0,01	реш.
4	0,06	13,0	3,6	4,4	0,7	7,2	5,0	3,9	0,008	0,03	0,01	реш.
5	0,07	13,2	3,5	4,5	0,8	7,1	5,1	4,8	0,008	0,03	0,01	реш.

Сплав ЗМІ-3У без танталу (склад «0») відповідав середньомарочному паспортному сплаву. Кожен наступний за номером (1-5) досліджений сплав, містив за розрахунком, на 1% танталу за масою більше, ніж попередній.

2.2. Метод диференційного термічного аналізу

Дослідження методом диференційного термічного аналізу проводилося на установці ВДТА-8М в середовищі гелію при постійній швидкості нагрівання (охолодження), що дорівнює 800°C / хв. Як еталон використовувався термічно інертний зразок чистого вольфраму (W-еталон). Технологія калібрування по температурам плавлення чистих металів дозволив отримати добре відтворювані результати, незалежно від швидкості нагріву.

Визначення температурних інтервалів фазових перетворень в досліджених сплавах, легованих танталом в дослідженому діапазоні (1-5)%, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу, проводилося на зразках до термообробки.

Використовуючи даний метод, на ДТА - кривих визначали температурні інтервали фазових перетворень, пов'язані зі зміною ентальпії в зразку дослідженого сплаву, як в твердому, так і в рідкому стані.

За кількістю, формою, величиною і розташуванням піків на термічних кривих (термограмах) нагрівання та охолодження визначали порогові значення температур і ширина температурного інтервалу для конкретного фазового перетворення. Максимальна температура нагріву зразків в установці ВДТА-8М становила 1450°C. Заповнення камери гелієм вироблялося до 0,08 - 0,09 МПа після попередньої відкачки камери до розрідження не менше $1,33 \cdot 10^{-3}$ Па. При цьому, операція «промивання» гелієм повторювалася двічі.

Зразки дослідних сплавів були однакових розмірів (діаметр $\varnothing 3$ мм, довжина $l = 3$ мм) і маси ($1,45 \pm 0,0005$ г). Для кожного дослідного сплаву досліджувалося по два зразки. Відповідно до методики експерименту, нагрівання та охолодження кожного зразка проводився двічі в тиглі з оксиду цирконію. Слід зазначити, що в процесі повторного нагріву і охолодження в умовах проведення експерименту ніяких змін не спостерігалось. Повторний нагрів проводився з метою більш повного заповнення дна тигля після розплавлення зразка і виключення похибок, пов'язаних з вимірюванням температури, оскільки отримання даних проводилося через витончене дно тигля. Відносна похибка методу становила $\pm 2,5^\circ$.

В процесі нагрівання або охолодження, зі зміною температури в часі, відбувалося порівняння теплових потоків в термічно інертному ідеалі вольфраму і дослідного зразка. У разі їх рівності виходила базова лінія на реєструючому приладі, без будь-яких змін. При наявності в дослідному зразку будь-яких перетворень, пов'язаних зі зміною ентальпії, що протікає з поглинанням або виділенням тепла (ендо- або екзо- термічні процеси), фіксувалися відхилення від прямолінійного ходу базової лінії у вигляді піків на термічній кривій в одну або іншу сторону [26, 27].

На підставі результатів досліджень, отриманих методом ДТА, литі заготовки зразків дослідних сплавів термічно оброблялися в вакуумі або нейтральній атмосфері, відповідно до заданих режимів.

Температура першого ступеня гомогенізації для кожного дослідного сплаву призначався індивідуально, всередині інтервалу між температурами евтектичних перетворень ($t_{\text{евт.}}$) і кінця ($t_{\text{к.р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази, за формулою: $t_{\text{ГОМ.}}^I = t_{\text{к.р.}\gamma'} +$

15⁰С [28].

Температура другого ступеня гомогенізації всім дослідженим сплавам була призначена $t_{\text{ГОМ.}}^{\text{II}} = 1050^{\circ}\text{C}$, з урахуванням технологічної температури нанесення захисного покриття .

2.3. Металографічні дослідження

Дослідження мікроструктури монокристалічних зразків дослідних сплавів проводилися на не травлених і травлених мікрошліфах, площина яких була орієнтована уздовж і по нормалі до поверхні зразків, на світловому оптичному мікроскопі «Olympus IX-70» з цифровою відеокамерою «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при збільшеннях $\times 100$, $\times 200$, $\times 1000$.

Мікроструктура виявлялася за допомогою травлення поверхні шліфів реактивом Марбле [35] - CuSO_4 - 4 г, HCl - 20 мл, вода - 20 мл по режиму: травлення 10 - 15 секунд, промивка водою, сушка гарячим повітрям. Для виявлення евтектики $\gamma + \gamma'$ і γ' - фази використовувався реактив CuSO_4 - 20 г, H_2SO_4 - 5 мл, решта - H_2O , щільність струму - 500 А / м². Для виявлення карбідів, використовувався реактив NaF - 30 г, HCl - 100 мл, лимонна кислота - 100 г, H_2O - 1000 мл, щільність струму - 200 А / м². Для ідентифікації σ - фази і карбідів типу M_6C , що мають схожу гольчасту морфологію, проводилося кольорове травлення за допомогою реактиву: червона кров'яна сіль - 10 г, NaOH - 10 г, H_2O - 100 мл, щільність струму 500 А/м².

Дослідження тонкої структури (морфології, складу фаз) дослідних сплавів до і після термообробки здійснювали методом електронної мікроскопії на растровому мікроскопі JEOL JSM-6360LA при збільшеннях $\times 2000$, $\times 3000$, $\times 5000$, $\times 10000$.

Вміст танталу в сплаві ЗМІ-3У змінювався в межах досліджуваного

діапазону легування (1-5%). Вміст інших легувальних елементів знаходився в межах марочного складу ЗМІ-3У [36, 37]. При цьому, з огляду на те, що зразки дослідних сплавів відливалися як зі спрямованою (моно), так і рівноосною структурою, з хімічного складу повністю не виключалося зернограничне зміцнення - вуглець і бор. Однак, концентрація їх була знижена з метою поліпшення технологічності при отриманні виливків методом спрямованої (моно) кристалізації (див. табл. 2.2).

Мікроструктуру вивчали на поперечних і поздовжніх шліфах, вирізаних перпендикулярно і паралельно кристалографічних напрямках [001] з монокристалічних зразків, отриманих зі сплаву ЗМІ-3У, легованого танталом в досліджуваному діапазоні (1-5)% за масою.

3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТАНТАЛУ НА КРИТИЧНІ ТЕМПЕРАТУРИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ЖАРОМІЦНОМУ НІКЕЛЕВОМУ СПЛАВІ ЗМІ-3У

При нагріванні в жароміцних нікелевих сплавах протікає ряд фазових перетворень, що визначають кінцевий фазовий склад і структуру. Будова литих сплавів зумовлює температурні інтервали протікання при нагріванні основних фазових перетворень, до яких відносяться розчинення частинок γ' - фази в γ твердому розчині, плавлення нерівноважних евтектичних (перитектичних) виділень $\gamma+\gamma'$ і плавлення γ - твердого розчину. При охолодженні зазначені перетворення протікають в зворотному порядку. Протікаючі фазові перетворення можуть призводити до небажаних змін структури і, як правило, до зниження або втрати працездатності сплавів [22, 28,29].

3.1 Оцінка впливу танталу на температури фазових перетворень сплаву ЗМІ-3У

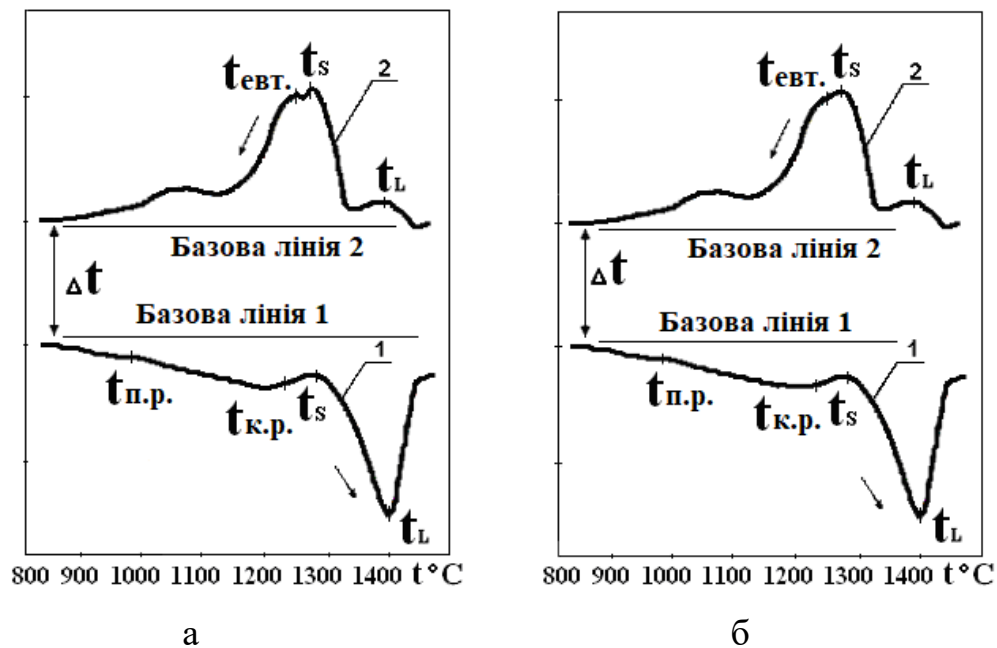
В процесі пошуку оптимальних границь легування танталом сплаву ЗМІ-3У особливе значення мали дослідження, пов'язані з отриманням даних про вплив танталу в дослідженому діпазоні концентрацій (1-5%), за масою, на процеси розчинення γ' - фази для призначення оптимальної температури гомогенізації першого ступеня дослідженого сплаву. Методом диференціального термічного аналізу були вивчені фазові перетворення в дослідних сплавах, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу.

Даний метод дозволив з високою точністю визначити температурні інтервали фазових перетворень в дослідних сплавах і ідентифікувати вид

високотемпературної частини ДТА - кривих [28]. Розшифровка термограм проводилася з урахуванням рекомендацій, зазначених в роботах авторів [27].

У зв'язку з цим, були проведені порівняльні дослідження характеристик теплових процесів, пов'язаних зі змінами структурного стану в зразках досліджених сплавів при нагріванні і охолодженні до термообробки.

На рис. 3.1 представлені типові термограми нагріву і охолодження досліджених сплавів, що включають піки розчинення (виділення) γ' - фази зі схематично зазначеними температурами фазових перетворень. Крива 1 - відповідає нагріву вихідного зразка, крива 2 - охолодженню цього ж зразка після його розплавлення в тиглі в результаті нагрівання.



Термограми: 1 – крива нагріву; 2 – крива охолодження.

а – ЗМІ-3У без Та; ЗМІ-3У + 0,9% Та; ЗМІ-3У + 1,9% Та; б – ЗМІ-3У + 2,8% Та; ЗМІ-3У + 3,9% Та; ЗМІ-3У + 4,8% Та.

Рисунок 3.1 - Типові ДТА - криві дослідних сплавів до термообробки зі схематично нанесеними температурами фазових перетворень

Температури початку $t_{п.р.}^{\gamma'}$ і кінця розчинення γ' - фази, температури солідусу t_s і ліквідуса t_L для дослідних сплавів визначали по початку відхилення від базової лінії на термограмах нагріву (крива 1).

Так як значення температур t_s , t_L знаходяться в межах температурного інтервалу, обумовленого тепловим гістерезисом, то для точного знімання даних і більш об'єктивної їх інтерпретації керувалися одночасно кривими нагрівання (крива 1) і охолодження (крива 2). Температура евтектичних перетворень $t_{эвт}$ визначалася за термограмою охолодження (крива 2) з коригуванням температур солідусу t_s і ліквідуса t_L .

Аналіз термограм дослідних сплавів показав, що характерною ознакою при виявленні піку плавлення є значне перевищення ним усіх інших. Так, початку плавлення відповідає відхилення термічної кривої від базової лінії, кінця плавлення - точка поблизу перегину гілки, що зростає до піку плавлення. На пік плавлення накладаються теплові ефекти перетворень, зумовлені плавленням евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$ і розчиненням первинних карбідів, які підсумовуються і значно перекриваються піком плавлення.

На кривій нагріву 1 (див. рис. 3.1) видно, що температурному інтервалу плавлення передуює інтервал розчинення γ' - фази. Характерною особливістю процесу розчинення γ' - фази є збільшення інтенсивності фазового перетворення з ростом температури. Слід зазначити, що на ДТА - кривих спостерігається не монотонність процесу розчинення в області його завершення, що, за поглядом, пов'язано з різним характером цього процесу для γ' - фази, яка виділилася в осях дендритів і міждендритних просторах.

При розшифровці ДТА - кривих під температурою кінця розчинення γ' - фази мали на увазі температура розчинення високодисперсних частинок, що виділилися з пересиченого γ - твердого розчину при охолодженні від температури першого ступеня гомогенізації. Аналіз ДТА - кривих показав, що в дослідних сплавах в дослідженому діапазоні концентрації танталу (1-5%) перший ендотермічний ефект спостерігається в досить широкому температурному діапазоні від 1165 до 1240°C і пов'язаний з розчиненням γ' - фази.

Другий ендотермічний ефект (початок інтенсивного плавлення евтектики $\gamma + \gamma'$) спостерігається також в досить широкому температурному діапазоні (1215 - 1265°C).

Нагрівання литих зразків дослідних сплавів вище 1265°C призводить до повного розчинення великих виділень евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$ і карбідної фази. При цьому тепловий ефект, що відповідає утворенню евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$, краще виявляється на кривих охолодження 2.

