

2020

Форма № 25

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»
(повне найменування закладу вищої освіти)

Інститут, факультет Фізико-технічний, інженерно-фізичний факультет
Кафедра Фізичного матеріалознавства
Ступінь вищої освіти Магістр
Спеціальність 132 «Матеріалознавство»
(код і найменування)
Освітня програма (спеціалізація) Прикладне матеріалознавство
(назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри Ольшанецький В.Ю.

« 16 » грудня 2020 року

ЗАВДАННЯ
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)
ЛЕВАДНИЙ Євген Павлович

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Визначення раціонального хімічного сплаву з фазою Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$ для матриць гарячого пресування металів
керівник проєкту (роботи) Грабовський В.Я. доцент к.т.н

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

затверджені наказом закладу вищої освіти від «02» 11 2020 року №

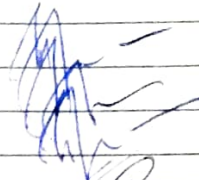
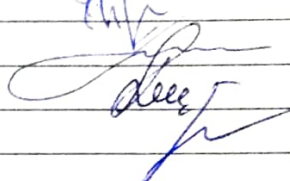
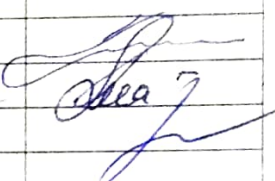
2. Строк подання студентом проєкту (роботи) 01.12.2020

3. Вихідні дані до проєкту (роботи) хімічний склад сталей, зразки

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Зміцнення сплавів для високих температур фазою Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$ 2. Матеріали та методика досліджень 3. Результати дослідження сплавів з фазою Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$ 4. Охорона праці в галузі. 5. Економічна частина.

5. 1. Хімічний склад дослідних сплавів. 2. Дослідження дисперсійного твердіння сплавів 3. Рівні легування дослідницьких сплавів. 4. Механічні властивості.

вості в залежності від легування.5. Зміцнювальна фаза в дослідницьких сплавах.6. Залежність механічних властивостей від температури випробувань .
6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	Грабовський В.Я.		
2	Грабовський В.Я.		
3	Грабовський В.Я.		
4	Нестеров О.В		
5	Круглікова В.В		
НК	Ткач Д.В		

7. Дата видачі завдання « 10 » жовтня 2020 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

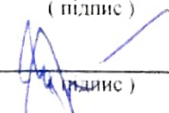
№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	Примітка
1	Аналітичний огляд	10.09-10.10	
2	Матеріали та методики досліджень	10.10-31.10	
3	Експериментальна частина	31.10-25.11	
4	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	25.11-3.12	
5	Економічна частина	3.12-10.12	

Студент(ка)


(підпис)

Леводушій Є. П.
(прізвище та ініціали)

Керівник проєкту (роботи)


(підпис)

Грабовський В. Я.
(прізвище та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Фізико-технічний, інженерно – фізичний факультет
(повне найменування інституту, факультету)

Фізичне матеріалознавство
(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проєкту (роботи)

Магістр
(ступінь вищої освіти)

на тему: Визначення раціонального хімічного сплаву з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ для матриць гарячого пресування металів

Виконав: студент(ка) 2 курсу, групи ІФ219м

Спеціальності 132 Матеріалознавство

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

Прикладне матеріалознавство

Левадний Є.П.

(прізвище та ініціали)

Керівник Грабовський В.Я.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Єршов А.М.

(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 76 сторінок, 14 рисунків, 12 таблиць, 20 джерел

Мета роботи: дослідження впливу легувальних елементів та термічної обробки на структуру та механічні властивості дослідних сплавів на залізонікелевій основі, що зміцнюються фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$, для вибору раціонального їх легування при використанні замість серійних високо теплостійких штампових сталей мартенситного класу.

Методи дослідження – визначення твердості та механічних властивостей, металографія, електронна мікроскопія, методика математичного планування експерименту.

Обрано схему та границі легування дослідних сплавів, що зміцнюються фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$. Досліджено вплив гартування та старіння на мікроструктуру та механічні властивості сплавів і обрано ефективний режим термічної обробки. З використанням методики математичного планування експерименту визначено вплив легування на механічних властивостей дослідних сплавів. За результатами досліджень обрано найбільш доцільне легування нового штампового сплаву з вмістом 9,8% вольфраму, 4,9% молібдену і 9,8% кобальту. Розглянуто правила техніки безпеки та охорони оточуючого середовища. Розраховано економічну ефективність інноваційного проекту

ЛЕГУВАННЯ ДОСЛІДНИХ СПЛАВІВ, ФАЗА ЛАВЕСА, МАТРИЦЯ ПЛАНУВАННЯ, ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, РІВНЯННЯ РЕГРЕСІЇ, МІКРОСТРУКТУРА, НОВИЙ ШТАМПОВИЙ СПЛАВ, ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ, ЕКОНОМІЧНИЙ ЕФЕК

ЗМІСТ

Вступ.....	7
1 Зміцнення сплавів для високих температур фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$	8
1.1 Доцільність використання сталей та сплавів з ГЦК кристалічною граткою замість серійних теплостійких штампових сталей для високих температур експлуатації.....	8
1.2 Характеристики фаз Лавеса в сплавах.....	9
1.3 Сутність дисперсійного твердіння сплавів.....	11
1.4 Перспективність використання фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$ в сплавах для високих температур експлуатації.....	17
1.5 Легування сплавів з ГЦК кристалічною граткою для утворення дисперсних частинок фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$	18
1.6 Вплив термічної обробки на дисперсійне твердіння сплавів з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$	20
1.7 Постановка задачі та мета дипломної роботи.....	25
2 Матеріали та методика досліджень.....	26
2.1 Хімічний склад та технологія отримання сплавів.....	26
2.2 Механічні випробування та термічна обробка	27
2.3. Дослідження мікроструктури	28
2.4 Дослідження за методикою математичного планування експерименту.....	29
3 Результати дослідження сплавів з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$	32
3.1 Вибір легування сплавів.....	32
3.2 Дослідження кінетики дисперсійного твердіння.....	36
3.3 Вплив легування на механічні властивості.....	42
3.4 Рекомендації по раціональному легуванню сплаву.....	45
4 Охорона праці.....	50

4.1 Аналіз потенційних небезпек.....	50
4.2 Заходи забезпечення безпеки.....	51
4.3 Заходи забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці.....	56
4.4 Заходи забезпечення безпеки в умовах надзвичайних ситуацій.....	60
4.4.1 Заходи з пожежної безпеки в умовах надзвичайної ситуації та забезпечення безпеки в разі виникнення надзвичайних ситуацій.....	60
4.4.2 Режими функціонування системи цивільного захисту.....	62
5 Економічна частина.....	64
5.1 Тенденція розвитку світового ринку технологій.....	64
5.2 Техніко-економічні розрахунки.....	67
Висновки.....	73
Перелік посилань.....	74
Додаток А.....	76

ВСТУП

При гарячій обробці металів тиском продуктивність роботи пресового і штампувального обладнання суттєво залежить від стійкості таких інструментів гарячого деформування як штампи, матриці та пресформи. Для виготовлення інструментів гарячого деформування металів зазвичай використовують серійні штампові. Однак недостатня високотемпературна міцність робить принципово неможливим експлуатацію сталей мартенситного класу при температурах вище 700 °С. Це обумовлено наявністю в них поліморфного перетворення. Для таких умов експлуатації необхідно розробляти нові штампові сталі з більшою високотемпературною міцністю. Перспективним є використання замість штампових сталей мартенситного класу аустенітних сталей та сплавів на основі ГЦК кристалічній ґратці. ГЦК ґратка сплавів порівняно з ОЦК має нижчу дифузійну рухливість атомів, за рахунок чого гранична температура їх знеміцнення є вища на 100 -200 °С за сталі мартенситного класу.

Суттєве зростання високотемпературної міцності аустенітних сталей та сплавів забезпечується при їх дисперсійному твердінні. Для цього можуть використовуватись дисперсні частинки різних карбідних та інтерметалідних сполук. Перспективним є використання для зміцнення таких сплавів частинок фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$. Це досягається за рахунок легування сплавів високою кількістю вольфрама та молибдена. Викладене свідчить про необхідність проведення дослідів в напрямку створення нових штампових сплавів з вказанм типом зміцнювальної фази.

Метою роботи є дослідження впливу легувальних елементів та термічної обробки на структуру та механічні властивості дослідних сплавів на залізонікелевій основі, що зміцнюються фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$, для вибору раціонального їх легування при використанні замість серійних високо теплостійких штампових сталей мартенситного класу.

1 ЗМІЦНЕННЯ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИСОКИХ ТЕМПЕРАТУР ЕКСПЛУАТАЦІЇ ФАЗОЮ ЛАВЕСА ТИПУ $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$

1.1 Доцільність використання сталей та сплавів з ГЦК кристалічною граткою замість серійних теплостійких штампових сталей для високих температур експлуатації

Однією з можливостей підвищення теплостійкості інструментальних сталей для гарячого деформування є зміна сталей мартенситного класу на сталі або сплави аустенітного класу. Аустенітні сплави за своєю природою є досить пластичними. Більш щільна упаковка атомів у порівнянні з ОЦК кристалічною граткою зменшує критичні напруження, але і призводить до зростання коефіцієнту деформаційного зміцнення. Характерною особливістю сталей аустенітного класу є відносно великий коефіцієнт теплового розширення і низька теплопровідність. Розчинність атомів втілення (вуглець, азот, водень) в аустеніті вище. Особливо вагомим є те, що дифузійна активність атомів у ГЦК гратці на 2-3 порядки нижче в порівнянні з ОЦК структурою. Це сприяє уповільненню процесів коагуляції зміцнювальної фази і, відповідно, збереженню зміцнювальних властивостей до більш високих температур. В порівнянні зі сталями, що мають ОЦК гратку, гранична температура застосування аустенітних сталей при високих температурах на 200 °C вище і складає 800 °C. Виходячи з цього, інструмент, виготовлених із сталей або сплавів аустенітного класу, буде менш схильний до високотемпературного знеміцнення.

Однією з вимог, пред'явлених до матеріалу для інструменту гарячого деформування, є висока твердість. Проте застосовувані в даний час аустенітні сталі і сплави мають досить низький рівень твердості в порівнянні зі сталями мартенситного класу.

Необхідний комплекс властивостей в сплавах з гранецентрованою кубічною (ГЦК) граткою досягається за рахунок виділення при старінні дисперсних інтерметалідних і карбідних частинок.

Аустенітним сплавам притаманні і недоліки при використанні їх для виготовлення інструменту гарячого пресування. Перш за все, більш високе, ніж у штампових сталей мартенситного класу, значення коефіцієнту термічного розширення і низька теплопровідність, що сприяє виникненню в інструменті для гарячих робіт тріщин [1]. Теплопровідність сталей та сплавів аустенітного класу при низьких температурах в 2-3 рази нижче, ніж у сталей на основі α – заліза. Однак при нагріванні до 700 – 800 °С різниця в теплопровідності стає незначною. Підвищення вмісту легувальних елементів в аустенітних сплавах знижує їх теплопровідність. Недоліком також являється порівняно висока вартість і погана обробка різанням. У зв'язку з цим більш раціональним є виготовлення із них литих інструментів.

Зокрема раціональним є використання сплавів зміцнених фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2 (\text{W}, \text{Mo})$.

1.2. Характеристики фаз Лавеса

У класичних роботах Лавеса показано, що в бінарних системах, що складаються з атомів, у яких радіуси значно різняться, можуть утворитися проміжні фази [2]. У тих випадках, коли розміри сплавотвірних елементів близькі, є тенденція до утворення фаз типу електронного з'єднання, якщо при цьому між двома типами атомів відсутня помітна електрохімічна взаємодія. В інших випадках, коли мають місце проміжні значення різниці атомних діаметрів, утворюються структури, особливо стабільні при деяких стехіометрических складах. При цьому між ними має бути просте співвідношення [3].