Слід зазначити, що великий екзотермічний ефект спостерігається у всіх досліджених сплавах на кривих охолодження 2 при $t = 1050^\circ\text{C}$, що, ймовірно, пов'язано з ростом вторинної високотемпературної γ' - фази, що виділилася в процесі охолодження від температури другого ступеня гомогенізації.

На термограмах дослідних сплавів «0», «1», «2» (див. рис. 3.1 а) чітко видно поділ двох екзотермічних піків на кривій охолодження 2: основний, більший за площею і більш високотемпературний, пік кристалізації γ - твердого розчину, евтектики $\gamma + \gamma'$ і виділення γ' - фази.

Порівняльний аналіз даних показав, що більша кількість евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$ міститься в досліджених сплавах «3», «4», «5», що містять 2,8; 3,9; 4,8% танталу відповідно. При цьому, піки розчинення і виділення первинних карбідів часто накладаються на піки евтектичних перетворень, які краще виражені на кривих охолодження 2.

Аналіз термограм досліджених сплавів «3», «4», «5» (див. рис. 3.1 б) показав, що відбувається згладжування цієї різниці, і пік, відповідний виділенню γ' - фази підсумовується з основним піком кристалізації. На кривій охолодження 2 видно, що кристалізаційний пік є більш широким і складним і, по всій видимості, містить кілька перетворень, що відповідають різним структурним перетворенням, близьким по температурах. При цьому, високотемпературна границя розчинення первинних карбідів типу MeC з підвищенням концентрації танталу наближається до температури плавлення γ - твердого розчину - t_s . Вплив концентрації танталу в дослідженому діапазоні (1-5%) на температури фазових перетворень в дослідних

сплавах, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу (склад «0»), наведено в таблиці 3.1. і в роботі авторів [28].

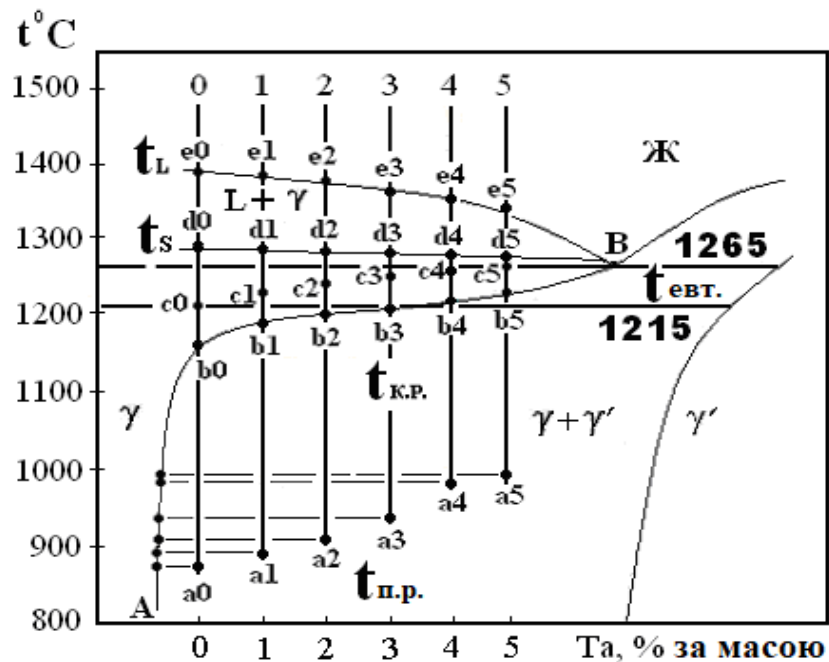
Температурні інтервали: $\Delta t_1 = t_L - t_s$ - ширина інтервалу кристалізації дослідженого сплаву ; $\Delta t_2 = t_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$ - ширина інтервалу для проведення гомогенізації першого ступеня. Температура $t_{\text{ГОМ.}}^I$ - індивідуальна, оптимальна температура гомогенізації першого ступеня для дослідних сплавів «0» - «5»; $V_{\gamma'}$ - об'ємна частка γ' - фази в структурі дослідженого сплаву.

Таблиця 3.1 - Температури (°C) фазових перетворень в досліджених сплавах

№ сплава	Критичні температури, °C								
	$t_{\text{Л.Р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{ЕВТ.}}$	t_s	t_L	Δt_1	Δt_2	$t_{\text{ГОМ.}}^I$	$V_{\gamma',\%}$
0	880	1165	1215	1280	1390	110	50	1180	48
1	890	1180	1230	1280	1380	100	50	1195	50
2	910	1195	1240	1280	1380	100	45	1210	53
3	930	1210	1250	1280	1370	90	40	1225	55
4	970	1225	1260	1285	1365	80	35	1240	57
5	990	1240	1265	1280	1360	80	25	1255	58

Аналіз даних таблиці 3.1 показав, що при вмісті танталу 4,8% в сплаві ЗМІ-3У (склад «5») відбувається зміщення температурних границь фазових перетворень в область більш високих температур: $t_{\text{Н.Р.}}^{\gamma'}$ на 110°C, $t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$ на 75°C , $t_{\text{ЕВТ.}}$ на 50°C, що говорить про підвищення термічної стабільності γ' - фази. Одночасно в складі «5» спостерігається зниження температури ліквідуса t_L на 30°C. Температура ліквідуса t_L дослідних сплавів знаходиться в температурному діапазоні 1360 - 1390°C. Температура солідусу t_s у всіх досліджених сплавах залишається стабільною і знаходиться в межах 1280° - 1285°C. На підставі аналізу даних ДТА - кривих з порівняльного дослідження температурних інтервалів фазових перетворень в дослідних сплавах, на рис. 3.2 схематично представлено політермічний перетин багатокомпонентної діаграми стану в координатах: температура t °C - концентрація танталу,% за масою. Слід зазначити, що в

дослідних сплавах сумарний вміст алюмінію і титану, основних γ' -утворювальних елементів, залишалося постійним, а концентрація танталу змінювалася в межах (1-5)% за масою. При цьому об'ємна частка γ' - фази в дослідних сплавах знаходилася в межах 48-58% (див. табл. 3.1). Підвищення концентрації танталу призводить до збільшення ширини існування однофазної γ - області (рис. 3.2). При цьому тантал є більш сильним γ' - стабілізатором, ніж титан, що узгоджується з результатами робіт [1, 4, 29].



0 – ЗМІ-3У без Та; 1 - ЗМІ-3У + 0,9% Та; 2 - ЗМІ-3У + 1,9% Та;

3 – ЗМІ-3У + 2,8% Та; 4 - ЗМІ-3У + 3,9% Та; 5 - ЗМІ-3У + 4,8% Та.

Рисунок 3.2 - Вплив танталу на температури фазових перетворень дослідних сплавів

На рис. 3.2 видно, що температури: $t_{п.р.}^{\gamma'}$ - точки (a0, a1, a2, a3, a4, a5), $t_{к.р.}^{\gamma'}$ - (b0, b1, b2, b3, b4, b5), $t_{евт.}$ - (c0, c1, c2, c3, c4, c5), t_s - (d0, d1, d2, d3, d4, d5), t_L - (e0, e1, e2, e3, e4, e5) є індивідуальними критичними температурами для сплаву ЗМІ-3У без танталу (склад «0») і дослідних сплавів з 0,9%, 1,9%, 2,8%, 3,9%, 4,8% танталу (склади «1», «2», «3», «4», «5»).

Процес розчинення або виділення γ' - фази з γ - твердого розчину (див. рис. 3.2) контролюється кривої АВ, на якій видно, що збільшення концентрації танталу в дослідних сплавах викликає підвищення температур початку $t_{п.р.}^{\gamma'}$ (точки а0 - а5) і кінця $t_{к.р.}^{\gamma'}$ (точки b0 - b5) розчинення γ' - фази. Положення точок температур початку розчинення $t_{п.р.}^{\gamma'}$ і кінця розчинення $t_{к.р.}^{\gamma'}$ безпосередньо характеризують фазову стабільність дослідного сплаву.

При підвищенні температури в інтервалі від кімнатної $t_{ком}$ до $t_{п.р.}^{\gamma'}$ фазових перетворень в дослідних сплавах не спостерігається, так як розчинність γ' - фази в γ - твердому розчині відсутня, і її об'ємна частка залишається незмінною, в порівнянні з вихідним станом (до термообробки).

При подальшому підвищенні температури починається процес розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині, який різко зростає і закінчується при температурі $t_{к.р.}^{\gamma'}$. З підвищенням температури від 900° до 1220°С розчинність γ' - фази різко зростає і практично не змінюється аж до температури солідусу t_s .

В інтервалі температур $t_s - t_{к.р.}^{\gamma'}$ дослідні сплави мають однофазну структуру γ - твердого розчину.

При температурі солідусу t_s починається плавлення дослідних сплавів, а при температурі ліквідусу t_L вони переходять в рідкий стан.

На діаграмі вказані температури евтектичною реакції $t_{эвт.}$ для сплаву ЗМІ-3У без танталу (склад «0») - 1215°С і дослідного сплаву «5» 1265°С (див. рис. 3.2).

З точки зору підвищення працездатності сплаву, важливо, щоб основна зміна розчинності γ' - фази в γ - твердому розчині спостерігалася при найбільш високій температурі.

Результати проведених досліджень дозволяють зробити висновок про те, що температури початку - $t_{п.р.}^{\gamma'}$ і кінця - $t_{к.р.}^{\gamma'}$ розчинення γ' - фази залежать від її хімічного складу і об'ємної частки $V_{\gamma'}$.

Очевидно, що дослідні сплави ЗМІ-3У з 2,8%, 3,9% і 4,8% танталу є найкращими, так як температура кінця розчинення γ' - фази (сольвус) $t_{к.р.}^{\gamma'}$ у них більш висока, більше об'ємна частка γ' - фази, і, отже, вище термічна стабільність,

ніж у сплаву ЗМІ-3У без танталу і дослідних сплавів ЗМІ-3У з 0,9% і 1,9% танталу.

Аналіз діаграми показав, що збільшення концентрації танталу в дослідних сплавах призводить до розширення існування однофазної області (див. рис. 3.2). Зниження температури ліквідусу t_L призводить до звуження інтервалу кристалізації Δt_1 в дослідних сплавах ЗМІ-3У з 3,9% і 4,8% танталу на 25° і 30°C відповідно, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу (див. табл. 3.1), що позитивно впливає на технологічні параметри при формуванні виливків зі спрямованою (моно) структурою.

Підвищення температури кінця розчинення γ' - фази $t_{K.P. \gamma'}$, призводить до звуження інтервалу Δt_2 для вибору оптимальної температури гомогенізації першого ступеня дослідним сплавам ЗМІ-3У з 3,9% і 4,8% танталу на 15° і 25°C відповідно, порівняно зі сплавом ЗМІ-3У без танталу (див. табл. 3.1). При цьому, збільшення концентрації танталу в дослідних сплавах в дослідженому діапазоні легування (1-5%) не призводить до підвищення або зниження температури солідусу t_s . Слід зазначити, що при зіставленні ДТА - кривих нагрівання і охолодження зразків дослідних сплавів кардинальних відмінностей в характері термограм не спостерігалось.

Хоча отримані результати стосуються конкретних дослідних сплавів, вони мають загальний характер і застосовні для великої групи багатокomпонентних нікелевих систем, на що вказують порівняльні дані ряду промислових марок жароміцних нікелевих сплавів. Отримані результати добре узгоджуються з даними робіт авторів [1, 3, 4, 28, 30-31, 33]. Результати досліджень мають і прикладне значення, так як високотемпературна обробка на твердий розчин (перша ступінь гомогенізації) жароміцних нікелевих сплавів багато в чому визначається температурою кінця розчинення $t_{K.P. \gamma'}$ γ' - фази.

Раніше проведені дослідження на зразках сплаву ЗМІ-3У показали, що температура кінця розчинення $t_{K.P. \gamma'}$ γ' - фази може змінюватися в межах 15 - 20°C при зміні вмісту алюмінію і титану всередині марочного складу. Отже, з цієї точки зору, вибір постійної температури гомогенізації першого ступеня для

конкретного сплаву не є оптимальним. Найбільш оптимальним підходом є призначення температури гомогенізації першого ступеня для кожної конкретної плавки сплаву, в залежності від визначення в процесі експерименту температури кінця розчинення $t_{к.р.}^{\gamma'}$ γ' - фази. Це дає можливість оптимізувати високотемпературну гомогенізацію жароміцних нікелевих сплавів.

Встановлено, що збільшення вмісту танталу в сплаві ЗМІ-3У на 1%, за масою, призводить до підвищення температури $t_{к.р.}^{\gamma'}$ на 15°C . Тому, для наступного за номером дослідного сплаву, гомогенізацію I-го ступеня $t_{\text{ГОМ}}^{\text{I}}$ проводили на 15°C вище критичної температури $t_{к.р.}^{\gamma'}$ за формулою $t_{\text{ГОМ}}^{\text{I}} = t_{к.р.}^{\gamma'} + 15^{\circ}\text{C}$.

4 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТАНТАЛУ НА ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ В ЖАРОМІЦНОМУ НІКЕЛЕВОМУ СПЛАВІ ЗМІ-ЗУ В ЛИТОМУ СТАНІ І ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Термообробка жароміцних нікелевих сплавів є фінішним етапом формування мікроструктури, що забезпечує надалі оптимальний комплекс службових характеристик і структурну стабільність [1-7, 28, 29, 31, 34].

З метою формування оптимальної структури та забезпечення необхідної міцності термообробку дослідних сплавів проводили по 2-х ступінчастому режиму. Як згадувалося раніше, температура першого ступеня гомогенізації $t_{\text{ГОМ}}^I$ для кожного дослідного сплаву призначалася індивідуально, на підставі даних, отриманих методом ДТА.

При аналізі результатів ДТА - кривих було встановлено, що з підвищенням концентрації танталу в дослідженому діапазоні (1-5%) в дослідних сплавах оптимальна температура гомогенізації першого ступеня зміщується в область більш високих температур. Температура гомогенізації $t_{\text{ГОМ}}^I$ кожному дослідному сплаву призначалася в інтервалі $\Delta t_2 = t_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$ - нижче температури евтектичних перетворень $t_{\text{ЕВТ.}}$ і вище температури кінця $t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$ розчинення γ' - фази на 15°C .

У таблиці 4.1 показано, що температурний інтервал для проведення оптимальної гомогенізації дослідним сплавам знаходиться в діапазоні $1180^\circ - 1255^\circ\text{C}$ з температурним кроком 15°C і відповідає формулі $t_{\text{ГОМ.}}^I = t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'} + 15^\circ\text{C}$. Така гомогенізація забезпечує в структурі дослідних сплавів утворення гомогенного γ - твердого розчину, що сприяє найбільш високому опору повзучості.

Таблиця 4.1 - Режими термообробки для дослідних сплавів

№ сплаву	$t_{\text{ГОМ.}}^{\text{I}}$ °C	Час витримки, год	$t_{\text{ГОМ.}}^{\text{II}}$ °C	Час витримки, год	Умови охолодження між ступенями
0	1180	4	1050	4	на повітрі
1	1195	4	1050	4	на повітрі
2	1210	4	1050	4	на повітрі
3	1225	4	1050	4	на повітрі
4	1240	4	1050	4	на повітрі
5	1255	4	1050	4	на повітрі

Мікроструктура монокристалічних зразків дослідних сплавів, досліджена металографічна до термообробки, має типово дендритну будову, що виявляється в нерівномірному розподілі часток γ' - фази, евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$ і карбідної фази (рис. 4.2).

У міждендритних областях розташовані виділення нерівноважної евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$, які мають морфологію від віялоподібної (рис. 4.2 а, б, в) до пластинчастої (рис. 4.2 г, д, е).

Після кристалізації в структурі дослідних сплавів спостерігається утворення карбідів типу MeC поблизу великих виділень евтектики $\gamma + \gamma'$, які частково заповнюють простір між гілками дендритів. Проводячи металографічний аналіз показав, що, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу, при утриманні танталу 4,8% (склад «5») підвищується об'ємна частка($V_{\gamma'}$) γ' - фази на 8 - 10%, евтектики $\gamma + \gamma'$ на 3 - 5%.

Слід зазначити, що найменша кількість γ' - фази спостерігається в сплаві ЗМІ-3У без танталу, яке становить 48 - 50%, в складі ЗМІ-3У з 4,8% танталу об'ємна частка γ' - фази становить 56 - 58% [28 , 32, 38].

Порівняльні дослідження мікроструктури показали, що карбідна фаза в сплаві ЗМІ-3У без танталу і дослідному сплаві ЗМІ-3У з 0,9% танталу, в основному, розташовується в локалізованих міждендритних ділянках в формі скелетоподібних виділень у вигляді, так званих, «китайських ієрогліфів» (див. рис. 4.2 а, б).



а



б



в



г



д



е

а – ЗМІ-3У без Та; г – ЗМІ-3У + 2,8% Та; б – ЗМІ-3У + 0,9% Та;
д – ЗМІ-3У + 3,9% Та; в – ЗМІ-3У + 1,9% Та; е – ЗМІ-3У + 4,8% Та.

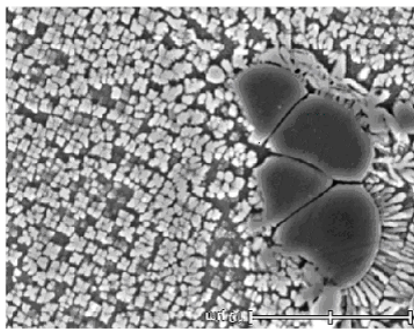
Рисунок 4.2 – Дендритна структура дослідних сплавів до термообробки:
×200

Підвищення змісту танталу в сплаві ЗМІ-3У з 1,9% до 4,8%, за масою, призводить до зміни морфології карбідної фази від окремих полігональних, переривчастих включень до неправильної сферичної форми (див. рис. 4.2 в, г, д, е).

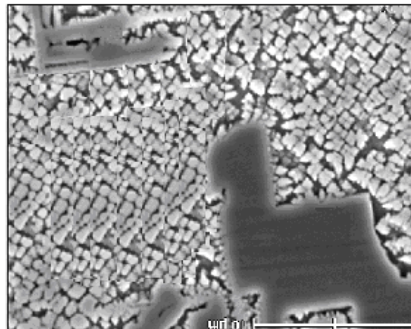
На електронних мікрофотографіях (рис. 4.3) представлені особливості морфології і розподілу фаз до термообробки в структурі монокристалічних зразків сплаву ЗМІ-3У без танталу (склад «0») і сплаву ЗМІ-3У з 4,8% танталу (склад «5»).

Слід зазначити, що щільність розподілу, розміри і морфологія часток γ' -фази істотно розрізняються в осях дендритів і міжосьових ділянках. Поряд з дрібнодисперсними частинками γ' -фази, спостерігаються великі виділення

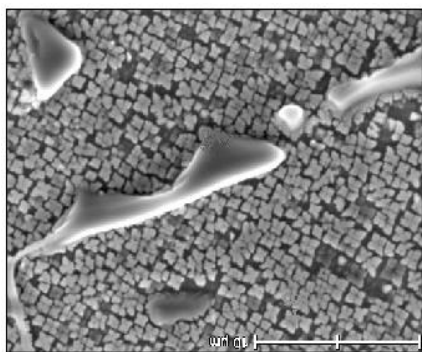
евтектики (перитектики) $\gamma + \gamma'$, які утворилися в міждендритних просторах на заключній стадії кристалізації.



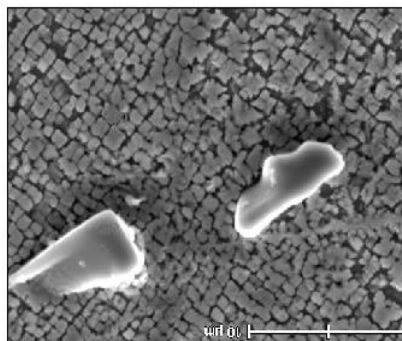
а



в



б



г

а – евтектика $\gamma + \gamma'$ і γ' -фаза в сплаві ЗМІ-3У без Та (склад «0»); б - карбідна фаза в сплаві ЗМІ-3У без Та (склад «0»); в – евтектика $\gamma + \gamma'$ і γ' -фаза в сплаві ЗМІ-3У + 4,8% Та (склад «5»); г – карбідна фаза в сплаві ЗМІ-3У + 4,8% Та (склад «5»).

Рисунок 4.3 – Розподіл і морфологія фаз в структурі до термообробки: $\times 5000$

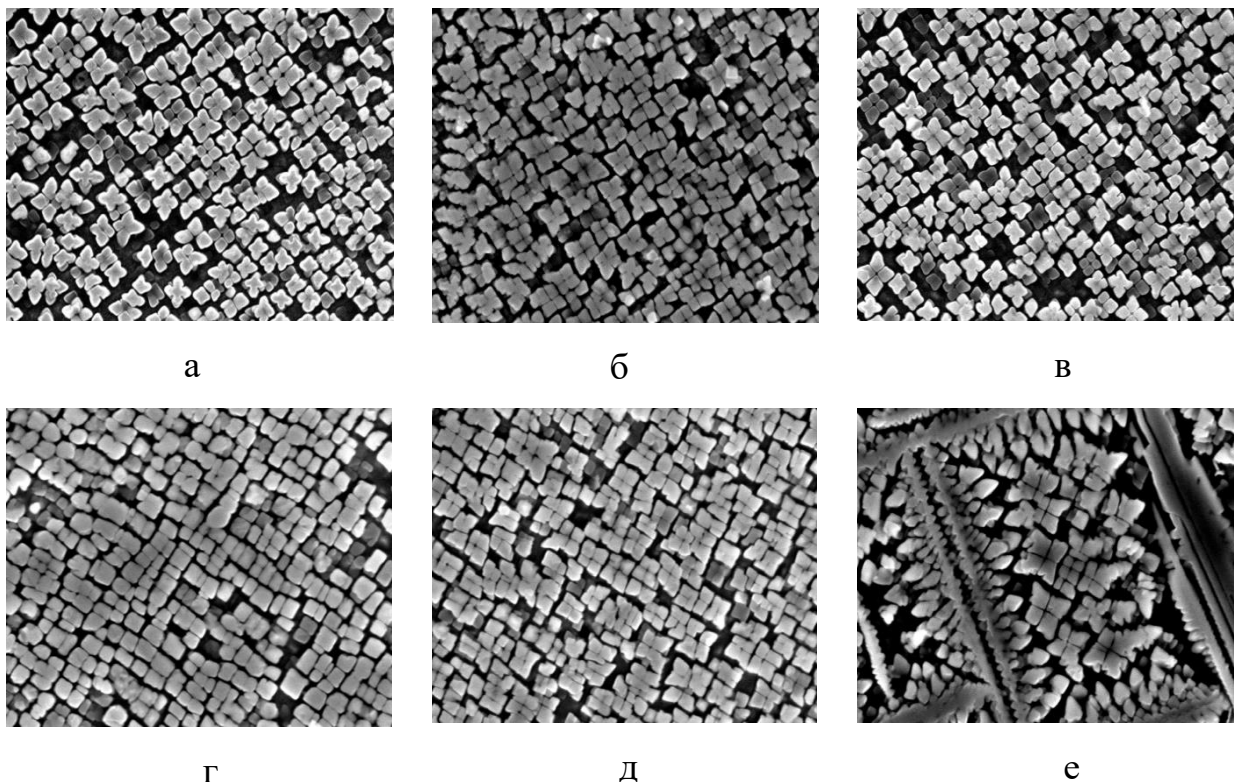
У міжосьових ділянках частки γ' -фази помітно крупніше, ніж в дендритних осях і не мають суворой огранки (див. рис. 4.3 а, в). Розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази, наявність евтектики $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ або перитектики $L + \gamma \rightarrow \gamma'$ є прямим наслідком дендритних ліквідації в процесі кристалізації дослідних сплавів. Порівняльна візуальна оцінка показала, що при вмісті в сплаві ЗМІ-3У танталу 4,8%, за масою (склад «5»), в структурі змінюється морфологія евтектики $\gamma + \gamma'$, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу (склад «0»). Так, в структурі сплаву ЗМІ-3У без танталу виділення евтектики $\gamma + \gamma'$ мають

характерну віялоподібну морфологію і являють собою пучок розбіжних часток γ' - фази, розділених тонкими прожилками γ - твердого розчину (див. рис. 4.3 а). У структурі дослідного сплаву ЗМІ-3У з 4,8% танталу евтектика $\gamma + \gamma'$ має характерну пластинчасту морфологію (див. рис. 4.3 в). Про це свідчать результати проведених досліджень методом МРСА за визначенням коефіцієнтів прямої та зворотної ліквідації елементів в дослідних сплавах [33].

Проводячи металографічний аналіз показав, що як скелетоподібні, так і полігональні виділення представляють собою карбіди типу MeC. При цьому, скелетоподібна морфологія карбідної фази в структурі сплаву ЗМІ-3У без танталу вказує на те, що частинки на основі титану TiC утворилися в результаті евтектичної реакції поблизу температури $t_{\text{эвт}}$ (див. рис. 4.3 б). У той же час, морфологія карбідної фази в структурі дослідного сплаву ЗМІ-3У з 4,8% танталу вказує на те, що частинки мають більш складну основу (див. рис. 4.3 г). Очевидно, що карбідні частки на основі титану і танталу (Ti, Ta) C, що ростуть в розплаві, утворилися поблизу температури ліквідусу t_L і тому мають полігональну або глибоподібну форму з правильним огранюванням [32, 38]. На рисунку 4.4 видно, що після кристалізації в структурі дослідних сплавів частки γ' - фази виділилися рівномірно з γ - твердого розчину і мають правильну кубічну і прямокутну морфологію.

Після кристалізації в процесі охолодження, що відрізняється ранньою стадією розпаду γ - твердого розчину, в центрі осей дендритів I-го порядку γ' - фаза виділяється, в основному, у вигляді кубічних частинок, середній розмір яких складає 0,40 - 0,50 мкм, що свідчить про те, що в даному стані вона впорядкована і когерентно зв'язана з ґратками матриці.

Так, в мікроструктурі сплаву ЗМІ-3У без танталу і дослідних сплавах ЗМІ-3У з 0,9%, 1,9%, 2,8% і 3,9% танталу спостерігається впорядковане й щільне розподілення часток γ' - фази з рівномірною відстанню між ними, на відміну від мікроструктури дослідного сплаву ЗМІ-3У з 4,8% танталу. Слід зазначити, що кубічна морфологія часток γ' - фази свідчить про більшу напруженість структурного стану, ніж сферична.