Фази Лавеса - найчисленніший клас інтерметалічних сполук. Переважна більшість подвійних фаз Лавеса мають стехіометричний склад AB_2 , хоча є нечисленні виключення з цього правила.

Фази Лавеса утворюються атомами двох сортів А і В, причому атом сорту А завжди має більший атомний радіус (R), ніж атом сорту В, причому існує ідеальне співвідношення радіусів компонентів $R_A: R_B = 1,225$.

До фаз Лавеса відносяться з'єднання, що кристалізуються в кілька споріднених структурних типів, з яких найбільш численними є три нижченаведених:

- гексагональний тип $MgZn_2, C_{14}$;
- кубічний тип $MgCu_2, C_{15}$;
- гексагональний тип $MgNi_2, C_{36}$.

Фази Лавеса об'єднують велику групу інтерметалідних сполук складу AB_2 . Дослідження більшості числа фаз Лавеса показало, що основним фактором, який визначає утворення цих фаз, являється відношення атомних розмірів компонентів, оскільки ці фази утворюються при взаємодії елементів, що розташовуються практично в будь-якому місці періодичної таблиці, при чому в одних зв'язках даний елемент може зіграти роль атома А, а в інших – роль атома В. Якщо виходити із представників моделі щільного пакування шарів, то звідси випливає, що для утворення фаз Лавеса ідеальне відношення атомних діаметрів d_A/d_B дорівнює 1,225. Однак у більшості зв'язків це відношення лежить в інтервалі 1,1 – 1,6. Зміцнення сплавів частинками фаз Лавеса відбувається в результаті дисперсійного твердіння сплавів[2].

1.3 Сутність дисперсійного твердіння сплавів

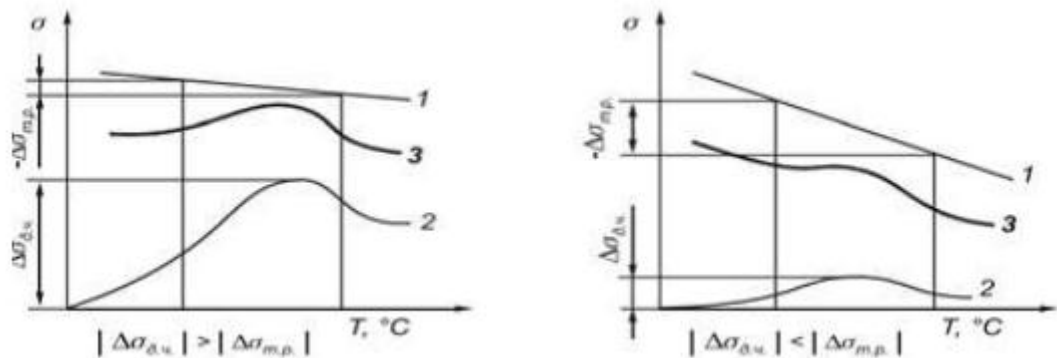
Сплави з дисперсійним твердінням використовують для деталей, що зміцнюються за рахунок вторинного твердіння, яке проявляється при старінні загартованих сталей завдяки виділенню зміцнювальних фаз [4].

Тобто спочатку необхідно отримати пересичений твердий розчин, і для цього необхідним етапом термічної обробки є гартування. Гартування – це процес термічної обробки, який полягає в нагріванні до високої температури і наступним швидким охолодженням, при якому утворюється пересичений твердий розчин. Після того як отримали пересичений твердий розчин, проводять наступне старіння, під час якого реалізується процес виділення зміцнювальних фаз, які призводять до зміцнення сплаву.

При цьому відбувається розпад пересиченого твердого розчину з виділенням надлишкового компонента у вигляді дисперсних скупчень. Механізм дисперсійного твердіння можна представити таким чином: при старінні пересиченого твердого розчину (в початковій стадії) на границі зерен виникає неоднорідність за складом, утворюються зони, збагачені легувальними елементами, які когерентно пов'язані з матричним твердим розчином. При цьому напруженість і спотворення кристалічної ґратки мають максимальну величину, а сплав - максимальну твердість. Зі збільшенням витримки або при підвищенні температури старіння когерентність порушується. Фаза відділяється від основного твердого розчину міжзереного кордону, приймає свої параметри і конфігурацію. Потім частинки ростуть по величині, що зменшує твердість матеріалу. З підвищенням температури частинки ростуть швидше, вони коагулюють, а властивості не встигають збільшитися, спостерігається їх зниження. Термічна обробка сплавів складається з гарту і старіння. При дисперсійному твердінні сумісно протікають два процеси: – знеміцнення сплаву внаслідок виходу з матриці

легувальних елементів $|\Delta\sigma_{\text{т.р.}}|$; – зміцнення за рахунок утворення надлишкової фази $|\Delta\sigma_{\text{д.ч.}}|$.

Результуюче зміцнення, як показано на рис. 1.1, залежить від співвідношення модулів $|\Delta\sigma_{\text{т.р.}}|$ та $|\Delta\sigma_{\text{д.ч.}}|$ [4].



- 1 – знеміцнення за рахунок виходу легувального елемента з матриці
- 2 – знеміцнення за рахунок утворення дисперсних частинок
- 3 – результуюче зміцнення

Рисунок 1.1 – Залежність міцності від температури старіння.

Розглянемо, згідно рис. 1.2, ізотермічний розпад термодинамічно нестабільного пересиченого твердого розчину із вільною енергією F_1 в сплаві складу C_0 [5]. Звичайно рівноважний стан із вільною енергією $F_2 < F_1$ не може відразу виникнути, щоб в результаті флуктуацій в твердому розчині складу C_0 утворилось багато областей рівноважних складів C_a і C_b , далеких від C_0 . Найбільш вірогідно, що спочатку в результаті флуктуацій виникнуть області що мають склад, наприклад C_p і C_q , наближені до вихідного складу C_0 . При цьому вільна енергія зменшиться до величини $F_3 < F_1$ [5]. В сплаві, що розглядається будь яка відстань за складом нестабільного твердого розчину буде призводити до зменшення вільної енергії, тобто для початку розпаду не потрібно зародження критичних зародків. Тому такий розпад, називається спінодальним, який відразу охоплює весь об'єм вихідної фази. Збільшення концентраційного розшарування повинно призводити до

неперервного зниження вільної енергії, до тих пір, доки не встановиться рівноважна різниця концентрацій $C_a - C_b$

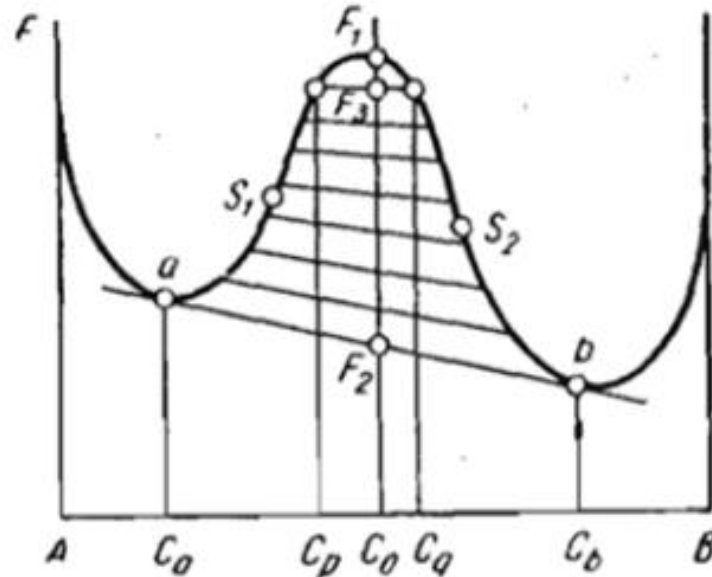


Рисунок 1.2 – Схема пояснення спінодального розчину в сплаві C_0 в системі із безперервним рядом твердих розчинів

Спінодальний розпад при цій температурі може протікати в усіх сплавах, склад яких знаходиться у області ділянки кривої вільної енергії, зображеного увігнутою кривою вниз, тобто там, де $\partial^2 F / \partial C^2 < 0$. Ця ділянка обмежена точками перегину S_1 та S_2 , в яких $\partial^2 F / \partial C^2 = 0$. Такі точки називають спінодальними. При підвищенні температури спінодальні точки S_1 і S_2 на ізотермічних кривих вільної енергії поступово приближуються і, коли температура досягає критичної, перегини зникають – крива вільної енергії на усіх ділянках зображена увігнутою кривою догори $\partial^2 F / \partial C^2 > 0$ [6].

У запропонованій схемі на всіх проміжках спінодального розпаду не спостерігається енергетичний бар'єр. У реальному житті такий бар'єр може утворюватись через пружну деформацію кристалічної ґратки. Проміжки

супроводжується спочатку підвищенням, а потім зменшенням вільної енергії, тобто існує термодинамічний бар'єр створення більших частинок нової фази навіть без поверхневої енергії і енергії пружної деформації ґратки. Звідси можна зрозуміти, що в цьому випадку для того, щоб розпад розчину розпочався і самостійно продовжувався з зменшенням вільної енергії, потрібні центри утворення.

Велике практичне значення для утворення старіючих сплавів мають системи із проміжними фазами. Фаза, що в них виділяється, відрізняється від першоутвореного твердого розчину не лише вмістом, але і кристалічною ґраткою. Усе, що було сказано з цього приводу про схему звичайного (не спінодального) розкладу, відноситься і до систем із проміжною фазою. Позначки в цих рисунках однакові. Різницю можна помітити лише у тому, що на кривій вільної енергії другої фази F_β є самостійною і не продовжує цю криву матричного твердого розчину α . Когерентність фази з матрицею втрачається з збільшенням пружних напружень, при цьому на міжфазних межах створюються структурні дислокації[7].

Як вперше показав Набарро, форма виділень на усіх відтинках їх утворення визначається відповідною енергією внутрішніх напружень та поверхневою енергією[6]. Для виділення карбідів або нітридів в сплаві, в яких несумісність ґраток з матрицею утворює кілька десятків відсотків, рівноосна форма (схожа на сферичну) може бути лише в частин дуже малих розмірів - у кілька елементарних комірок.

Типовою формою для виділення фази є пластинчата, яка за параметрами схожа на ґратку, проте зовсім різниться з ґраткою матриці. При з'єднанні цих фаз можна відзначити місця з найменшим розташуванням атомів у обох ґратках, котрі є місцями поділу з найменшою енергією. Виходячи з цього у під час розвитку частини намагаються досягти найбільших розмірів у даних площинах, що приводить до створення виділень пластинчатої форми. Оптимальна величина частинок зміцнюючої фази, при яких зміцнення найбільше, визначаються їх хімічним складом і

характером виділення (когерентні, некогерентні). Величина зміцнення за механізмом твердіння залежить від кількості частинок і їх розміру. Найефективнішими є часточки величиною приблизно від 1 до 3 нм. [7].

У наші дні через використання ніобію, ванадію або титану вдається з'єднати дисперсійне твердіння з подрібненням зерна. Звісно, це визначається розмірами і співвідношенням частинок, які забезпечують подрібнення зерна і дисперсійне твердіння. При охолодженні виділяються частинки другої фази які значно збільшують характеристики кінцевого продукту шляхом регулювання зростання зерен при рекристалізації, або шляхом блокування дислокацій [6]. При зростанні виділення при безперервному розпаді поступово «висмоктують» легувальний елемент із матричної фази, збіднюючи її по всьому об'єму до рівноважної концентрації C_α . Розміри виділення r при безперервному розпаді із збільшенням тривалості старіння τ зростає приблизно по параболічному закону згідно залежності: $r = (D\tau)^{1/2}$.

Тобто швидкість росту виділення контролюється коефіцієнтом об'ємної дифузії D в ґратці матриці. Характерним для цього процесу що розглядається є безперервним, по усьому периметру вихідних зерен, зменшення концентрацій легувального елемента. Через це розпад і називають безперервним.

Можна вважати, що найбільш інтенсивне зміцнення спостерігається на стадії утворення зон Ген'є-Престона, коли ще зберігається когерентний зв'язок з матрицею. Відокремлення частинок з твердого розчину призводить до зниження ефективності зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння. Ступінь дисперсійного зміцнення зростає в міру зменшення відстані між частинками другої фази, що виділилася. Це можна досягти або подрібненням частинок при даній об'ємній частці виділень або збільшенням частки виділень, але при утриманні легувального елемента в кількості, меншій

критичного . Механізм дисперсійного твердіння знайшов особливо велике значення при розробці сталей підвищеної міцності і зносу [8].

1.4 Перспективність використання фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ в сплавах для високих температур експлуатації

Фаза Лавеса типу $\text{Fe}_2\text{W Mo}$, в аустенітних легованих сталях може мати більш складний склад – $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_2(\text{W}, \text{Mo})$. Дослідження сталей, що зміцнюються за рахунок виділення фази Лавеса, посвячена робота [6].

В основному характеристики і теплостійкість сплавів залежить від типу, розташування і кількості зміцнювальної фази. Існує багато карбідних і інтерметалідних сполук, які слугують в якості зміцнювальних фаз в сплавах, призначених для високотемпературної роботи. У порівнянні з карбідним зміцненням, інтерметалідне володіє більшою термічною стабільністю, через що може зберігати високоміцний стан при високій температурі [7]. Через свою стабільність інтерметалідні частиноки, можуть протидіяти пластичній деформації (перерізанню лінії дислокації) і також багато інших не менш важливих характеристик в деякій мірі залежать від типу зв'язання в них, які є здебільшого, металевими з можливою наявністю ковалентною складовою. Ковалентна частина характеризує підвищену локалізацію валентних електронів і атомів, що в свою чергу спричиняє зростання міцності , твердості, хімічної стабільності, але одночасно з цим і до зниження пластичності інтерметалідних зв'язків. Завдяки металевому зв'язку, разом з порівняно великою механічною міцністю, деяку пластичність металідів. Якщо зв'язок в інтерметалідних зв'язаннях утворюється d і f – електронними оболонками перехідних елементів, з зростанням температури, це призводить до підсилення локалізації електронів і, тим самим, підвищення долі ковалентного зв'язку, що гальмує зниження міцності інтерметалідів з

високою температурою [8]. Такі зв'язки добре використовувати в якості зміцнювальних частинок в сплавах, призначених для високотемпературної роботи. До подібних зв'язків можна віднести фазу Лавеса Fe_2W , яка в аустенітних легуючих сталях має більш складний склад – $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_2(\text{W}, \text{Mo})$. Маючи високу твердість (HV 900) фаза Лавеса має значну стійність перед коагуляцією якщо порівнювати з інтерметалідним з'єднанням, як γ' – фаза (Ni_3Al) . Якщо коагуляція γ' – фази має місце, я правило, при 750 °С, то зміцнення частинок фази Лавеса проходить при температурі на 100...150 °С вище. При виділенні фази Лавеса виділяються менші об'ємні зміни, ніж у випадку, зміцнених γ' – фазою [6].

Взагалі перспективним є зміцнення сплавів для роботи при високих температурах експлуатації інтерметалідною фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ з ГЦП граткою [6]. Як правило таку фазу відносять до небажаних щільно-пакованих фаз в серійному виробництві у високо-жароміцних сплавах, тому-що вона погіршує їх пластичність, в наслідок чого і жароміцність. Проте така фаза володіє позитивною особливістю, фази Лавеса має високу термічну стабільність, яка на 100–150 °С вище, ніж γ' -фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Вкраплення фази Лавеса при виділенні мають форму стрижнів завдовжки близько 500 нм, товщиною 100 нм. Ці стрижні зазвичай утворюють собою перехрестя, які можуть бути ефективними перешкодами при ковзанні дислокацій. Це, разом з високою термічною стабільністю, яка підвищує опір високотемпературній пластичній деформації сплавів.

1.5 Легування сплавів з ГЦК кристалічною граткою для утворення дисперсних частинок фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$

Жароміцні аустенітні сталі (або сплави на залізо-нікелевій основі) для утворення структури стабільного аустеніту складають близько 10 – 20 %

хрому і 10 – 40 % нікелю; замість нікелю частково може бути використаний марганець. В склад сплавів на нікелевій основі також входить, як правило, 10 – 20 % хрому[7].

Більш детальне вивчення ливарних жароміцних аустенітних сталей з фазою Лавеса проводився ще кілька десятиріч років назад. Досліджувалися Fe – Cr – Ni сталі з 25% Ni і 16% Cr. В якості зміцнювальних легувальних елементів використовували вольфрам (3-6%), ніобій (близько 1%) і титан (0,8). За данної умови можливо було сподіватися на створення інтерметалідної фази Лавеса AB_2 типу Fe_2W [9]. Фази Лавеса об'єднують велику групу інтерметалідних сполук складу AB_2 . Дослідження більшості числа фаз Лавеса показало, що основним фактором, який визначає утворення цих фаз, являється відношення атомних розмірів компонентів, оскільки ці фази утворюються при взаємодії елементів, що розташовуються практично в будь-якому місці періодичної таблиці, при чому в одних зв'язках даний елемент може зіграти роль атома А, а в інших – роль атома В. Якщо виходити із представників моделі щільного пакування шарів, то звідси випливає, що для утворення фаз Лавеса ідеальне відношення атомних діаметрів d_A/d_B дорівнює 1,225. Проте у переважній більшості зв'язків це відношення лежить в інтервалі 1,1 – 1,6. Показано, що поряд із високою твердістю (HV 900) фаза Лавеса володіє підвищеною стійкістю проти коагуляції у порівнянні із інтерметалідною сполукою як γ' - фаза $Ni_3(Al,Ti)$. В цій роботі також показано, що виділення фази Лавеса супроводжується меншими об'ємними змінами, на відміну від сплавів які зміцнюються γ' - фазою.

1.6 Вплив термічної обробки на дисперсійне твердіння сплавів з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$

Для отримання змішаного зміцнення (карбідного і інтерметалідного) в два сплави вводилась підвищена кількість вольфраму (6%). При цій умові можна було чекати утворення інтерметалідної фази Лавеса AB_2 типу Fe_2W .

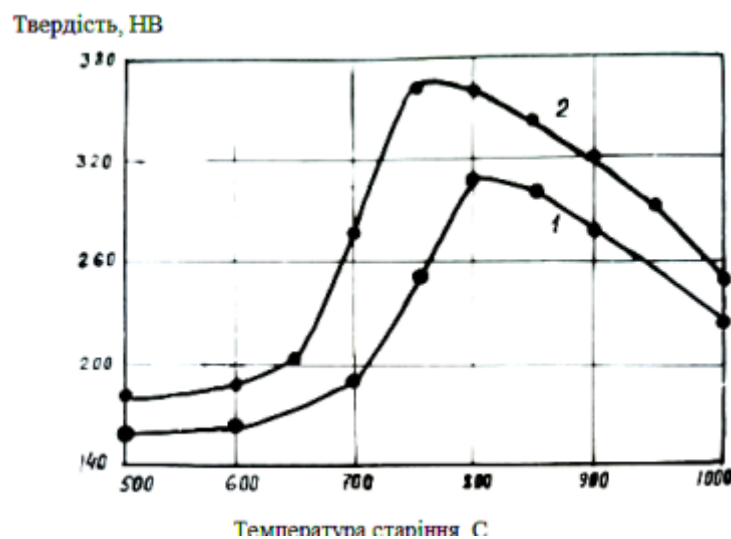
Зразки були піддані гартуванню при температурі 1200 °C з охолодженням в воді і старінню з різною температурою та часом. Після гартування твердість зразків складала 170-180 НВ. Після старіння при температурі 750-800 °C на протязі 10 годин твердість підвищувалась до 200-210 НВ. При чому підвищення вмісту вольфраму від 3 до 6% забезпечило сплавам більш високу твердість. При підвищеній температурі старіння від 800 °C до 850 °C відбувалося незначне зниження твердості сплавів, а вище 850 °C твердість знижувалась сильніше.

Аналізуючи результати встановили, що сплави з 3% вольфраму зміцнюються при старінні за рахунок виділення карбіду Me_{23}C_6 , мають практично однакову твердість після старіння і близькі значення характеристик короткочасного розриву.

Після тривалого старіння при температурі 750 °C в сплавах з 6% вольфраму виділяються частинки вторинної фази Fe_2W . При цьому спостерігається зниження ударної в'язкості, в той час як в сплавах з 3% вольфраму, в яких і після старіння не виявлено других фаз, крім карбіду Me_{23}C_6 , ударна в'язкість практично не змінюється при збільшенні тривалості старіння.

Зразки хромонікелевих сталей, що мають 5 і 10% вольфраму піддавалися гартуванню від 1300 °C (застосування такої високої температури гартування обумовлено високою термічною стабільністю фази Лавеса) з охолодженням у воді і наступному старінні в інтервалі температур 500 – 1000 °C. На рис 1.1 зображено зміна твердості досліджуваних сталей і

залежності від температури старіння. З кривих видно, що після витримки в інтервалі температур 500 – 1000°C відбувається зміцнення загартованої сталі. Максимальне значення твердості відповідають витримці при температурах 750 – 850 °C. При цьому збільшення вмісту вольфраму від 5 до 10% призводить до більш значному зростанню твердості. Зі зростанням вмісту вольфраму так же підвищується і температурна границя знеміцнення. Якщо після температури старіння 900 °C твердість сталі з 5% вольфраму дорівнює 260 HB, то для сталі з 10% вольфраму вона становить 310 HB[3].



1 – сталь з 5% W, 2 – сталь з 10% W.

Рисунок 1.4 – Криві старіння Fe-Cr-Ni-Nb-Mo сталі з різним вмістом вольфраму в залежності від температури старіння, час витримки 10 годин

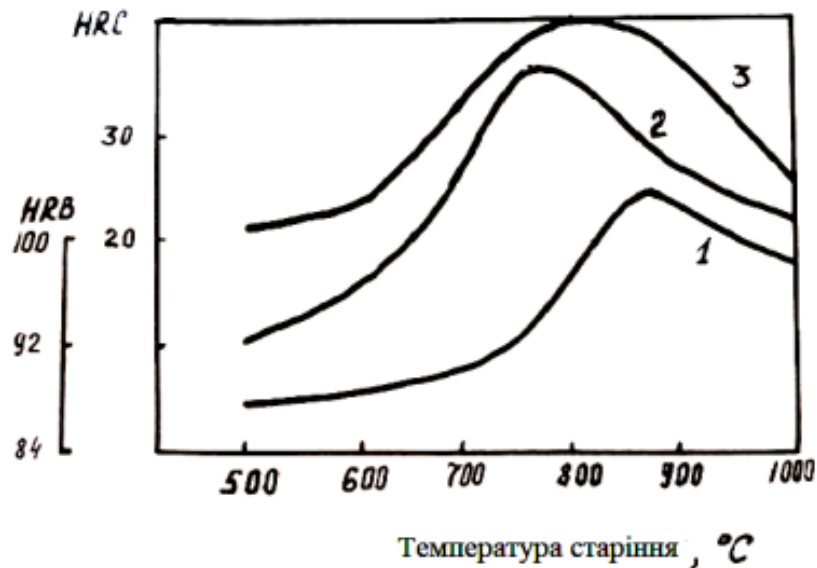
Підвищення часу витримки від 10 до 100 годин трохи збільшує твердість, але разом з цим максимум міцності рухається в сторону більш низьких температур [5].

Молібден також має свій позитивний вплив на дисперсійне твердіння дослідних сталей. Додавання молібдену зменжує розчинність вольфраму, разом з цим приймає участь у створенні зміцнювальної фази типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$. Кількість в сплаві молібдену і вольфраму призводить, до того що під

час старіння виділяється фаза Лавеса і тим менше часу потрібно для її виділення.