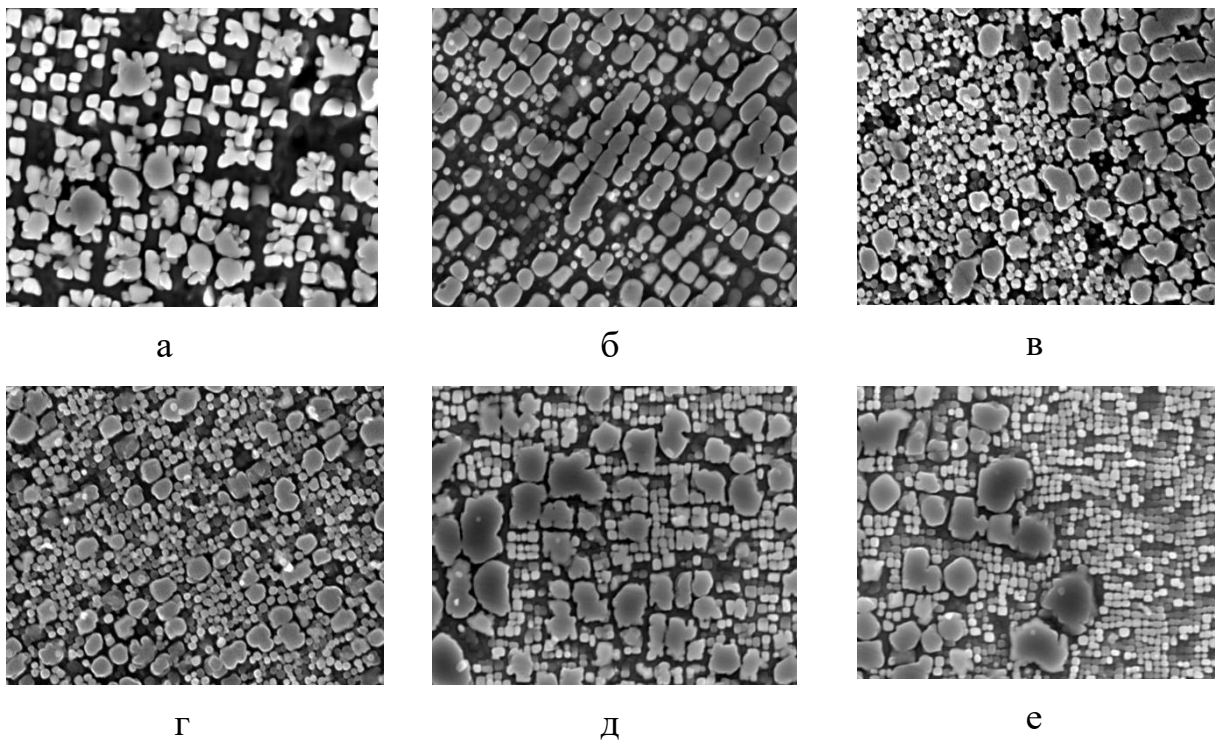


а – ЗМІ-3У без Та; г – ЗМІ-3У + 2,8% Та; б – ЗМІ-3У + 0,9% Та; д – ЗМІ-3У + 3,9% Та; в – ЗМІ-3У + 1,9% Та; е – ЗМІ-3У + 4,8% Та.

Рисунок 4.4 – Розподіл γ' - фази в структурі дослідних сплавів в литому стані (до термообробки) : $\times 10000$

У евтектичних областях γ' - фаза виділяється у вигляді неправильних субкубів (див. рис. 4.4 а, в), що говорить про часткову або повну втрату когерентності. Вміст танталу 4,8% в сплаві ЗМІ-3У (склад «5»), очевидно, вище границі його розчинності в γ - твердому розчині, що призводить до збільшення структурної неоднорідності, за рахунок виділення надлишкових фаз типу Ni_8Ta , Ni_3Ta пластинчастої морфології при кристалізації (див. рис. 4.4 е).

На рисунку 4.5 представлено розподіл γ' - фази в структурі дослідних сплавів після двоступеневої гомогенізації. Слід зазначити, що друга ступінь гомогенізації була обрана поблизу технологічної температури нанесення захисного покриття і проводилася всім дослідним сплавам при температурі $t = 1050^\circ\text{C}$.



а – ЗМІ-3У без Та; г – ЗМІ-3У + 2,8% Та; б – ЗМІ-3У + 0,9% Та; д – ЗМІ-3У + 3,9% Та; в – ЗМІ-3У + 1,9% Та; е – ЗМІ-3У + 4,8% Та.

Рисунок 4.5 – Розподіл γ' - фази в структурі дослідних сплавів після термообробки: $\times 10000$

Після проведення двоступеневої термообробки в структурі дослідних сплавів помітно знижується кількість нерівноважних фаз. З підвищенням концентрації танталу в сплаві ЗМІ-3У з 0,9% до 4,8%, за масою, в структурі збільшується об'ємна кількість дрібнодисперсних частинок γ' - фази, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу. Отримані результати узгоджуються з даними робіт [35, 39].

Порівняльний аналіз показав, що в процесі другого ступеня гомогенізації при $t = 1050^\circ\text{C}$ в структурі дослідних сплавів спостерігається коагуляція нерозчинених, більших часток γ' - фази. Одночасно відбувається довіділення дрібнодисперсних частинок γ' - фази в результаті дорозпаду γ - твердого розчину, що формує її бімодальність. Так, в структурі дослідного сплаву ЗМІ-3У з 4,8% танталу, за рахунок розчинення більшої кількості метастабільних фаз, об'ємна частка дрібнодисперсних частинок γ' - фази істотно збільшилася (див. рис. 4.6 е), в

порівнянні з іншими дослідними сплавами (див. рис. 4.6 а - д). При цьому встановлено, що чим вищий вміст танталу в сплаві ЗМІ-ЗУ, тим більша кількість дрібнодисперсних частинок γ' - фази довиділиться з γ - твердого розчину.

Слід зазначити, що між ступенями гомогенізації рекомендується проводити швидке охолодження на повітрі для запобігання виділень надлишкових фаз. При цьому, в структурі дослідних сплавів забезпечується виділення більшої кількості γ' - фази [34].

Після проведення другого ступеня гомогенізації частки γ' - фази втрачають правильну кубічну форму. У термообробленому стані в структурі дослідних складів формується бімодальність розміру часток γ' - фази. При цьому, що сформувалися частки більш великої фракції округлої форми, розміром 0,70 - 0,90 мкм, і частки γ' - фази дрібнодисперсного фракції, розміром 0,20 - 0,30 мкм, досить рівномірно розподілені в матриці. Середній розмір частинок γ' - фази в структурі дослідних сплавів з 0,9%, 1,9%, 2,8%, 3,9% танталу становить 0,50 - 0,70 мкм (див. рис. 4.5 а - д). При змісті 4,8% танталу середня площа частинок зменшується, за рахунок довиділення більшої кількості дрібнодисперсних частинок γ' - фази з γ - твердого розчину (див. рис. 4.5 е).

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій зміцнення жароміцних нікелевих сплавів

Для успішного розвитку економіки України необхідно підвищення конкурентоспроможності високотехнологічної продукції на внутрішньому та зовнішньому ринках, засноване на модернізації науково-промислової галузі. Багаторічна практика показує, що більш ніж 80% інноваційних розробок базується на впровадженні у промислове виробництво нових матеріалів і технологій. Тому, важливу роль відіграє розробка нових жароміцних матеріалів з поліпшеним комплексом службових властивостей і впровадження їх у провідні галузі вітчизняної промисловості. У світовій практиці протягом тривалого часу емпіричний метод залишається основним при розробці жароміцних матеріалів. Стає очевидним, що пошук оптимального складу сплаву із гарантованими властивостями є складним і наукомістким завданням.

В своєму розвитку сучасне матеріалознавство підійшло до того, що чисто експериментальний шлях перестає задовольняти вимогам щодо темпу та якості створення нових жароміцних матеріалів. Проблема розробки нових сплавів з необхідними властивостями може ефективно вирішуватися на основі комплексного використання методів класичного металознавства, розрахунково-аналітичних методів, поєднаних з комп'ютерним моделюванням термодинамічних процесів.

Прогрес в області розробки жароміцних матеріалів значно стримується відсутністю ефективних методик. Тому, сучасний етап розвитку вимагає підвищення ефективності досліджень за рахунок збільшення ефективних розрахунково-аналітичних методик.



Рисунок 5.1 - Тенденція підвищення конкурентоспроможності вітчизняних жароміцних нікелевих сплавів для 1000 годин при напрузі 140 МПа

Такий підхід суттєво підвищить конкурентоспроможність високотехнологічної продукції за рахунок зниження витрат на проведення досліджень і скороченню терміну від розробки до впровадження нових жароміцних матеріалів з заданими службовими властивостями для нової техніки в перспективних галузях вітчизняного газотурбобудування (авіаційній, енергетичній, суднобудівній та ін.).

Публікації про комп'ютерні програми, або методи, що орієнтовані на прогнозування властивостей нових матеріалів, практично відсутні. Тому даний напрямок є актуальним і перспективним. Він забезпечує ефективний розвиток газотурбобудування в Україні за рахунок розроблення нових модифікацій сплавів на основі серійних аналогів, що дозволить вітчизняному розробнику і виробнику конкурувати на сучасному світовому рівні.

Дана робота присвячена розвитку і застосуванню наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими

властивостями для газотурбінної техніки на основі створення експресної комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) і її алгоритму.

5.2 Техніко-економічні розрахунки

Метою цього розділу є обґрунтування доцільності використання технології термічної обробки робочих лопаток ГТД. В таблиці 4.1 наведені техніко-економічні показники виробу.

Таблиця 5.1-Техніко-економічні показники виробу

№	Найменування виробу	Базовий виріб	Новий виріб
1	Робоча лопатка	ЗМІ-3У	ЗМІ-3У(4%Ta)
2	Технологія зміцнення	Гомогенізація $t_{\text{ГОМ.}}^I = 1180^\circ\text{C}$, витримка $\tau = 4$ год, старіння 850°C , протягом 24 год.	Гомогенізація $t_{\text{ГОМ.}}^I = 1240^\circ\text{C}$, витримка $\tau = 4$ год, $t_{\text{ГОМ.}}^{II} = 1050^\circ\text{C}$, витримка $\tau = 4$ год.
3	Програма випуску, кг.	500	500

Вартість сировини і основних матеріалів розраховується на основі технічно обґрунтованих норм використання на виробництво одиниці виробу, цін відповідних видів матеріальних ресурсів. При цьому враховуються транспортно-заготівельні витрати. Сума витрат на сировину та матеріали зменшується на величину зворотних відходів, які створюються в процесі виробництва. Вартість сировини та основних матеріалів наведена в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Вартість основних матеріалів при термічній обробці та старінні

Найменування сировини та основних матеріалів	Норма використання	Ціна, грн.	Вартість, грн.
Аргон	40 л	10 грн./л	400
Разом	–	–	400

Основна заробітна плата основних виробничих робітників на одиницю виробу розраховується на основі трудомісткості виготовлення та часових тарифних ставок. Розрахунок основної заробітної плати на одиницю продукції наведений в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3- Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка)

Найменування операції	Норма часу, год.	Розряд робітника	Часова тарифна ставка, грн.	Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка),грн.
Гомогенізаційний відпал	4	V	50	200
Старіння	24	V	65	1560
Усього	28	–	–	1760

Додаткова заробітна плата виробничих робітників виплачується за кількість та якість виконаної роботи. Вона вміщує надбавки і доплати, премії за виробничі результати, оплату чергових та додаткових відпусток та інше. Додаткова заробітна плата складає 40% від основної, та розраховується за формулою:

$$ЗД = 30 \cdot \left(\frac{КД}{100} \right) = 1760 \cdot \left(\frac{40}{100} \right) = 704 \text{ грн}$$

$$ЗД = 30 \cdot \left(\frac{КД}{100} \right) = 400 \cdot \left(\frac{40}{100} \right) = 160 \text{ грн.}$$

де K_d – процент додаткової заробітної плати.

Відрахування на соціальні заходи являють собою форму перерозподілу доходу на фінансування суспільних потреб, розраховуються згідно діючого законодавства і складають 22% від фонду оплати праці. Відрахування на соціальні заходи розраховуються за формулою:

$$BC = (ZO + ZD + PP) \cdot \left(\frac{K_{BC}}{100}\right) = (1760 + 704 + 880) \cdot \left(\frac{22}{100}\right) = 3344 \cdot 0,22 \\ = 736 \text{ грн}$$

$$BC = (ZO + ZD + PP) \cdot \left(\frac{K_{BC}}{100}\right) = (400 + 160 + 200) \cdot \left(\frac{22}{100}\right) = 760 \cdot 0,22 \\ = 167,2 \text{ грн}$$

де PP – премії з прибутку (50%), грн.;

K_{BC} – % відрахування на соціальні заходи.

Загальновиробничі витрати вміщують витрати на утримання та експлуатацію обладнання, цехові витрати і послуги виробничого характеру. Витрати на утримання та експлуатацію обладнання вміщують витрати на технічне обслуговування машин і механізмів, витрати на поточний ремонт обладнання, цехового транспорту та інструментів, знос малоцінних і швидкозношуваних приладів, заробітну плату допоміжного персоналу та інші. Цехові витрати вміщують витрати, пов'язані з поточним ремонтом та амортизацією будівель цеху, заробітну плату керівників і спеціалістів цеху, витрати на охорону праці та техніку безпеки в цеху та інші.

Загальновиробничі витрати складають в середньому 400% до основної заробітної плати та розраховуються за формулою:

$$ZBV = ZO \cdot \left(\frac{\alpha}{100}\right) = 1760 \cdot \left(\frac{400}{100}\right) = 7040 \text{ грн}$$

$$ЗВВ = 30 \cdot \left(\frac{\alpha}{100}\right) = 400 \cdot \left(\frac{400}{100}\right) = 1600 \text{ грн}$$

де α – % загальновиробничих витрат.

Вищенаведені витрати складають виробничу собівартість.

Адміністративні витрати вміщують витрати, пов'язані з утриманням адміністративно-управлінського персоналу підприємства, а також утриманням та експлуатацією основних засобів загального виробничого призначення, охорону праці, техніку безпеки персоналу та інші. Адміністративні витрати складають в середньому 400% від основної заробітної плати основних виробничих робітників та розраховуються за формулою:

$$AB = 30 \cdot \left(\frac{\beta}{100}\right) = 1760 \cdot \left(\frac{400}{100}\right) = 7040 \text{ грн.}$$

$$AB = 30 \cdot \left(\frac{\beta}{100}\right) = 400 \cdot \left(\frac{400}{100}\right) = 1600 \text{ грн.}$$

де β – % адміністративних витрат.

Витрати на технологічну електроенергію:

$$В_{\text{ен.т.}} = C \cdot t_{\text{шт}} = 2,68 \cdot 28 = 75,04 \text{ грн.}$$

$$В_{\text{ен.т.}} = C \cdot t_{\text{шт}} = 2,68 \cdot 8 = 21,44 \text{ грн.}$$

Витрати на збут складаються з витрат, пов'язаних з реалізацією продукції і вміщують витрати на тару та тарні матеріали, транспортування готової продукції, рекламу, витрати на маркетингові дослідження та інші. Витрати на збут складають 2% від виробничої собівартості і розраховуються за формулою:

$$ВЗ = C_v \cdot \left(\frac{\gamma}{100}\right) = 10011 \cdot \left(\frac{2}{100}\right) = 200,2 \text{ грн}$$

$$ВЗ = C_v \cdot \left(\frac{\gamma}{100}\right) = 2588 \cdot \left(\frac{2}{100}\right) = 51,76 \text{ грн}$$

де C_v – собівартість виробнича,

γ - % витрат на збут .

Прибуток складає 30% від повної собівартості і розраховується за формулою:

$$П = C \cdot \left(\frac{P}{100} \right) = 1651,76 \cdot \left(\frac{30}{100} \right) = 495,5 \text{ грн}$$

де P – рентабельність виробу, %.

Повна собівартість = Адміністративні витрати + Витрати на збут

Калькуляція собівартості і ціни продукції наведена в таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Калькуляція собівартості термічної обробки робочої лопатки
ГТД

№	Статті витрат	Сума, грн	
1	Сировина і основні матеріали	400	400
2	Електроенергія технологічна	75,04	21,44
3	Основна заробітна плата основних виробничих робітників	1760	400
4	Додаткова заробітна плата основних виробничих робітників	704	160
5	Відрахування на соціальні заходи з заробітної плати основних виробничих робітників	736	167,2
6	Загальновиробничі витрати	7040	1600
7	Собівартість виробнича	10011	2588
8	Адміністративні витрати	7040	1600
9	Витрати на збут	200,2	51,76
1	Собівартість повна	7240,2	1651,76
1	Прибуток	2172,2	495,5

5.3 Економічна ефективність

Розраховується економічна ефективність інноваційного проекту за такими показниками:

- економія витрат в виробництві;
- економія експлуатаційних витрат;
- питомі показники ефективності;
- беззбитковість виробництва;
- термін окупності додаткових капітальних вкладень;
- оцінка доцільності інвестицій (капітальних вкладень) в інноваційний проект.

Економія витрат в виробництві розраховується на основі економії конкретних видів матеріальних, трудових та інших ресурсів. Розрахунок економії витрат наведено в таблиці 5.5

Таблиця 5.5 – Економія витрат на виробництво

Найменування показника	Норма використання		Ціна, грн	Вартість, грн		Економія, грн
	базовий виріб	новий виріб		базовий виріб	новий виріб	
Жароміцний сплав, кг	500	500	5000	10011	2588	6214250

$$E = ((C_6 \cdot K) - C_n) \cdot N = ((10011 \cdot 1,5) - 2588) \cdot 500 = 6214250 \text{ грн.}$$

де E – економічний ефект від впровадження нової технології термообробки

C_6 – собівартість базового виробу

C_n – собівартість нового виробу

K – коефіцієнт експлуатаційного ресурсу

Висновок: Після економічних розрахунків визначено, що собівартість базового сплаву становить 7240 грн., а нового сплаву 1651,76 грн., але завдяки впровадженню нової технології термообробки, економічний ефект буде становити

6214250 грн на рік. Отже, згідно розрахункам, собівартість виробнича при новій технології складає 2588 тис. грн., прибуток 495,5 тис. грн..

Легування промислового сплаву ЗМІ-3У перспективним елементом танталом та оптимізування його границь легування в багатокомпонентному складі та збалансування загального хімічного складу, що значно дозволило підвищити рівень показників механічних властивостей в 1,5 рази, особливо запасу пластичності, в порівнянні з промисловим жароміцним корозійностійким нікелевим сплавом ЗМІ-3У без танталу.

За рахунок легування танталом з подальшим оптимізуванням границь його легування вдалося підвищити структурну стабільність, збільшити рівень показників короткочасної та довготривалої міцності, а також запасу пластичності за рахунок вдосконалення механізму карбідного зміцнення при загальному покращенні їх морфології. Все це дало змогу значно збільшити конкурентоспроможність сплаву.

6 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В даному розділі надані основні заходи з охорони праці при: дослідженні впливу Та на властивості і структуру жароміцних сплавів.

6.1 Аналіз потенційних небезпек:

а) Небезпеки, які пов'язані з порушенням вимог ергономіки робочих місць дослідників в дослідницьких лабораторіях. Зокрема невідповідність робочих зон, а також максимальна кількість осіб що можуть перебувати там до СНиП 2.09.04-87 ТА СНиП 2.09.02-85 “ Производственные здания ”, нераціональне їх розташування в дослідницькому приладі та офісному приладі.

б) Небезпеки, які пов'язані з порушеннями роботодавцями вимог НПАОП 0.00- 7.11-12 ”Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці”, а саме:

- вимоги щодо організації та забезпечення безпеки на робочих місцях, що може бути пов'язано з не проведенням організаційних засобів з навчання та перевірки знань, проведення інструктажів та ненадання інформацій про можливості небезпеки;

в) Можливість ураження електричним струмом при виконанні дослідницьких робіт з несправності енергоспоживаючого обладнання, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електричних травм або летального наслідку.

г) Небезпеки, які пов'язані з визначенням хімічного складу дослідницьких матеріалів методами спекторального аналізу.

д) Можливість отримання механічних травм при отриманні дослідницьких зразків для проведення подальшої термічної обробки, дослідження структури (мікро та макроструктури) з використанням абразивного інструменту.

е) Небезпеки, які пов'язані з підготовкою дослідницьких жароміцних випробувань, зокрема забезпечення спеціальними захисними засобами для захисту від підвищених температур.

є) Небезпеки, які пов'язані з дослідженням оптичної металографії, зокрема пошкодження органів зору при хибній комбінації об'єктивів.

ж) Небезпеки, які пов'язані з незадовільними параметрами мікроклімату.

з) Небезпеки, які пов'язані з незадовільним рівнем освітленості.

і) Небезпеки, які притаманні роботі в умовах надзвичайної ситуації

6.2 Заходи по забезпеченню безпеки:

а) Вимоги ергономіки згідно ГОСТ 12.2.032-78 ССБТ “Рабочее место при выполнении работ сидя. Общеэргономические требования” при організації робочого місця проектувальника забезпечують швидкість та ефективність роботи. Важливими моментами, які необхідно враховувати для організації робочого місця, є такі:

- робоча поза;
- конфігурація та спосіб розміщення панелей індикаторів та органів управління;
- потреба в огляді робочого місця;
- необхідність використання робочої поверхні для писання або інших робіт, установлення телефонних апаратів, іншої техніки, допоміжних засобів;
- простір для ніг та стоп при роботі сидячі.

Конструктивне рішення щодо організації робочого місця обов'язково має забезпечити оптимальність усіх зон досяжності моторного та інформаційного поля. Під інформаційним полем розуміють простір робочого місця з розміщеними засобами відображення інформації та іншими джерелами інформації, якими користується людина в процесі праці. Оптимальною зоною інформаційного поля називається та його частина, у якій забезпечується найкраще сприйняття інформації, при цьому враховується кут огляду, оскільки більшість інформації оператори сприймають очима. Рекомендуються такі параметри: кут огляду має становити 30-40° по відношенню до горизонталі робочого місця 0-30° вертикальній площині по відношенню до горизонталі.

б) З метою виключення нещасних випадків або розвитку професійних захворювань обов'язковим є виконання вимог НПАОП (Нормативно правовий акт з охорони праці) 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями згідно охорони праці працівників».

- Усі працівники повинні пройти навчання та перевірку знань з питань охорони праці відповідно до «Типового положення про порядок проведення навчання і перевірки знань з охорони праці» затвердженого наказом «Державним наглядом охорони праці» від 26.01.2005. №15.

Роботодавець повинен забезпечити повну і вичерпну інформацію відносно можливих небезпечних ситуацій як на підприємстві в цілому та і відносно специфіки виконаних робіт на робочих місцях.

Найбільш ефективним є проведення інструктажів (вступний, первинний, повторний, позаплановий, цільовий).

в) Для виключення уражень електричним струмом згідно ПУЕ – 2015 "Правила улаштування електроустановок. "

- усі співробітники лабораторій повинні пройти перевірку навчання;

-усе технологічне обладнання повинно бути заземлене з опором заземлюючого контуру; обов'язково є щоденна перевірка щільності заземлювачів.

г) Заходи безпеки при аналізі хімічного складу матеріалу методом спекторального аналізу. Фізичні основи цього методу засновані на якісному і

кількісному визначенні атому і молекулярного складу речовин по їх спектрам. Основою цих методів є введення зразків в джерело жорсткого випромінювання де є збудження атомів і її перетворення в спекторальне освітлення, таким чином небезпекою є електронне випромінювання.

- особи, що працюють зі спектрометрами повинні мати кваліфікаційний рівень фахівця, передбачено більш часте проходження медосмотрів.

- сучасна конструкція спектрометра передбачає розподіленні зони де встановлюється устаткування і робоче місце дослідника.

д) Заходи захисту при використанні абразивного інструменту НПАОП 28.0-1.30-12 “ Правила охорони праці під час роботи з абразивним інструментом”. Абразивні кола повинні мати штамп або наклейку про випробування на експлуатаційну надійність. Кожний верстат повинен мати табличку зазначену коловою швидкістю, що дає змогу використати тільки ті абразивні кола, швидкість допустима яких повинна бути в межах зазначених на табличці.

е) Заходи для попередження негативного впливу та термічні опіки з використанням індивідуального захисту засобів.

Заходи, для виключення отримання опіків при термічній обробці зразків. Основними засобами захисту для рук – брезентові рукавиці ГОСТ “Общее требования безопасности.”, окуляри або напівмаски для захисту органів зору.

є) При вивченні мікро та макро структури з використанням оптичного мікроскопу МІМ8, який призначений для дослідження мікроструктури у відбитому полірілізованому світлі, необхідно враховувати раціональну комбінацію об’єктивів і окулярів.

- Оптимальним співвідношенням є від 500-1000 апертур. З огляду на можливість ахроматичного або алохроматичного світла велике значення має використання світло фільтрів, які дають можливість перетворення відбитого світлового потоку в найбільш придатні для ока людини яскравості та контрастності згідно інструкції по використанню світлових мікроскопів.

6.3 Заходи забезпечення санітарії та гігієни праці.

Параметри мікроклімату нормуються згідно до вимог ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ (“Загальні санітарно – гігієнічні вимоги до повітря робочої зони”) та ДСН 3.3.6.042-99, які встановлюють оптимальні або допустимі температури повітря, відносної вологості, швидкості руху повітря для робочої зони виробничих приміщень з урахуванням постійних і непостійних робочих місць. Роботи в лабораторії належать до категорії Іб – легкі фізичні роботи, що виконуються сидячи, стоячи або пов’язані з ходінням та супроводжуються деяким фізичним напруженням, тому передбачені наступні оптимальні та допустимі метеорологічні умови:

- у холодний період року на постійних робочих місцях температура: оптимальна 21-23 °С, припустима 20-24 °С; відносна вологість: оптимальна 40-60 %, припустима 75 %; швидкість переміщення повітря: оптимальна не більше 0,1 м/с, припустима не більше 0,2 м/с;

- у теплий період року на постійних робочих місцях температура: оптимальна 22-24 °С, припустима 21-28 °С; відносна вологість: оптимальна 40-60 %, припустима 60 % при температурі 27 °С; швидкість переміщення повітря: оптимальна не більше 0,2 м/с, припустима не більше 0,1-0,3 м/с;

Незадовільні параметри метеорологічних умов в дослідницьких приміщеннях, може бути пов’язано з непрацездатністю систем опалення та повітряобміну.

Для забезпечення нормальних метеорологічних умов і підтримки теплової рівноваги між тілом людини і навколишнім середовищем на промислових підприємствах і в дослідницьких лабораторіях проводиться ряд заходів:

- дистанційне керування випромінюючими процесами й апаратами, що виключає необхідність перебування працюючих у зоні інфрачервоного опромінення;

- раціональне розміщення і теплоізоляція устаткування, апаратів комунікації й інших джерел, що випромінюють на робочі місця конвекційне і променисте тепло.

б) Незадовільна освітленість на робочому місці або на робочій зоні може бути причиною зниження продуктивності на якості праці, отримання травм. Недостатнє або надмірне освітлення викликає зоровий дискомфорт, що виражається у відчутті незручності або напруженості.

Для забезпечення необхідного рівня освітлення 300 люкс, використовується природне і штучне освітлення.

Природне освітлення здійснено через світлові прорізи, які орієнтовані на південь і забезпечують коефіцієнт природної освітленості (КПО) не нижче 1,5%. Для захисту від прямих сонячних променів, які створюють прямі та відбиті відблиски на поверхні екранів і клавіатури, передбачено сонцезахисні пристрої, на вікнах встановлені жалюзі.

Штучне освітлення в приміщенні обладнаному ПК з ВДТ, здійснено системою загального рівномірного освітлення. Значення освітленості на поверхні робочого столу в зоні розміщення документів становить 300-500 лк. Як джерела штучного освітлення в приміщенні застосовано люмінесцентні лампи. Яскравість світильників загального освітлення в зоні кутів випромінювання від 50° до 90° з вертикаллю в поздовжній та поперечній площинах становить не більше ніж 200 кд/м², захисний кут світильників - не менше ніж 40°. Показник осліпленості для джерел загального штучного освітлення у приміщенні не перевищує 20, а показник дискомфорту, відповідно 40.