Сплави, у яких після відпуску поряд з твердим розчином присутня одна надлишкова фаза (фаза Лавеса, γ' – фаза або Me_{23}C_6) істотно не відрізняються за своїми короткочасними властивостями. При підвищенні температури випробування на короткочасний розрив до 750 °C сплави з карбідним зміцненням зберігають 50 – 60% від величини границі текучості при 20 °C, сплави з фазою Лавеса – 62 – 66% і сплави з γ' – фазою – 70 – 84%.

У сплавах, легованих вольфрамом і молібденом, дисперсійне зміцнення відбувається лише за рахунок виділення фази Лавеса, при додатковому введенні алюмінію – фаза Лавеса і γ' – фази, а у випадку підвищення поряд з цим вмісту вуглецю – фаза Лавеса, γ' – фаза і карбіди типу Me_6C , і Me_{23}C_6 . Зміна твердості вказаних сплавів в залежності від температури старіння показано на рис. 1.5. Час старіння у всіх випадках складав 10 годин. Як видно з рис. 1.5, спільне виділення фази Лавеса і γ' – фази (крива 2) призводить до підвищення максимальної твердості до 36 HRC проти 26 HRC для сплаву, зміцненого лише фазою Лавеса (крива 1). При цьому максимум твердіння зсувається в область більш низьких температур із-за більш раннього виділення γ' – фази[3].



1 – сплав з фазою Лавеса (10% W + 5% Mo); 2 – сплав з фазою Лавеса і γ' – фазою (10% W + 5% Mo + 2% Al); 3 – сплав з фазою Лавеса, γ' – фазою і карбідами (10% W + 5% Mo + 2% Al + 0,3% C)

Рисунок 1.5 – Залежність твердості сплавів з різними зміцнювальними фазами від температури старіння.

Найбільше значення твердості (40 HRC) досягається в сплаві, зміцнений трьома фазами (крива 3). Висока твердість у цьому випадку зберігається в широкому інтервалі температур старіння (750 – 850 °C).

Електронно-мікроскопічне дослідження показало, що підвищена вторинна твердість і стійкість проти перестарювання сплаву, зміцненого інтерметалідними і карбідними фазами, обумовлені особливостями виділення і росту частинок фази Лавеса, поява яких у виді голчастих кристалів характерне для всіх складів. Було встановлено, що ступінь дисперсності і щільності частинок фази Лавеса після 10 годин старіння при температурі 850°C зростає по мірі переходу від сплаву, зміцненого тільки однією лише фазою Лавеса, до сплаву, зміцненого трьома фазами. Довжина голок фази Лавеса при цьому зменшується від 104 до 103 А. Характерною особливістю останнього являється наявність в структурі поряд з голчастими частинками фази Лавеса більш рівно вісних дисперсних частинок, які являються

карбідами Me_6C , Me_{23}C_6 і γ' – фазою [10]. Розмір частинок в сплавi, зміцнювальний виділеннями фази Лавеса і γ' – фази, у всіх випадках займає проміжне положення.

З цього можна зробити такий висновок, що зародження часток фази Лавеса в сплавi з зростанням змісту вуглецю об'єднується за рахунок виділених дисперсних карбідів.

Вуглець за наявності алюмінію витискає з твердого розчину в область міжфазних поверхонь поділу. Адсорбція вуглецю на поверхні поділу матрицязародок призводить до ще більшого зниження удільної поверхневої енергії, тобто, і зменшенню критичного розміру зародку фази Лавеса.

Ці сплави безумовно можуть бути використані для інструментів гарячого пресування. Адже, як відмічено вище, сплави що зміцнюються фазами Лавеса $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$ є більш стабільними та стійкими до зміцнення в порівнянні з серійними сплавами мартенситного класу [11]. Висока термічна стабільність фази Лавеса $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$ підвищує опір високотемпературній пластичній деформації сплавів. Це робить перспективним зміцнення сплавів для високих температур експлуатації інтерметалідною фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$ з ГЦП ґраткою. В сплавi утворюються стрижні фази Лавеса, які розташовуються у вигляді перехресть, які перешкоджають ковзанню дислокацій. Це підвищує опір високотемпературній пластичній деформації сплавів. Через що безумовно можна сказати що данні сплави мають майбутнє для виготовленні інструментів гарячого пресування, що експлуатується в умовах нагрівання вище 750 °C.

1.7 Постановка задачі та мета дипломної роботи

Таким чином, за розглянутими попередньо літературними даними серійні високо теплостійкі штампові сталі мартенситного класу не здатні забезпечувати працездатність штампових і пресових інструментів, що розігріваються в процесі експлуатації до температур вище 750 - 800°. Для таких умов експлуатації доцільним є використання сталей та сплавів на основі ГЦК кристалічній ґратці, що зміцнюються дисперсійним твердінням. Перспективним є використання таких сплавів, що зміцнюються частинками фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ за рахунок легування високою кількістю вольфрама та молибдена.

Враховуючи викладене, метою дипломної роботи було дослідження впливу легувальних елементів та термічної обробки на структуру та механічні властивості дослідних сплавів на залізонікелевій основі для вибору раціонального їх легування при використанні замість серійних високо теплостійких штампових сталей мартенситного класу.

Для цього в роботі поставлені наступні задачі:

- визначення схеми легування дослідних сплавів;
- вибір інтервалів варіювання зміцнювальних легувальних елементів згідно матриці математичного планування експерименту типу 2^{4-1} ;
- вибір ефективного режиму термічної обробки дослідних сплавів;
- аналіз впливу легування на механічні властивості дослідних сплавів;
- вибір раціонального легування нового сплаву для виготовлення матриць гарячого пресування металів.
- Була поставлена задача вивчення можливостей підвищення вторинної твердості аустенітних сплавів до рівня сталей з мартенситним перетворенням за рахунок збільшення легування аустеніту комплексом фазоутворюючих елементів.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Хімічний склад та технологія отримання сплавів

Досліджені в роботі сплави мали залізонікелеву основу. Вміст нікеля в них складав близько 25-30%, хрому – 15%. Особливістю сплавів є легування вольфрамом і молібденом в кількості, достатніх для виділення при старінні фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$. Хімічні склади їх приведені в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад дослідних сплавів, зміцнених фазою Лавеса

№	C	Cr	Ni	W	Mo	Co	Fe	Група легування
1	0,04	15,7	27,0	14,2	-	9,6		Сплави матриці 2 ³⁻¹
2	0,05	15,0	24,4	21,4	-	-		
3	0,03	14,6	25,6	12,3	4,2	-		
4	0,05	14,7	25,6	19,7	4,2	10,3		
5	0,04	15,2	26,5	16,8	2,0	5,2		Сплави нульового рівня
6	0,03	14,8	25,8	16,0	2,3	5,6		
7	0,04	14,6	24,9	16,5	2,2	4,8		
8	0,05	16,0	22,8	18,2	9,6	9,6		Сплави додаткової серії
9	0,06	14,6	24,8	12,8	4,5	10,1		
10	0,06	15,8	23,9	11,8	5,2	10,0		
11	0,04	15,1	24,2	9,8	4,9	9,8		
12	0,05	15,8	25,8	8,5	5,4	9,9		
13	0,06	14,5	22,3	7,6	4,9	8,2		
14	0,05	15,7	25,6	11,4	5,2	-		
15	0,05	15,5	26,5	8,9	5,5	-		

Сплави, з номерами з 8 по 15, при зрівнянні їх між собою і з деякими сплавами матриці планування, служили для додаткового вивчення (по принципу однофакторного експерименту) вплив на структуру і властивості молібдену (№ 8,9), вольфраму (4 і 9 – 13) і кобальту (3 і 6;10,12,14,15).

Сплави виплавляли у відкритій 50-кілограмовій індукційній печі з використанням в якості шихтових матеріалів металів промислової чистоти. Розкислення проводили алюмінієм (0,1-0,2%) , кремнієм (0,20 -0,40%) і марганцем (0,30 – 0,50%). Температура розливання складала 1520-1560 ° С. За 1-2 хвилини перед розливанням в розплав вводили 0,04% магнія та 0,001 бору(у вигляді нікель-бору або хром- бору). Розливання здійснювали в шамотні трубки діаметром 80 мм. Отримані литі електроди (довжиною близько 800 мм) піддавали електрошлаковому переплаву на установці А-550 в кристалізатор діаметром 110 мм. При переплавці використовували флюс АНФ-ІІІ.

2.2. Механічні випробування та термічна обробка

Зразки для механічних випробувань виготовляли з отриманих після переплаву злитків діаметром 80-150 і висотою 150 – 250 мм. Спочатку їх розрізали впоперек на плити товщиною 15 – 20 мм, перед тим зрізав верх і низ злитку приблизно на 30 мм. Після гартування плити розрізали вздовж у напрямку заготовки , из котрих виготовляли зразки для механічних випробувань. Кінцева термообробка зразків (старіння) проводилось в захисній обкладинці після повного їх виготовлення.

Термічну обробку досліджуваних сплавів виконували в печах опору. Температуру гартування варіювали в межах від 1100 до 1300 ° С з охолодженням у воді,маслі и на повітрі, а старіння здійснювали в інтервалі температур 650 – 950 ° С протягом 2 – 50 годин.

Визначення твердості досліджених сплавів при кімнатній температурі виконували по Роквеллу. При твердості менше 20 HRC переходили від вимірювань по шкалі С (алмазний конус) до шкали В (сталева кулька) [12]. Перед тим було з'ясовано, що для досліджуваних аустенітних сплавів при переході від однієї шкали до іншої не просліджується відповідність HRC20 числу твердості HRB100. Це співпадає з рекомендованим переводом чисел твердості і було використано у роботі при побудові графіків.

Випробування на розтяг проводилось на розривній машині ЦД-10. Зразки мали діаметр робочої частини на 5мм і розраховану довжину 25мм при спільній довжині 75 мм. Ударну в'язкість визначали на зразках Менеже з надрізом радіусом 1 мм. Температура випробувань на розтяг і ударний згин знаходилась в межах 20 – 950 ° С[12].

Властивості при всіх випробувань сплавів визначали як середнє з випробувань не менше 3 – 4 зразків на точку.

2.3 Дослідження мікроструктури

Для хімічного травлення сплавів бінарним зміцненням застосовували реактив Марбле (100 мл HCL + 20 г CuSO₄ + 100 мл H₂O) [13].

Електронно-мікроскопічні дослідження мікроструктури проводили на електронному мікроскопі УСМВ – 100 В з використанням вугільних реплік.

Відділення реплік здійснювали в 10% електролітичному розчині HNO₃ в етиловому спирті. Рентгеноспектральний мікроаналіз здійснювали на растровому електронному мікроскопі «Стереоскан С4» (розподіл вуглецю вивчали на мікроаналізаторі «Камека»). Рентгенівський фазовий аналіз осаду і безпосередньо з шліфу проводилася на установках УРС – 60 і ДРОН – 1.

2.4 Дослідження за методикою математичного планування експерименту

Сплави які мають в табл. 1.1 номери з 1 по 4 леговані у відповідності до дробової репліки 2^{3-1} за планом, представленому в табл. 2.2. Незалежними перемінними були вольфрам (X_1), молібден (X_2) и кобальт (X_3) при генеруючому співвідношенні $X_3 = X_1 X_2$

Таблиця 2.2 - Рівні легування і план експерименту сплавів, зміцнених фазою Лавеса

Найменування	W	Mo	Co
Кодове значення	X_1	X_2	X_3
Нульовий рівень, %	16.9	2.1	5.0
Інтервал варіювання	3,7	2,1	5,0
Нижній рівень, %	13,2	0	0
Верхній рівень, %	20,6	4,2	10.0
Дослід 1 (сплав №1)	-	-	+
Дослід 2 (сплав № 2)	+	-	-
Дослід 3 (сплав № 3)	-	+	-
Дослід 4 (сплав № 4)	+	+	+

В якості параметрів оптимізації були узяті твердість, межа текучості і ударна в'язкість при температурі випробувань 20°C і межа міцності, межа текучості, відносне подовження, відносне звуження і ударна в'язкість

Коефіцієнти рівнянь регресії розраховувались по формулам 2.1 і 2.2 з врахуванням того, що $I = 1, 2, 3$, а $N = 4$. Для знайдення дисперсії відтворюваності використовували рівняння 2. 9, а значимість коефіцієнтів,

оцінку адекватності і розшифровку отриманих рівнянь регресії проводилися по формулам 2.5-2.8; j і N приймали при цьому вказані вище значення.