Штучне освітлення виробничих та побутових приміщень повинне відповідати вимогам ДБН В 25.28-2006 «Природне і штучне освітлення».

Перевіримо освітленість робочого місця користувача ПК на відповідність розряду зорової роботи. Для штучного освітлення у приміщенні використовуються люмінесцентні лампи.

Розрахунок штучного освітлення проведемо для кімнати площею 20м², ширина якої складає 5м, довжина – 4м, висота – 3м.

1)Скористаємося методом використання світлового потоку. Для визначення потрібної кількості світильників, які повинні забезпечити нормований рівень освітленості, визначимо світловий потік, що падає на робочу поверхню за формулою:

$$F = \frac{E \cdot K \cdot S \cdot Z}{\eta}$$

де F – світловий потік, що розраховується, Лм;

E – нормована мінімальна освітленість, Лк; E = 300 Лк;

S – площа освітлюваного приміщення (у нашому випадку S=20м²);

Z – відношення середньої освітленості до мінімальної (зазвичай приймається рівним 1,1... 1,2, в нашому випадку Z =1,1);

K – коефіцієнт запасу, що враховує зменшення світлового потоку лампи в результаті забруднення світильників в процесі експлуатації (його значення залежить від типу приміщення і характеру робіт, що проводяться в ньому, в нашому випадку K = 1,5);

η – коефіцієнт використання світлового потоку, (виражається відношенням світлового потоку, що падає на розрахункову поверхню, до сумарного потоку всіх ламп, і обчислюється в долях одиниці; залежить від характеристик світильника, розмірів приміщення, забарвлення стін і стелі, що характеризуються коефіцієнтами відбиття від стін (ρ_{ст.}) і стелі (ρ_{стелі})), значення коефіцієнтів дорівнюють ρ_{ст} = 40% і ρ_{стелі}=60%.

2) Обчислимо індекс приміщення за формулою:

$$I = \frac{S}{h(A + B)}$$

S – площа приміщення;

h – розрахункова висота підвісу 2,9 м;

A – ширина приміщення, A = 4 м;

B – довжина приміщення, B = 5 м.

Підставивши значення отримаємо:

$$I = \frac{S}{h(A + B)} = \frac{20}{2.9(5 + 4)} = 0,76$$

Знаючи індекс приміщення I, за таблицею [ДБН В.2.5-28-2006] знаходимо $\eta=0,22$.

Підставимо всі значення у формулу для визначення світлового потоку F :

$$F = \frac{300 \cdot 1.5 \cdot 20 \cdot 1.1}{0.22} = 45000 \text{ Лм}$$

Для освітлення використані люмінесцентні лампи типу ЛБ 40-1, світловий потік яких F = 4100 Лм.

3)Розрахуємо необхідну кількість ламп у світильниках за формулою:

$$N = \frac{F}{F_{\text{л}}} = \frac{45000}{4100} = 11$$

В приміщенні використовуються світильники типу ОД. Кожен світильник комплектується двома лампами. Тобто необхідно використовувати 6 світильників із 12 працюючими лампами в них.

6.4 Заходи щодо забезпечення у надзвичайних ситуаціях

6.4.1. Заходи з пожежної безпеки

Комплекс протипожежних заходів для приміщення лабораторії обладнаного ПК з ВДТ розроблений згідно вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Виходячи з аналізу речовин та матеріалів, які використовуються при роботі у приміщенні лабораторії обладнаному ПК з ВДТ:

- згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT)» у приміщенні обладнаному ПК з ВДТ можлива пожежа класів – А (пожежа, що супроводжується горінням твердих матеріалів) та Е (горіння електроустановок, що перебувають під напругою до 1000 В);

- відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою», воно належить до категорії «Д» з пожежної безпеки – простір у приміщенні, у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали.

Оскільки приміщення обладнане ПК з ВДТ належить до виробництв категорії «Д» з пожежної безпеки, тому згідно вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» воно має II ступінь вогнестійкості.

Згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту», в приміщенні лабораторії обладнаному ПК з ВДТ встановлена система пожежної й охоронної сигналізації «Сигнал-ВК6». Яка забезпечує виявлення теплових і димових ознак пожежі і місця виникнення пожежі з точністю до місця розміщення датчика.

Оскільки приміщення лабораторії, що обладнане ПК з ВДТ має площу 20 м², тому відповідно до вимог п. 5 розділу VI «Вибір типу та необхідної кількості вогнегасників», «Правил експлуатації та типових норм належності вогнегасників», зареєстрованих в МЮ України 23.02.2018 р. за № 225/31677 для гасіння електроустановок, що знаходяться під напругою, передбачені вуглекислотні вогнегасники типу ВВК-3,5 у кількості 2 штук (з розрахунку один вогнегасник с величиною заряду вогнегасної речовини 3 кг. і більше, на 20 м² площі приміщення). Додатково, на кожному поверсі будівлі, в якій розміщене приміщення обладнане ПК з ВДТ, передбачене два переносних порошкових вогнегасника – ВП-5. Відстань між вогнегасниками та місцями можливих загорянь не перевищує 10 м.

6.4.2 Планування заходів цивільного захисту

Техногенні надзвичайні ситуації пов'язані з виробничою діяльністю людини і можуть протікати із забрудненням та без забруднення навколишнього середовища. Найбільшу небезпеку в техногенній сфері представляють транспортні аварії, вибухи і пожежі, радіаційні аварії, аварії з викидом аварійно-хімічно небезпечних речовин та ін.

Причиною виникнення техногенної надзвичайної ситуації може бути небезпечний техногенний випадок, в результаті якого на об'єкті, визначеній території або акваторії сталася техногенна надзвичайна ситуація. До небезпечних техногенних обставин відносять аварії на промислових об'єктах або на транспорті, пожежі, вибухи або вивільнення різних видів енергії.

При надзвичайних ситуаціях підприємства, що потрапили в їх зону, часто повністю або частково втрачають здатність виробляти продукцію, виконувати інші свої функції. В цьому випадку говорять про втрату даними виробничим об'єктом стійкості функціонування.

При прогнозуванні будь-якої надзвичайної ситуації або виникнення реальної надзвичайної ситуації вступають в дію алгоритм захисту населення.

1) Оповіщення про загрозу або виникнення надзвичайної ситуації полягає у своєчасному доведенні органами цивільного захисту про класифікацію надзвичайних ситуацій, границі поширення, можливі наслідки, а також методи захисту від них. Оповіщення виконується через усі можливі засоби комунікації.

2) Укриття населення в захисних спорудах. Виконується в разі катастрофічного обмеження часу на виконання заходів щодо рятування населення.

Актуальною проблемою сучасності є організація порятунку людей, проведення аварійно-рятувальних робіт, зменшення матеріальних збитків та підготовка фахівців з вищою освітою, здатних організовувати запобігання екстремальних ситуацій і надати допомогу в ліквідації небезпеки.

В даний час існує два основних напрямки мінімізації ризику виникнення і наслідків НС на промислових об'єктах:

1. Розробка технічних та організаційних заходів, що дозволяють знизити ймовірність реалізації небезпечного ураження технічними системами;

2. Підготовка об'єкта, обслуговуючого персоналу, служб цивільної оборони та населення.

Обсяг і порядок здійснення заходів щодо захисту багато в чому залежать від конкретної обстановки, яка може скластися в результаті аварії, наявності часу, сил і засобів для здійснення заходів з захисту та інших факторів.

Всі заходи щодо захисту відображаються в плані захисту об'єкта, який розробляється завчасно з участю всіх головних фахівців об'єкту. План розробляється, як правило, текстуально з додатком необхідних схем, що вказують розміщення об'єкту, сил і засобів ліквідації наслідків аварії, їх організацію і т.д. Він складається з декількох розділів і визначає підготовку об'єкту до захисту та порядок ліквідації наслідків аварії згідно з ДБН В.1.2-4-2006 «Інженерно-технічні заходи цивільного захисту (цивільної оборони)».

ВИСНОВКИ

1. В даному дипломному проекті розглянуто стан питання по впливу системи легування сучасних жароміцних нікелевих сплавів на їх структуру і властивості.

2. Показано, що мікроструктура сплавів цього класу складається із складнолегованої γ - матриці із ГЦК граткою, яка містить карбіди і когерентну інтерметалідну γ' - фазу на основі Ni_3Al . Сплави цього класу зміцнюються головним чином дисперсійним твердінням за рахунок легування алюмінієм, титаном, танталом, які взаємодіють з нікелем, утворюючи впорядковану γ' - фазу із ГЦК граткою.

3. Твердорозчинне зміцнення досягається за рахунок легування γ - матриці важкотопкими елементами, які зміцнюють твердий розчини, причому найбільший ефект здійснюють молібден, вольфрам і менше хром. Визначено, що додавання кобальту піднімає температуру розчинення γ' - фази, тим самим, покращуючи жароміцність.

4. Алюміній і хром забезпечують стійкість до окислення, тоді як хром і титан підвищує стійкість до газової корозії. Збільшення вмісту хрому знижує температуру розчинення фази і максимальну температуру, при якій сплав може зберігати достатню міцність. Молібден і вольфрам входять до хімічного складу карбідів на основі хрому, які зміцнюють границі зерен.

5. Доведено, що при вмісті в сплаві ЗМІ-ЗУ $\sim 5\%$ танталу, по масі, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-ЗУ без танталу, звужується інтервал кристалізації Δt_1 на 30°C , за рахунок зниження температури ліквідусу (t_L) на 30°C при стабільній температурі солідусу (t_S). Підвищуються температури початку ($t_{H.P.}^{\gamma'}$) і кінця ($t_{K.P.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази, а також температура евтектичних перетворень ($t_{\text{ЭВТ.}}^{\gamma+\gamma'}$) на 110° , 75° и 50°C відповідно. При цьому, температурний інтервал для проведення гомогенізації першого ступеня Δt_2 звужується на 25°C .

6. Підвищення змісту танталу в сплаві ЗМІ-3У на 1%, за масою, призводить до підвищення оптимальної температури гомогенізації I-го ступеня в середньому на 15°C, яка знаходиться всередині температурного інтервалу $\Delta t_2 = t_{\text{ЭВТ.}} - t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$ і відповідає формулі $t_{\text{ГОМ.}}^I = t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'} + 15^\circ\text{C}$.

7. Розглянуто сучасний стан в питанні термічної обробки жароміцних нікелевих сплавів. Показано, що типовий режим термообробки для складнолегованих жароміцних нікелевих сплавів передбачає три стадії: гомогенізацію (для вирівнювання ліквацийної неоднорідності і розчинення нерівноважних фаз грубої морфології), а також два ступені старіння (для виділення дисперсних вторинних фаз і зняття термічних напруг). Показано, що термообробка жароміцних нікелевих сплавів, призначених для спрямованої (моно) кристалізації, відрізняється більш високою температурою гомогенізації, в порівнянні зі сплавами для рівноосної кристалізації. Тому, що з'являється можливість, при якій відбувається не тільки більш повне розчинення γ' - фази, але і метастабільних нерівноважних фаз, наприклад без ризику локального плавлення етектики $\gamma + \gamma'$, а також значне зниження дендритної ліквациї.

8. У структурі сплаву ЗМІ-3У видно, що при вмісті 5% танталу (склад «5») помітно збільшується кількість евтектики, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу. При цьому, склад евтектики $\gamma + \gamma'$ збагачений елементами, коефіцієнт ліквациї яких позитивний (алюміній, титан, тантал) і збіднений елементами, коефіцієнт ліквациї яких від'ємний (хром, кобальт, вольфрам), в складі основної зміцнюючої γ' - фази.

9. Таким чином, питання розробки нових сплавів чи удосконалення, або модернізація, складу відомих промислових марок – це актуальна і перспективна, але дуже складна комплексна науково-технічна задача (конструкторська, матеріалознавча технологічна), яка повинна враховувати сучасні технологічні можливості.

10. Для усунення загрози захворювань опорно-рухливого апарату через неергономічність робочого місця треба:

- розробляти робоче місце дослідника враховуючи його ергономічні потреби згідно з ГОСТ 12.2.032-78 "Робоче місце при виконанні робіт сидячи. Загальні ергономічні вимоги", а робочі місця дослідників "стоячи" мають відповідати ГОСТ 12.2.033-78 "Робоче місце при виконанні робіт стоячи. Загальні ергономічні вимоги".

Для попередження ураження електричним струмом:

- заземлення та відповідність вимогам ПТБ;
- дотримання правил безпеки: застосування спеціальних захисних засобів і індивідуальних засобів захисту.

Для уникнення механічних травм робітника:

- контроль виконання інструкцій щодо правил утримання робочих місць, регулярне проведення інструктажів та перевірка знань з охорони праці, наявність знаків безпеки;
- рухомі частини машин на яких проводяться механічні випробування повинні бути огорожені; не допускається торкання до рухомих частин машин.

Для уникнення опіків внаслідок доторкання робітника до розігрітих зразків і забезпечення нормальних умов праці передбачено забезпечення працівників дільниці спецрукавицями.

Для уникнення хімічних опіків:

- використання спецодягу.
- зберігання кислот у місцях, де неможливе їх стикання з деревиною, та іншими речовинами органічного походження (для нейтралізації випадково розлитих кислот місця їх зберігання необхідно забезпечувати готовими розчинами крейди, вапна або соди).

Для уникнення травмування органів зору в процесі роботи на світловому мікроскопі необхідно використовувати світофільтри.

Для забезпечення оптимальних параметрів мікроклімату:

- механізація і автоматизація виробничих процесів, дистанційне керування ними;

- застосування технологічних процесів і обладнання, що виключають утворення шкідливих речовин або попадання їх у робочу зону.

Для забезпечення необхідного освітлення:

- відповідність електричного освітлення вимогам ДБН В 25.28-2006 «Природне і штучне освітлення». Для забезпечення пожежної безпеки.

- розташування обладнання, силових та освітлювальних трас відповідає вимогам ГОСТ 12.1.004-91 "Пожежна безпека. Загальні вимоги";

- для гасіння загорянь первинний засіб пожежегасіння передбачає застосування одного вогнегасника.

Для забезпечення заходів з цивільної оборони. Захист від НС техногенного характеру:

- визначення комплексу заходів щодо захисту при НС.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Шалин Р.Е., Светлов І.Л., Качанов Є.Б. Монокристали нікелевих жароміцних сплавів М.: Машинобудування, 1997. 336 с.
2. Яцика С.І. Виробництво високотемпературних литих лопаток авіаційних ГТД Машинобудування, 1995. 255 с.
3. Каблов Е.Н. Литі лопатки газотурбінних двигунів сплави, технологія, покриття М.: МІСІС, 2001. 632 с.
4. Патон, Б.Є., Строганов Г.Б., Кишкин С.Т. Жароміцність ливарних нікелевих сплавів і захист їх від окислення К.: Наук. думка, 1987. 256 с.
5. Каблов О.М., Голубовський О.Р. Жароміцність нікелевих сплавів, М.: Машинобудування, 1998. 464 с.
6. Котсорадіс, Д., Фелікс П., Фішмайстер Х. Жароміцні сплави для газових турбін. М.: Металургія, 1981. 480с.
7. Сімс, Ч.Т., Столофф Н.С., Хагель У.К. Суперсплави II Жароміцні матеріали для аерокосмічних і промислових енергоустановок М.: Металургія, 1995. Кн. 2. 384 с.
8. Пігорова, Г.Д. Фазовий склад жароміцного сплаву ЕП539 *Металознавство та термічна обробка металів*. 1979. № 5. 22-25с.
9. Пігорова, Г.Д. Фазовий склад жароміцного сплаву ЕП539 Г.Д. *Металознавство та термічна обробка металів*. 1979. № 5. 22-25с.
10. Сімс, Ч., Хагель В. Жароміцні сплави М.: Металургія, 1976. 568 с.
11. Лашко Н.Ф., Заславская Н.Ф. Физико–химический анализ сталей и сплавов М.: Металлургия, 1978. 336 с.
12. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные сплавы М.: Металлургия, 1969. 749с
13. Бокштейн, С.З., Бронфин М.Б., Другова И.А. Свойства интерметаллидных фаз в никель - алюминиевых сплавах. *Современные способы упрочнения деталей машин термообработкой*: Ташкент наука, 1973. 56-61 с.

14. Масленков, С.В. Легирование и термическая обработка жаропрочных сплавов . *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1977. № 10. 49-53с.
15. Приданцев, М.В., Латышев В.Б Влияние состава γ' фазы на свойства и структуру жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов . Изв. АН СССР. Metallurgy. 1979. - № 3. 139-146 с.
16. Kobayashi T., Koizumi Y., Nakazawa S Design of high rhenium containing single crystal super alloys with balanced intermediate and high temperature creep strengths . *Advanced in Turbine Materials, Design and Manufacturing*. 1997. P. 766-773 с.
17. Светлов І.Л., Кулешова Е.А., Монастирський В.П Вплив спрямованої кристалізації на фазовий склад і дисперсність структури нікелевих сплавів. Изв. АН СРСР. Метали. 1990, № 1. 86-93 с.
18. Приданцев, М.В. Жароміцні старіючі сплави. М.: Металургія, 1973. 183 с.
19. Баканова, Т.П., Костоногов В.Г., Файвілевич Г.А Склад надлишкових фаз в литому жароміцних нікельхромових сплаві. *Металознавство та термічна обробка металів*. 1975. № 4. 65 с.
20. Терехов, К.І. Особливості легування структури і фазового складу нікельхромового жароміцного сплаву з ніобієм. *Структура і властивості жароміцних металевих матеріалів*. М.: Наука, 1967. 127-132 с.
21. Морозова, Г.І. Закономірність формування хімічного складу γ / γ' -матриць багатокомпонентних нікелевих сплавів : ДАН СРСР, 1991. Т. 320. № 6. - 1413 – 1416 с.
22. Каблов, О.М., Самойлов А.І., Морозова Г.І Розрахункова коригування складу для фазово-стабільних жароміцних нікелевих складнолегованих систем . Авіаційні матеріали та технології. *Методи випробувань і контролю якості металевих і неметалевих матеріалів*. М.: ВІАМ, 2001. 16-24 с.

23. Петрушин, Н.В., Бронфін М.Б., Каблов Е.Н Особливості структурно - фазових перетворень при термічній обробці монокристалів високоренієвих жароміцних нікелевих сплавів. Високоренієві жароміцні сплави, технологія і устаткування для виробництва сплавів і лиття монокристалічних турбінних лопаток ГТД. М.: ВІАМ, 2004. 57-67 с.
24. Клещев, А.С., Корнеева., Юрина О.М Структурные изменения в высоколегированных жаропрочных никелевых сплавах при гомогенизации. Металловедение и термическая обработка металлов. 1981. № 3. 42-44 с.
25. Уэдндландт, У. Термические методы анализа М. : Мир, 1978. 526с.
26. Вертоградский В.А., Рыкова Т.П Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА. Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. М.: Наука, 1984. 223-227 с.
27. Беликов С.Б., Гайдук С.В., Кононов В.В О Влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов. Вестник двигателестроения. 2004. № 3. 99-102 с.
28. Гайдук С.В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2004. № 1. 16-19 с.
29. Логунов А.В., Петрушин Н.В Высокотемпературный резистометрический анализ металлов и сплавов. Новые методы структурных исследований металлов и сплавов. М.: Знание, 1982. 108-113 с.
30. Башнин Ю.А., Масленкова Е.А., Кобылкин А.Н Фазовые превращения при нагреве литого и деформированного сплава ХН62БМКТЮ. Металловедение и термическая обработка металлов. 1981. № 8. 41-43 с.
31. Захаров, М.В., Захаров А.М Жаропрочные сплавы М. : Металлургия, 1972. 384 с.
32. Портной, К.И., Бунтушкин В.П., Богданов В.И Влияние легирования на термодинамическую стабильность фаз в системе Ni – Al; Докл. АН СССР. 1980. 252. № 1. 149-151 с.

33. Гайдук, С.В., Кононов В.В., Дорошенко Л.К. Исследование структуры и свойств монокристаллов жаропрочного никелевого сплава с переменной концентрацией тантала до и после длительного теплового воздействия: Вестник двигателестроения. 2005. № 3. 150-154 с.

34. Коваленко, В.С. Металлографические реактивы: справочник 3-е изд., перераб. и доп. М. : Металлургия, 1981. 120 с.

35. Коваль, А.Д., Беликов С.Б., Андриенко А.Г. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) : утв. проректор по научной работе Н.С. Гамов. – Запорожье, 1995. 30 с.

36 . Кулешова Е.А., Черкасова Е.Р., Логунов А.В. Дендритная ликвация в никелевых жаропрочных сплавах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1981. № 6. 20-23 с.

37. Гайдук, С. В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов . Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2004. № 1. 16–19 с.

38. Гайдук, С.В., Глотка О. А., Дорогокупля А.С. Моделирование термодинамических процессов для оценки влияния тантала на критичные температуры и структурообразования многокомпонентных никелевых систем: *Математичне моделювання*. 2019. № 1. 139-149 с.

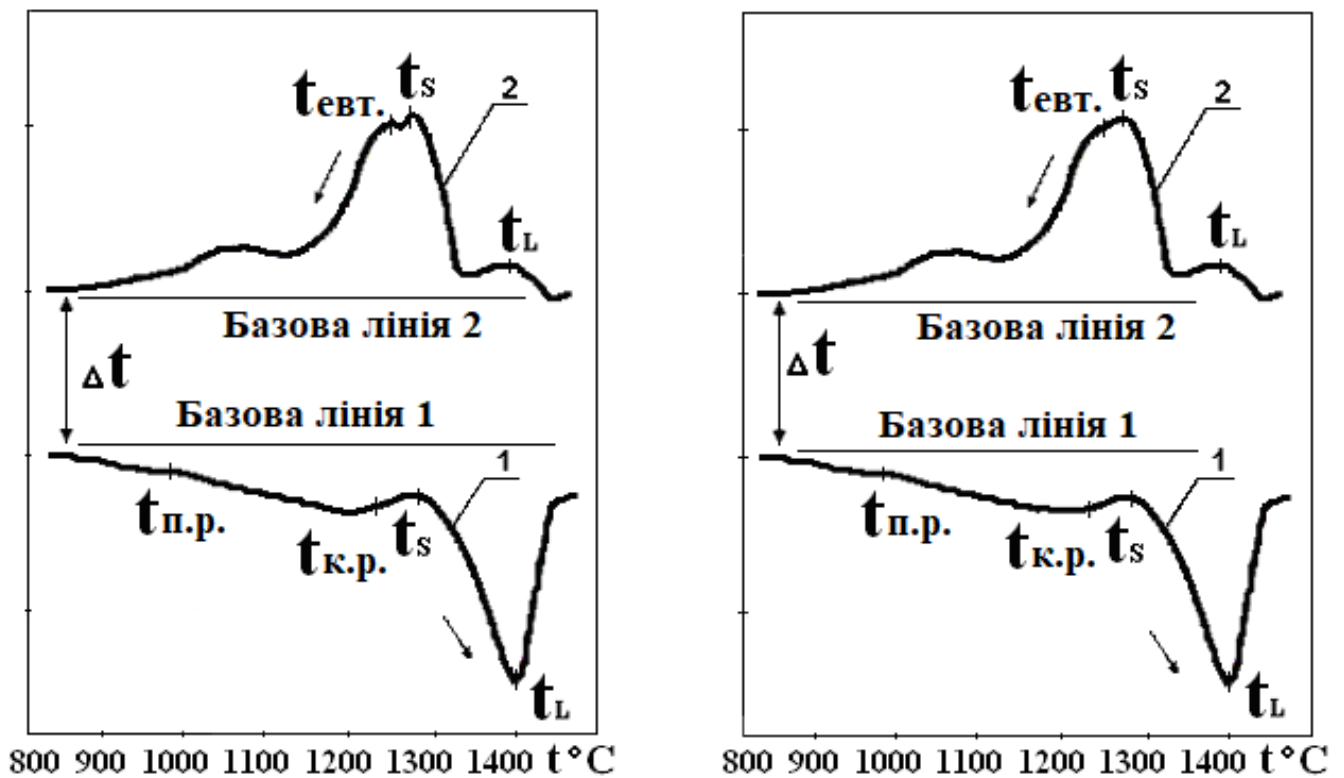
**«Оцінка впливу танталу на
критичні температури
фазових перетворень в
складнолегованих нікелевих
системах»**

Мета роботи: дослідити і оцінити вплив танталу на критичні температури фазових перетворень в сплаві ЗМІ-ЗУ зі спрямованою (монокристалічною) структурою.

Задачі:

- 1) З'ясували сучасний стан впливу системи легування жароміцних нікелевих сплавів на структуру і властивості.
- 2) Дослідили матеріали і методику дослідження в багатокomпонентній нікелевій системі.
- 3) Провели дослідження впливу танталу на критичні температури фазових перетворень та на формування структури жароміцних нікелевих сплавів в процесі лиття і термічної обробки.

Типові ДТА - криві дослідних сплавів до термообробки зі схематично нанесеними температурами фазових перетворень

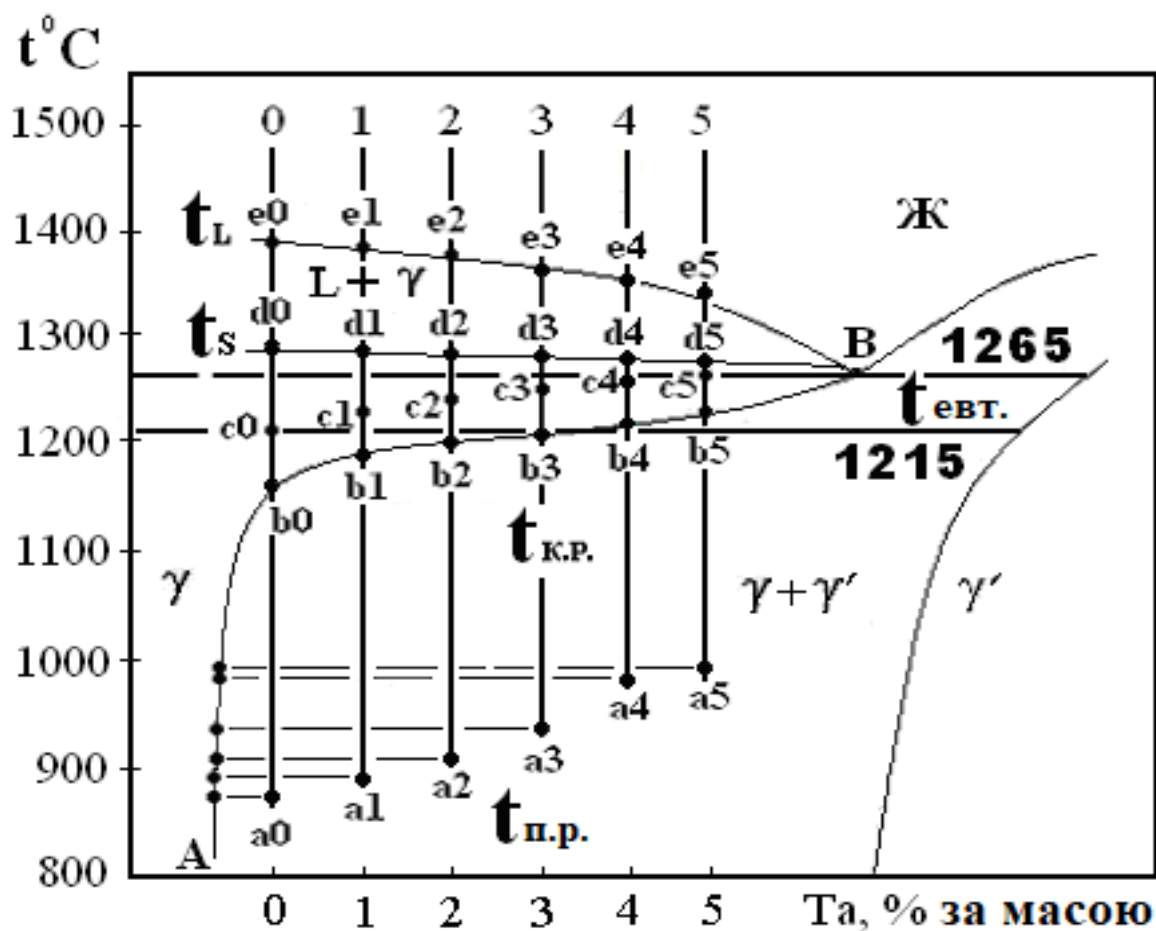


Термограмми: 1 – крива нагріву; 2 – крива охолодження.