Розрахунок коефіцієнтів рівнянь регресії проводився по формулам:

$$b_0 = \frac{\sum_{u=1}^n y_u}{N} \quad (2.1)$$

$$b_j = \frac{\sum_{u=1}^n X_{ju} y_u}{N} \quad (2.2)$$

$$b_{ij} = \frac{\sum_{u=1}^n X_{iu} X_{ju} y_u}{N} \quad (2.3)$$

де b_0, b_i, b_{ij} – вільний член, лінійного і змішаного коефіцієнту;

u – номер дослідів;

N – число дослідів;

X_{iu} – кодоване значення змісту легуючих елементів в u досліді;

y_u – досліджувана властивість.

Відмітимо що обрані умови експерименту робили неможливим розрізнену оцінку коефіцієнтів парних взаємодій.

Дисперсія відтворюваності S_y визначалась за трьома дослідями, відповідаючими нульовому рівню плану експерименту.

$$S_y = \sqrt{\frac{\sum_{k=1}^3 (y_k - \bar{Y})^2}{2}} \quad (2.4)$$

де y_k – досліджувана властивість кожного з трьох сплавів нульового рівня;

$\bar{Y}$ – середнє значення досліджуваної властивості цих сплавів.

Значимість розраховуваних коефіцієнтів регресії визначалась з використанням критерія Стюдента. Вибір його, як і всього іншого математичне опрацювання результатів, проводиться при вірогідності 95%. Коефіцієнт приймався значимим, якщо виконувалась нерівність:

$$b_i, b_{ji} > t_T \left(\frac{S_y}{\sqrt{N}} \right) \quad (2.5)$$

де t_T – табличне значення критерію Стюдента при відповідному числі степенів свободи.

Для оцінки адекватності отриманих рівнів регресії експериментальним даним розраховувалась дисперсія адекватності за формулою:

$$S_{ag}^2 = \frac{\sum_{u=1}^8 (y_u - \hat{y}_u)^2}{N - n - 1} \quad (2.6)$$

де $\hat{y}_u$ - значення досліджуваної властивості, передбачувані рівнем регресії для умов u цього досліджу;

n – кількість значимих коефіцієнтів (крім b_0).

Адекватність рахувалась доведеною, якщо виконувалась рівність:

$$\frac{S_{ag}^2}{S_y^2} < F_T \quad (2.7)$$

де F_T значення критерію Фішера, взяті з відповідних ступенів свободи.

Розкодування рівняння регресії здійснювались підстановкою дійсних значень аргументів (y %):

$$x_j = \frac{\% i\text{-того елемента} - x_i}{\Delta j} \quad (2.8)$$

де, x_0 – нульовий рівень i -го елемента (%); Δj – інтервал варіювання (%).

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ СПЛАВІВ З ФАЗОЮ ЛАВЕСА ТИПУ $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$

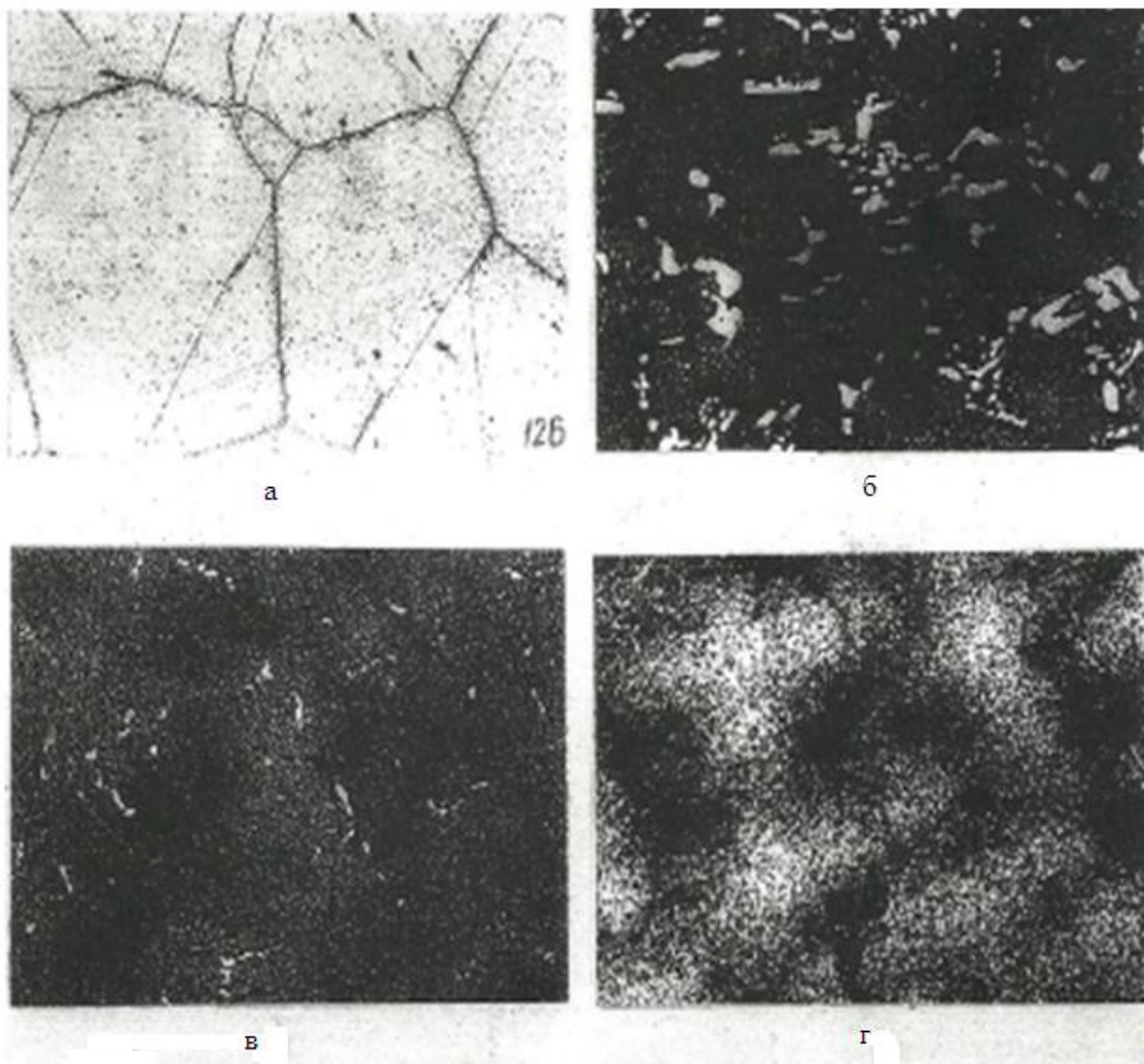
3.1 Вибір легування сплавів

Хімічний склад досліджуваних сплавів наведено в табл. 2.1.

Згідно з даними рентгенівського фазового аналізу, в литому стані (до проведення термічної обробки) їх структура складалась з аустенітної матриці, карбіду типу Me_6C і фази Лавеса типу Fe_2W . В результаті гартування (1250 – 1300 °С, 2 години, масло) приводило до підвищення змісту фази Лавеса [14].

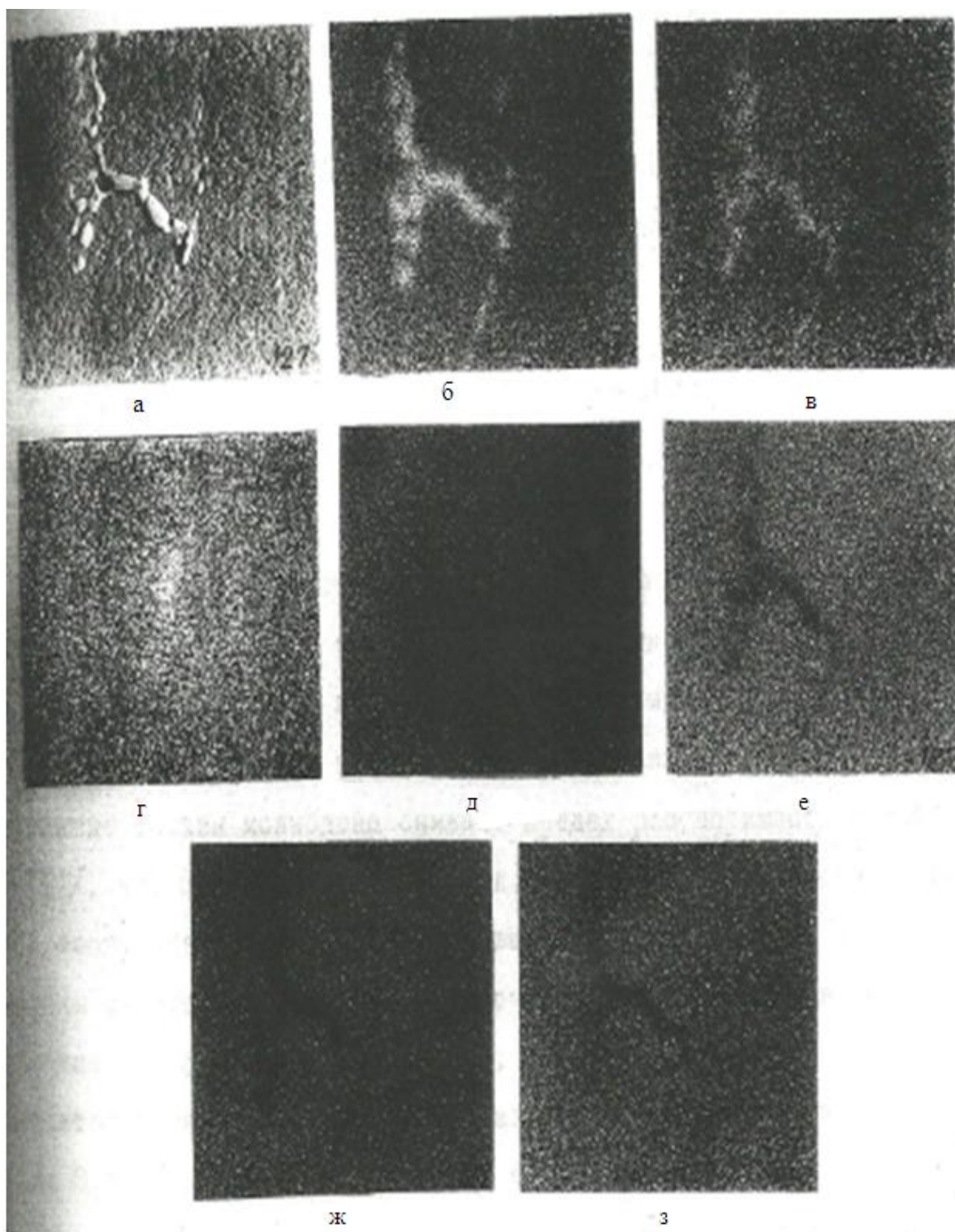
Типові мікроструктури досліджуваних сплавів після гартування і старіння показані на рис. 3.1. Для декількох сплавів характерним була присутність по границям і в об'ємі литих зерен крупних частинок надлишкових фаз, сформувавшись у процесі кристалізації (первинні фази). Розчинення їх не спостерігалось навіть після нагріву до температур 1250 – 1300 °С. Кількість, розміри і характер розподілу вказаних фаз визначалось схемою легування. На макрографіях вони виглядають як великі нетравлені частинки, протравлені темні області відповідають скупченню виділившихся при старінні дисперсних частин зміцнювальних фаз. У сплаві № 1 з 14,2 % вольфраму і 9,6 % кобальту, частинки первинних фаз, як можна побачити на рис. 3.1.а, майже відсутні. Найбільші їх розміри і кількість були в самих легуваних сплавах №4 (верхній рівень матриці планування) і №8, що показано на рис. 3.1.б. Сплави № 2,3,9 – 15 по кількості і розміру надлишкових фаз (зростаючих з підвищенням вмісту вольфраму і молібдену) займали проміжне положення між розглянутими (рис. 3.1.в і 3.1. г). Для якісної оцінки хімічного складу було вивчено розподілення легуючих елементів між ними і аустенітною матрицею у характерному сплаві № 9. Нагадаємо, що вказаний сплав містив : С – 0,06%; Cr – 14,6 %; Ni- 24,8 %; W – 12,8%; Мо – 4,5%; Со – 10,1%; решта залізо. На рис. 3.2 приведені

мікрофотографії приграничної області цього сплаву, отримані на растровому електронному мікроскопі в віддзеркалених електронах і характеристичних рентгенівських випромінюваннях різних елементів. Видно, що виділення надлишкових фаз збагачені порівнянню з аустенітною матрицею вольфрамом і молібденом. Вуглець збагачує лише окремі, найбільш крупні частинки.