а – ЗМІ-3У без Та; ЗМІ-3У + 0,9% Та; ЗМІ-3У + 1,9% Та;

б – ЗМІ-3У+2,8% Та; ЗМІ-3У + 3,9% Та; ЗМІ-3У + 4,8% Та.

Вплив танталу на температури фазових перетворень дослідних сплавів



0 – 3MI-3Y без Ta; 1- 3MI-3Y + 0,9% Ta; 2 - 3MI-3Y + 1,9% Ta;
3 – 3MI-3Y + 2,8% Ta; 4 - 3MI-3Y + 3,9%Ta; 5 - 3MI-3Y + 4,8%
Ta

Режими термообробки для дослідних сплавів

№ сплаву	$t_{\text{ГОМ.}}^I$ °C	Час витримки, год	$t_{\text{ГОМ.}}^{\text{II}}$ °C	Час витримки, год	Умови охолодження між ступенями
0	1180	4	1050	4	на повітрі
1	1195	4	1050	4	на повітрі
2	1210	4	1050	4	на повітрі
3	1225	4	1050	4	на повітрі
4	1240	4	1050	4	на повітрі
5	1255	4	1050	4	на повітрі

Дендритна структура дослідних сплавів до термообробки



а



б



в



г



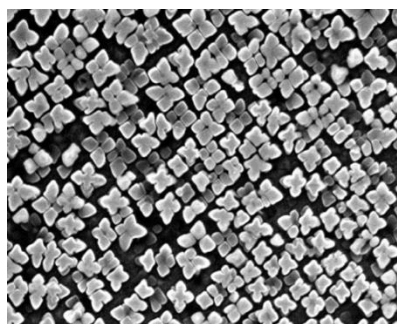
д



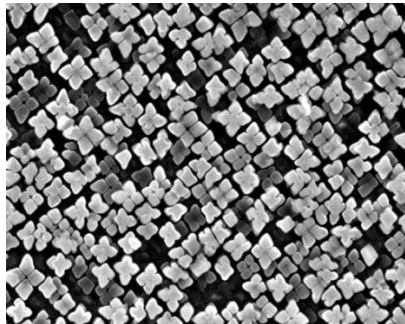
е

а – 3MI-3Y без Ta; б – 3MI-3Y + 0,9% Ta; в – 3MI-3Y + 1,9% Ta; г – 3MI-3Y + 2,8% Ta; д – 3MI-3Y + 3,9% Ta; е – 3MI-3Y + 4,8% Ta.

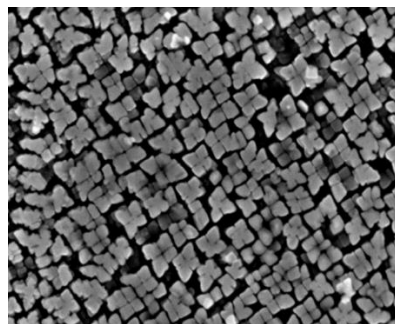
Розподіл γ' - фази в структурі дослідних сплавів в литому стані
(до термообробки)



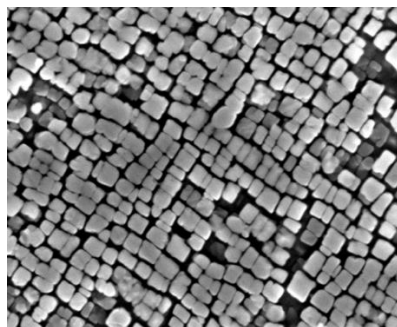
а



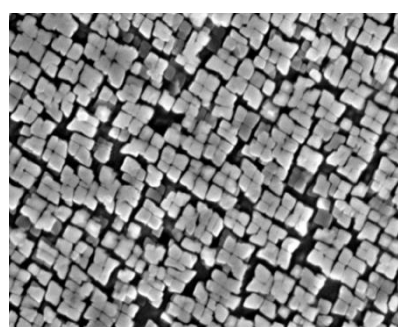
б



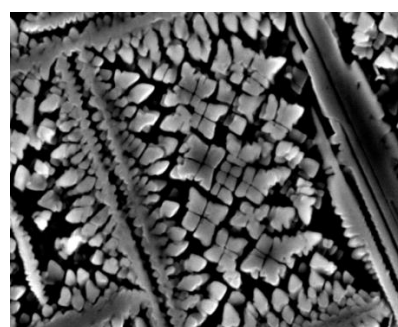
в



г



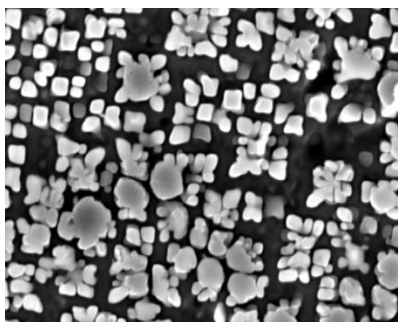
д



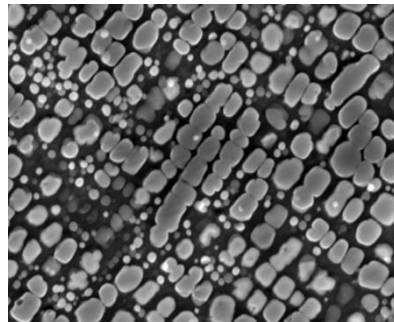
е

а – 3MI-3Y без Ta; б – 3MI-3Y + 0,9% Ta; в – 3MI-3Y + 1,9% Ta; г – 3MI-3Y + 2,8% Ta; д – 3MI-3Y + 3,9% Ta; е – 3MI-3Y + 4,8% Ta.

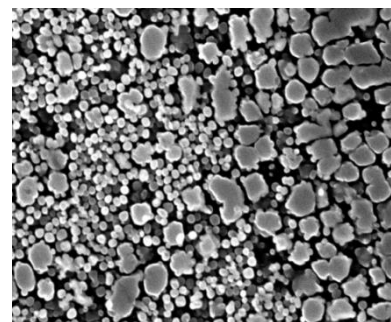
Розподіл γ' - фази в структурі дослідних сплавів після
термообробки



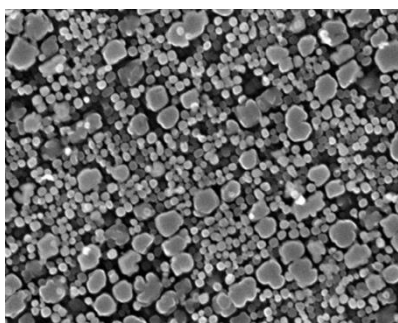
а



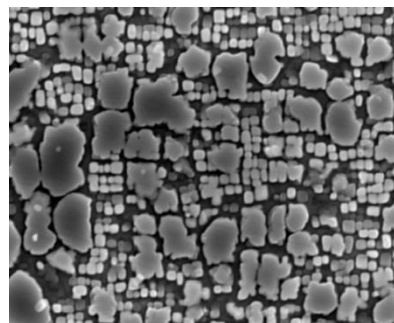
б



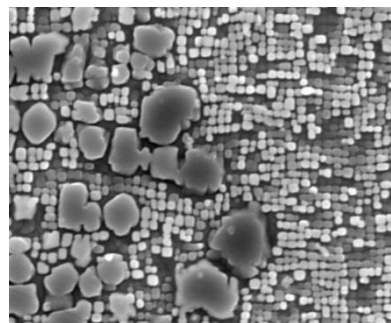
в



г



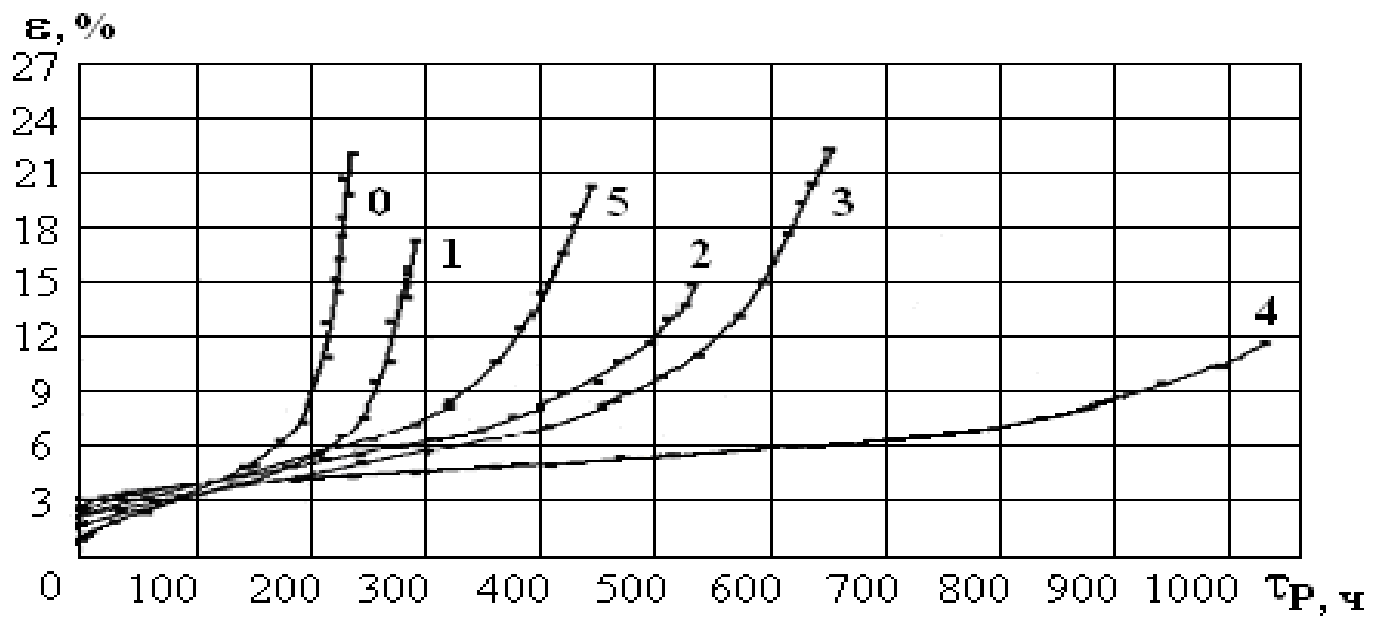
д



е

а – 3MI-3Y без Ta; б – 3MI-3Y + 0,9% Ta; в – 3MI-3Y + 1,9% Ta; г – 3MI-3Y + 2,8% Ta; д – 3MI-3Y + 3,9% Ta; е – 3MI-3Y + 4,8% Ta.

Вплив танталу на час до руйнування зразків дослідних складів
зі спрямованої (моно) структурою, випробуваних за
температурою: $t = 1000^{\circ}\text{C}$ та напруженням $\sigma = 120 \text{ МПа}$



Висновок

В результаті досліджень оцінки впливу танталу в сплаві ЗМІ-3У на критичні температури фазових перетворень і структуроутворення було встановлено наступне:

Доведено, що при вмісті в сплаві ЗМІ-3У $\sim 5\%$ танталу, по масі, в порівнянні зі сплавом ЗМІ-3У без танталу, звужується інтервал кристалізації Δt_1 на 30°C , за рахунок зниження температури ліквідусу (t_L) на 30°C при стабільній температурі солідусу (t_S). Підвищуються температури початку ($t_{Н.Р.}'$) і кінця ($t_{К.Р.}'$) розчинення γ' - фази, а також температура евтектичних перетворень ($t_{ЭВТ.}^{\gamma+\gamma'}$) на 110° , 75° и 50°C відповідно. При цьому, температурний інтервал для проведення гомогенізації першого ступеня Δt_2 звужується на 25°C .

Підвищення змісту танталу в сплаві ЗМІ-3У на 1% , за масою, призводить до підвищення оптимальної температури гомогенізації I-го ступеня в середньому на 15°C , яка знаходиться всередині температурного інтервалу $\Delta t_2 = t_{ЭВТ.} - t_{К.Р.}'$ і відповідає формулі $t_{ГОМ.}^I = t_{К.Р.}' + 15^\circ\text{C}$.

Після повного циклу термообробки, при охолодженні між ступенями на повітрі, в структурі дослідних складів виділяється більша кількість об'ємної частки двохрозмірної (бімодальної) γ' - фази при зниженні загальної кількості метастабільних фаз.

В процесі термічної обробки (гомогенізації) сплаву ЗМІ-3У з танталом в досліджених межах процес розчинення евтектики $\gamma + \gamma'$ протікає менш інтенсивно, що говорить про суттєве уповільнення дифузійних процесів в результаті підвищення термічної стабільності фаз, що містять тантал.