а – сплав № 1, б – сплав № 4 , в – сплав № 9, г – сплав №12. х 200

Рисунок 3.1. Мікроструктури сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса із змішаним зміцненням.



а – електронно-растрове зображення, б – зображення в спектрі $W_{L\alpha}$,
в - $Mo_{L\alpha}$ г - $Cr_{K\alpha}$, д - $Fe_{K\alpha}$, е - $Fe_{K\alpha}$, ж - $Ni_{K\alpha}$, з - $Co_{K\alpha}$. х 1210.

Рисунок 3.2. Надлишкові фази в сплаві

Вміст в надлишкових фазах заліза , кобальту і нікелю нижче, ніж у аустенітній матриці; в незначній степені вони також збіднені хромом. Отримані результати разом з даними рентгенівського фазового аналізу дозволяють зробити висновок , що крупні, збагачені вуглецем глобулі являються карбідом Me_6C , а частинки, розташовані у вигляді прошарків вздовж границь зерен , фазою Лавеса, склад котрої повинен бути близьким до описаного формулою $(Fe, Cr, Ni)_2 (W, Mo)$. Менше ніж у аустенітній матриці, вміст у фазі Лавеса хрому, заліза і нікелю відповідає її хімічному складу у подібних сплавах.

Використовуючи отримані результати, повернемося до порівняння мікроструктур сплавів №9 (рис. 3.1.в) і 1 (рис. 3.1.а). Присутність у першому з них первинних надлишкових фаз, очевидно, обумовлено введенням 4,2 % молібдену, оскільки вміст інших легованих елементів в обох сплавах приблизно однаковий (табл. 2.4). У той же час, як видно на рис. 3.2. вказані частинки збагачені не тільки молібденом, але і вольфрамом, що обумовлює перехід останнього із твердого розчину у склад надлишкових фаз. Відповідно, в сплавах з молібденом одним з шляхів усунення надлишкових фаз являється зменшення вмісту вольфраму. Дійсно, як видно на рис. 3.1.г, це досягається в сплаві № 12 у результаті зниження вмісту вольфраму до 8,5% (проти 12,8% у сплаві 9).

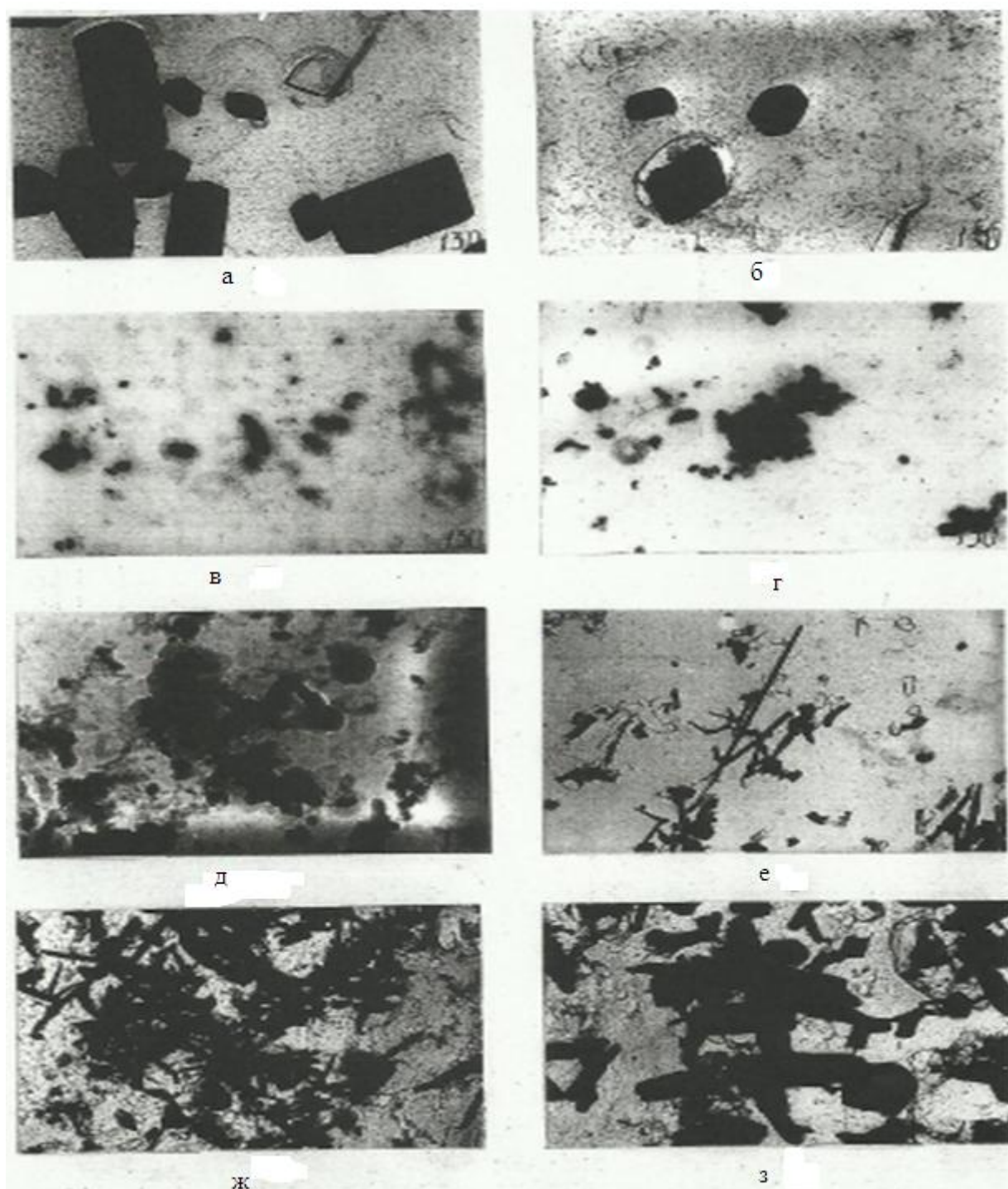
Таким чином, отримані результати дозволяють зробити висновок, що в сплавах, зміцнюваних фазою Лавеса, крупні частиноки первинних надлишкових фаз обумовлені надмірним легуванням вольфрамом і молібденом.

3.2 Дослідження кінетики дисперсійного твердіння

Розглянемо зміни при гартуванні і старінні твердості та мікроструктури найбільш характерних сплавів. Враховуючи високу стійкість фази Лавеса проти розчинення, гартування здійснювали від відносно високих температур – 1250 або 1300 ° С. Охолодження проводили у маслі після витримки протягом 2 годин.

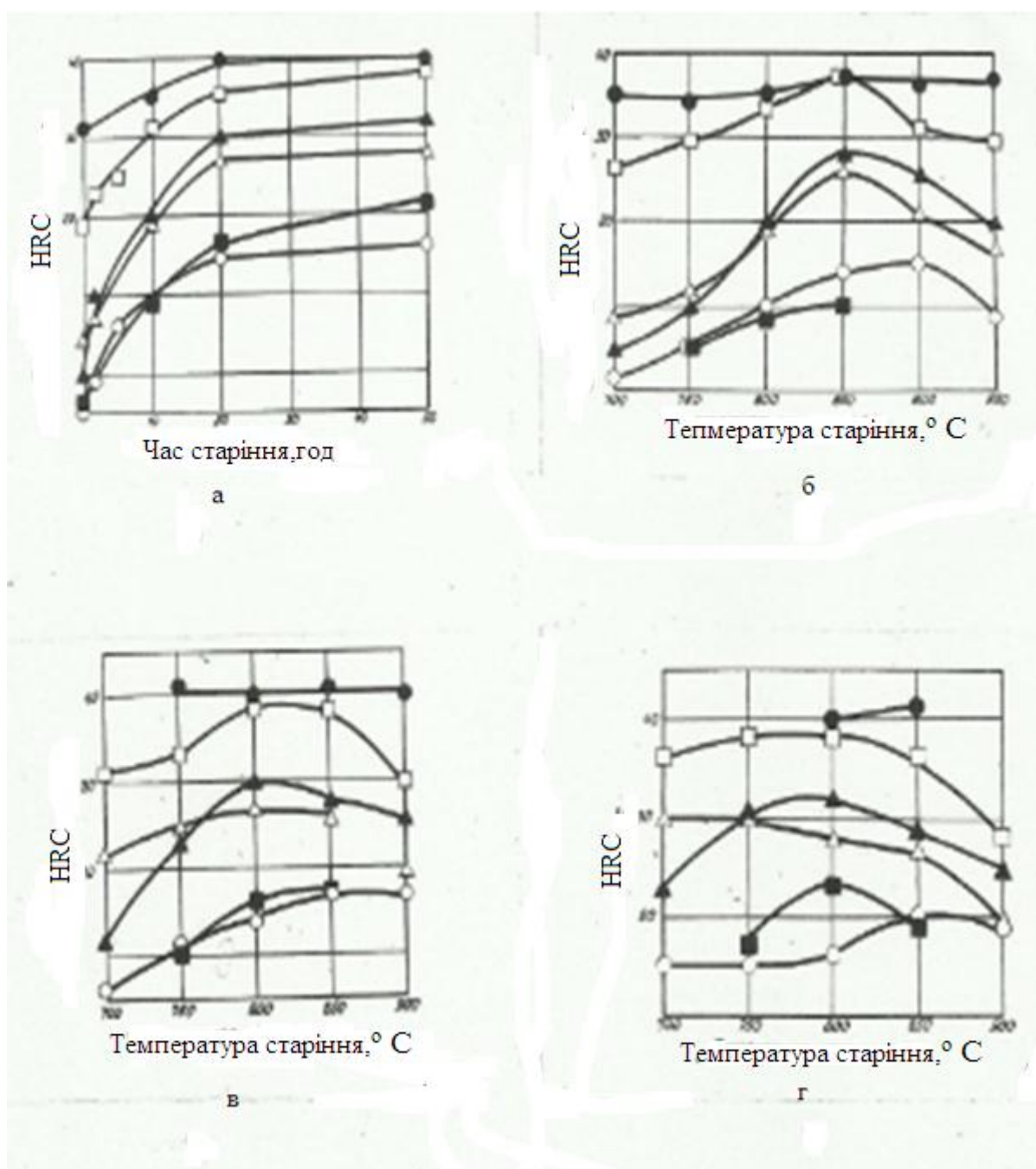
Твердість сплавів після гартування зростала із збільшенням сумарного вмісту вольфраму і молібдену. Так, якщо в порівняно невисоко легованих сплавах № 1 і 15 (див. в табл. 2.4) величина її складала близько HRB80 (HBI43), то в сплавах №4 і № 8 вона досягала відповідно HRB99 (HB223) і HRC31 (HB302). Електронномікроскопічне дослідження показало, що в мікроструктурі більш легованих сплавів після гартування було присутнє більша кількість нерозчинившихся при нагріві частинок карбіду Me_6C і фази Лавеса. Вид таких частинок у сплаві № 4 показано на рис. 3.3.а. В менш легованих сплавах вони зустрічалися значно рідше (рис.3.3.б).

Розглянемо вплив температури і часу старіння на дисперсійне твердіння сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса. Більш детально зупинемося на сплавах №1, 3-9 і 12 (дивитись табл. 2.1), котрі достатньо повно характеризують цю групу легування. Зміна їх твердості у процесі старіння показано на рис. 3.4. З рис. 3.4.а. слідує що в результаті старіння при температурі 800 ° С з збільшенням часу витримки до 50 годин, твердість всіх сплавів поступово зростала, причому найбільш інтенсивно протягом перших 20 годин[15].



№ 4 (а, д, з), № 9 (б, г, ж) і № 1 (в, е): а,б – після гартування (x 10000);
в, г, д – після гартування і старіння 700 ° С, 10 годин (x50000); е, ж, з – після
гартування і старіння 850 ° С, 10 годин (x10000)

Рисунок 3.3. Мікроструктури сплавів



■ – №12, ▲ – №9, ● – №8, □ – №4, Δ – №3, ○ – №1.

Рисунок 3.4: Залежності твердості сплавів, зміцнюємих фазою Лавеса, від часу старіння при температурі 800 ° С (а) і від температури старіння протягом 10 (б), 20 (в) і 50 (г) годин

Найвища твердість (HRC 38-40) досягалась для найбільш легованих сплавів № 4 і № 8, а найменша (HRC17) – для сплава № 1. В той же час приріст твердості по зрівнянню з загартованим станом в сплавах № 4 і № 8

була нижче, ніж в інших що видно із спостереження відповідних кривих.

Проаналізуємо вплив температури старіння на твердість досліджуваних сплавів . У випадку витримки протягом 10 годин найбільше значення твердості було досягнуто при 850-900 ° С (рис. 3.4.в,г) максимумами на кривих зсувались в область більш низьких температур (800-850 ° С). Інтенсивність дисперсійного твердіння і досягаєме значення твердості залежали від степені і схеми легування сплавів. Перш за все відзначимо роль молібдена. Якщо сплав № 1 (з вмістом 14,2% вольфрама і 9,6% кобальту) після старіння здобув твердість не більше HRC 15-20 то твердість сплаву №9, який окрім того вміщав 40,5% молібдену, була на 10-15 одиниць HRC вище. Електронно-мікроскопічне дослідження показало, що на початковій стадії старіння (700 ° С, 10 годин) в обох сплавах проходило виділення рівновісних і продовговатих частинок фази типу Fe_2W поперечником близько 200-400 Å (рис. 3.3.в,г). В цій області максимальної твердості (старіння при температурі 850 ° С) частинки фази Лавеса здобували форму голчатих кристалів, формуючих скупчення. Длинна голок складала близько 10^4 Å , а ширина 10^3 Å. В безмолібденовому сплаві №1 голки фази Лавеса зустрічались у вигляді окремих, порівняно малочисельних скупчень (рис. 3.3.е), в той же час як у сплаві № 9 їх розповсюдження було більш рівномірним, а кількість значно більшим (рис. 3.3.ж). Порівняємо також зменшення в результаті старіння періодів решітки аустеніту вказаних сплавів, враховуючи те що чим воно значніше, тим вища ступінь розпаду твердого розчину. Данні таблиці 3.1 дозволяють зробити висновок що в сплаві з молібденом (№ 9) величина періода при старінні знижалась в 6 разів сильніше, ніж в безмолібденовому (№ 1).

Таблиця 3.1 Значення періода гратки аустенітної матриці дослідних сплавів в загартованому стані (α гарт.) і зміна його після старіння порежиму: 850 °C, 10 годин ($\Delta \alpha$)

№сплаву	$\alpha_{\text{гарт.}}, \text{\AA}$	$\Delta \alpha, \text{\AA}$
1	3,598	-0,003
3	3,614	-0,020
4	3,608	-0,015
9	3,607	-0,017

Таким чином, скупність отриманих результатів показують, що введення молібдену значно підвищує степінь розпаду твердого розчину сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса типу Fe_2W , забезпечує їм більш високий рівень твердості. Такий вплив молібдену може бути пояснено двома факторами. По-перше, він сам входить в склад фази Лавеса. По-друге, додавання його знижує поріг розчинності вольфраму, в результаті чого значна доля останнього приймає участь у розпаді пересиченого твердого розчину.

Для оцінки впливу на дисперсійне твердіння вольфраму порівняємо з сплавом № 9 деякі інші, відрізняються від нього вмістом вказаного елементу. Зменшення вольфраму в сплаві №12 до 8,5% (проти 12,8% в сплаві №9) привело до помітного зниження досягаємої після старіння твердості – з HRC 30-32 до HRC 18-23 (рис. 3.4). Більш високий рівень вмісту вольфраму у сплаві № 4 (19,7%) забезпечило зростання твердості до HRC 37-38. Слід зауважити, що сплав №4 порівняно з сплавом № 9 мав значно більшу твердість і в загартованому стані (HRB99 і 84 відповідно). Остання обставина, очевидно обумовлена не твердорозчинним зміцненням, оскільки відповідно з даними табл. 3.1 в загартованому стані обидва сплави мали однакові періоди решіток аустеніту (тобто одна і та ж сама кількість легуючих елементів у твердому розчині). Вірогідно, більш висока твердість сплаву №4 пов'язана з присутністю в його мікроструктурі нерозчинних при

гартванні частинок, показаних на рис. 3.3.а. В результаті 10 часового старіння при температурі 700°C у ньому також як і в сплаві № 9, виділяються дисперсні частинки фази Лавеса (рис. 3.3.д). В області максимального твердіння (850°C) ці частинки, як показано на рис. 3.3.а. мають вигляд більш масивних голок, ніж в сплаві № 9 (рис. 3.3.ж). Кількість їх в обох випадках приблизно однакова. Звернемо також увагу на те що, як видно з розташування кривих на рис. 3.4.а-г, з ростом часу і температури старіння, перевага в твердості сплаву № 4 перед сплавом №9 зменшується. Відповідно, збільшення в досліджуваних сплавах зміст вольфраму більше 12-13% не приводить до підвищення степені їх дисперсійного твердіння. Підтверджує сказане и те, що періоди рещитки аустеніту сплавів № 4 і №9 зменшується при старінні майже на одну и ту ж величину (табл.3.1).

Нагадаємо, що найбільшою твердістю, досягненої після старіння величини HRC 41-42, мав найвище легований сплав № 8 (в якому по рівнянню з сплавом № 4 вміст молібдену було підвищено з 4,2 до 9,6%). В той же час, як видно на рис. 3.4 приріст його твердості порівняно з загартованим станом був вище, ніж у сплава № 4. Це також підтверджує, що черезмірне легування не підвищує твердість досліджуваних сплавів.

Перейдемо до ролі кобальту. Порівняємо криві дисперсного твердіння безкобальтового сплаву № 3 і вмістимого на 10% кобальту сплава № 9. Видно, що введення кобальту приводить до деякого підвищення твердості (приблизно на 2-3 одиниці HRC) не тільки в області максимуму дисперсного твердіння ($800-850^{\circ}\text{C}$), але і за ним. У результаті електронно-мікроскопічного дослідження було встановлено, що після після однакових режимів старіння голки зміцнювальної фази Лавеса мали в сплаві №3 приблизно в 1,5-2 рази більшу довжину і товщину, ніж у сплаві №9. Разом з тим, зменшення при старінні періоду рещітки аустеніту в обох сплавах приблизно на одну и ту ж величину (табл. 3.1) свідчить о виділенні в них однакової кількості зміцнювальної фази. Таким чином, можна встановити що збільшення при легуванні кобальтом твердості і стійкості проти

перестарювання досліджуваних сплавів обумовлено підвищенням ступені дисперсності частин фази Лавеса і її термічної стабільності.

3.3 Вплив легування на механічні властивості

Механічні властивості сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса (№ 1-15) після досліджень при температурах 20 і 750 ° С наведен у табл. 3.2. Визначення їх проводились після гартування (від температур 1250-1300 °С з охолодженням в маслі або воді) і старінні (800-850 ° С, 10-20 годин), забезпечуючи найбільш значне твердіння (рис. 3.4).

По результатам випробувань перших чотирьох сплавів були розраховані приведені нижче рівняння регресії, що показують вплив на механічні властивості вольфраму, молібдену і кобальту. В квадратних дужках вказаний вміст легуючих елементів (в вагових відсотках); інтервали їх варіювання приведені в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 Механічні властивості дослідних сплавів

№ сплаву	20 ° C						750 ° C				
	HRC (HRB)	$\sigma_{0.2}$ МПа	σ_B МПа	δ %	ψ %	KCU Дж/см2	$\sigma_{0.2}$ МПа	σ_B МПа	δ %	ψ %	KCU Дж/см2
1	95	427	805	25,2	29,4	112	188	361	37,2	45,2	137
2	32	686	764	2,8	-	5	356	468	13,2	11,6	11
3	26	530	850	10,4	4,1	6	335	489	22,8	15,4	12
4	37	855	880	-	-	2	410	524	8,2	2,0	6
5	28,2	600	840	-	-	36	322	496	21,3	24,6	34
6	26,3	582	821	-	-	39	313	476	23,6	25,2	38
7	29,8	561	804	-	-	41	306	473	24,5	26,3	42
8	37	366	326	-	-	4	430	430	-	-	6
9	28	560	885	6,4	6,0	13	373	513	34,8	45,2	29
10	29	456	709	12,2	15,1	15	323	515	31,4	41,1	26
11	98	369	616	24,0	18,0	63	284	515	34,0	40,3	74
12	96	311	581	24,0	18,9	74	207	394	36,9	35,1	103
13	89	291	533	29,9	35,7	124	169	351	34,8	45,5	151
14	32	492	824	6,8	9,9	9	326	485	32,8	50,9	18
15	25	-	-	-	-	22	28	457	34,1	65,1	75

$$\sigma_{0,2}, \text{МПа} = -88 + 38(W) + 30(\text{Mo}) \quad (3.1)$$

$$\text{KCU}, \text{Дж/см}^2 = 159 - 75(W) - 128 + 52(\text{Mo}) \quad (3.2)$$

$$\sigma_{0,2}, \text{Мпа} = 44 + 16(W) + 10(\text{Mo}) \quad (3.3)$$

$$\sigma_{\text{в}}, \text{Мпа} = 260 + 9(W) + 22(\text{Mo}) \quad (3.4)$$

$$\delta^{750^\circ}, \% = 72,2 - 2,6(W) - 2,3(\text{Mo}) \quad (3.5)$$

$$\psi^{750^\circ}, \% = 76,2 - 3,1(W) - 4,7(\text{Mo}) + 10(\text{Co}) \quad (3.6)$$

$$\text{KCU}, \text{Дж/см}^2 = -193 - 89(W) - 154(\text{Mo}) + 60(\text{Co}) \quad (3.7)$$

Проаналізуємо отримані результати. Збільшення в досліджуваних межах вмісту вольфраму (13,2 – 20,6 %), як слідує з рівнянь (3.1), (3.2), (3.4), (3.5), підвищує твердість і межу текучості досліджуваних сплавів при кімнатній температурі , а так же межа текучості і межа міцності при 750 ° С. Характеристики пластичності при цьому, згідно рівнянь (3.3), (3,6) – (3,8) , знижуються. Вплив на досліджувані властивості молібдену (0 - 4,2%) аналогічно. Відзначу лишь, що порівнянно з вольфрамом він приблизно в 2,5 рази сильніше підвищує межу міцності при температурі 750 ° С і в 1,5 рази значніше знижує відносне звуження і ударну в'язкість . Цікавим є те що вплив кобальту (0 – 10%). Він підвищує вязкість досліджуваних сплавів, не оказує значного впливу на інші характеристики.

Таким чином, підвищення твердості і міцності досліджуваних сплавів може бути досягнуто за рахунок підвищення у них вмісту вольфраму і молібдену. Необхідність останнього обумовлена підвищенням у його присутності інтенсивності виділення зміцнювальної фази Лавеса (пункт 3.2.1). У той же час слідує мати на увазі, що черезмірне легування знижує не тільки пластичність, а і міцність, що добре видно на прикладі сплаву № 4 і особливо № 8, у котрому вміст вольфраму склав 18,2%, а молібдену 9,6% (табл. 2.4). Через схрупчування, зниження останнього як при 20 ° С, так і при 750 ° С наступало при значно менших значеннях межі міцності, ніж багатьох інших (менш легованих) сплавів дивитись у табл. 3.2. Причиною

схрупчування сплавів з високим вмістом вольфраму і молібдену, очевидно є присутність крупних частинок первинних надлишкових фаз (рис. 3.1.б і 5.2).

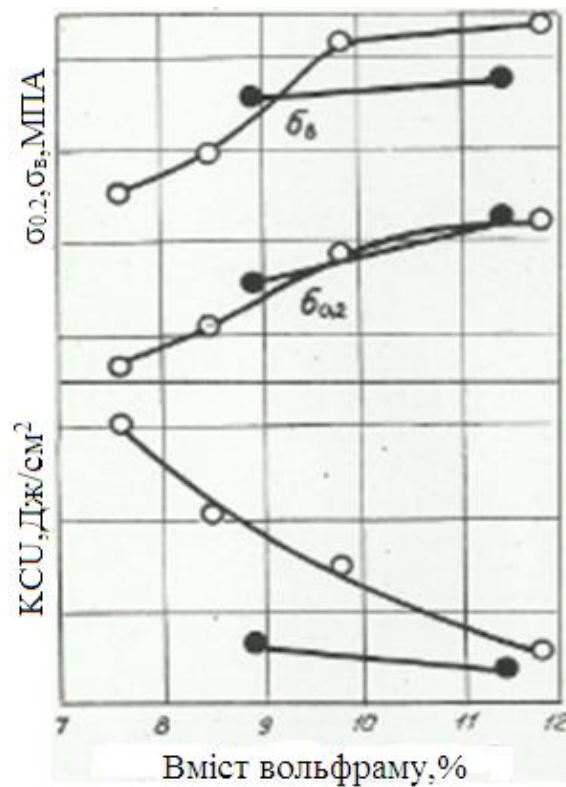
3.4 Рекомендації по раціональному легуванню сплаву

Отримані результати показують, що для поєднання в досліджуваних сплавах високої міцності і твердості з задовільною пластичністю необхідно регламентувати у них вміст вольфраму і молібдену. Доцільність введення наряду з цим вмістом кобальту обумовлена сприятливим впливом його на ударну вязкість. Із цих міркувань було виплавлено сплав № 9, у котрому вміст вольфраму відповідав нижньому, а молібдену і кобальту - верхнім рівнем матриці планування (табл. 2.4). Як видно у таблиці 3.2, таке легування обумовило йому при температурі дослідження 750 ° С більш високий рівень характеристик пластичності порівняно з сплавами № 1 - 8. При цьому міцнісні характеристики сплаву № 9 були також порівняно високими. Так, по межі міцності при температурі 750 ° С (513 МПа) він лише незначно поступався сплаву № 4, відрізняючись від інших сплавів найбільшим значенням цієї характеристики. У той же час відзначаю, що вміст вольфраму у сплаві № 9, складала 12,8%, було на 7% нижче, ніж у сплаві № 4. Судячи з того, для поєднання високих значень міцності і пластичності вмісту вольфраму в досліджуваних сплавів (легованих молібденом і кобальтом) не слід підвищувати більш 12 - 13%.

Повертаючись до викладених раніше досліджень (підрозділ 3.1), нагадаємо що в мікроструктурі сплаву № 9 спостерігались первинні надлишкові фази, збагачені вольфрамом і молібденом (рис.3.1.в і 3.2). Присутність таких фаз, по-перше свідчить про нераціональну витрату легуючих елементів (тобто введення їх у більшій кількості, ніж необхідно для дисперсійного твердіння) і, по-друге, може знижувати разгаростійкість

інструменту для гарячого деформування. У відповідності з цим представляло інтерес дослідження впливу вольфраму на властивості при вмісті його менше 12%. Вивчення було проведено на сплавах № 10-13, отриманих шляхом електрошлакового переплаву. Вони практично не відрізнялись між собою по легуванню молібденом (близько 5%) і кобальтом (10%), а вміст вольфраму змінювався в них від 7,6 до 11,7% (табл. 2.4). Крім того, для порівняння були також вивчені безкобальтові сплави № 14 і №15. На рис. 3.9 показан вплив вольфраму на твердість при температурі 20 і 800 ° С, а також на межу текучості, межа міцності і ударну в'язкість при 750 ° С. Видно, що вміст вольфраму забезпечує поступове зростання твердості, причому гаряча твердість вище ніж у кобальтовмісних сплавів. Межа міцності при 750 ° С сплавів з кобальтом, як показано на рис. 3.9.б. найбільш інтенсивно при підвищенні вмісту вольфраму до 9,8% (досягаючи величини 510 МПа); межа текучості підвищулася більш рівномірно. Відносне видовження і відношення звуження при цьому практично залишались на одному рівні (табл. 3.2). Ударна в'язкість сплавів з кобальтом з ростом вмісту вольфраму (у всьому досліджуваному інтервалі) знижалась з 151 до 26 МПа. Відсутність кобальту робило рівень ударної в'язкості меншим.

Нагадаємо, що введення у сплави, зміцнювані фазою Лавеса, близько 5% молібдену позитивно впливає на їх дисперсійне твердіння. Розглянемо вплив цього легуючого елементу на механічні властивості при зміні його вмісту близько 5%. Це, також необхідно для вибору правильного інтервалу вмісту молібдену в сплавах, зміцнюємих фазою Лавеса, при використанні їх для виготовлення інструменту гарячого пресування. Кількість вольфраму і кобальту у вибраних для дослідження сплавах була практично непомітною і була у межах 9,1-9,4 і 9,6-10,0% відповідно, а вміст молібдену варіювався у межах 3,9 до 5,4%. Механічні властивості з'ясовували після гартування (1250 ° С, 2 години, масло) і старіння (850 ° С, 20 годин). Отримані результати приведені у табл. 3.3.



(HRB, HRC) і 800 ° C (HB^{800}), σ_b - 750 ° C; $\circ$ - сплави з 5% Мо + 10% Со, $\bullet$ - сплави з 5 % Мо.

Рисунок 3.5 Вплив вольфраму на механічні властивості сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса: а-температура випробувань 20°C

Таблиця 3.3 Вплив молібдену на механічні властивості сплавів, зміцнюваних фазою Лавеса

Мо, Ваг. %	20°C	750°C				
	HRB	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_b , МПа	Δ , %	Ψ , %	KCU Дж/см ²
3.9	85	136	320	330	367	103
4.5	94	212	436	234	332	76
5.1	97	230	446	231	239	50
5.4	100	232	455	192	189	40

Зверну увагу на те що, при зміні вмісті молібдену в межах 4,5-5,4% міцнісні характеристики при температурі випробувань 750 ° C знаходились

приблизно на одному рівні, в той час як присутність його в кількості 3,9 % забезпечувало помітно менше їх значення. Характеристики пластичності з збільшенням вмісту молібдену поступово знижувалась, а твердість зростала.

На основі сукупності викладених результатів можна зробити такий висновок. В сплави, леговані з метою зміцнення фази Лавеса вольфрамом і молібденом, для підвищення величини ударної в'язкості і гарячої твердості доцільно вводити близько 10% кобальту. Необхідність легування молібденом була пов'язана з позитивним впливом його на міцнісні характеристики. Рациональний вміст вольфраму, який забезпечує в сплавах з 5% молібдену високий рівень міцності при збереженні можливо більших значень ударної в'язкості складає приблизно 10%.

Таким умовам раціонального легування задовольняє сплав № 11, з вмістом 9,8% вольфраму, 4,9% молібдену і 9,8% кобальту (табл. 2.1). Зміна його механічних властивостей зі збільшенням температури випробувань від 750 ° С до 950 ° С показано на рис. 3.10. Для порівняння представлені також властивості серійної теплостійкої штампової сталі мартенситного класу марки 5Х3В3МФС (ДИ23). Видно що при температурах вище 750 ° С сплав № 11 має більш високий рівень характеристик міцності, ніж серійна сталь. Цікаво зауважити, що границя текучості сплаву № 11 після зниження до 190 МПа при температурі випробувань 800 ° С залишається такою ж аж до температури 950 ° С, у той час як для сталі 5Х3В3МФС величина її знижується при цьому до 90 МПа. Значення ударної в'язкості сплаву № 11 у інтервалі температур 800-950 ° С також знаходиться на одному рівні (близько 85 Дж/см²). Таким чином, для виготовлення пресових інструментів, що розігріваються в процесі експлуатації до температур вище 750 - 800° С рекомендовано використовувати досліджений в роботі сплав, що містить біля 24 % Ni, 15% Cr, 10% W, 5% Mo, 10% Co, решта Fe з домішками. За даними промислових випробувань використання такого сплаву замість серійної високо теплостійкої штампової сталі 5Х3В3МФС (ДИ23) в 8 разів підвищує стійкість матриць при гарячому пресуванні прутків з мідних сплавів.

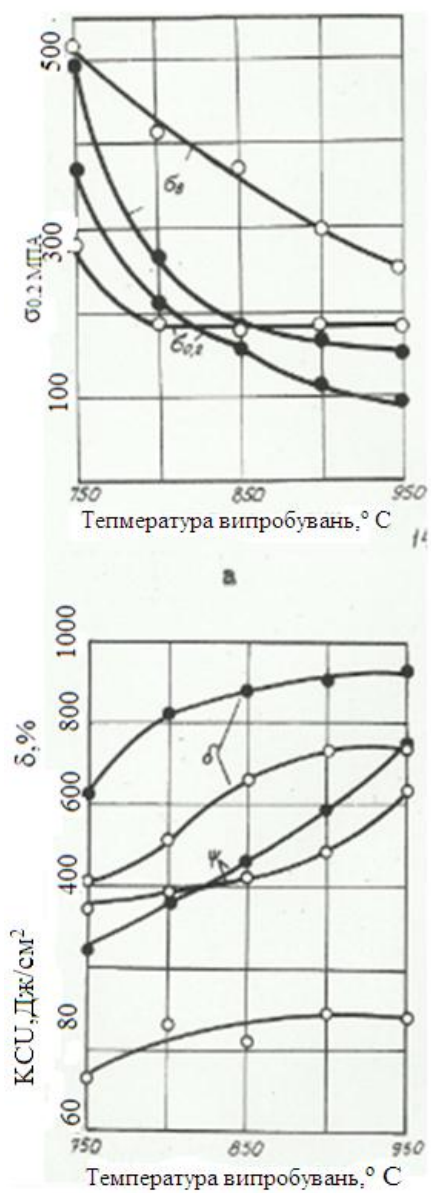


Рисунок 3.6. Залежність механічних властивостей сплаву №11 (○) і сталі 5Х3В3МФС (●) від температури випробувань .

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА

В розділі надані основні заходи з охорони праці при дослідженні дослідженні структури і властивостей сплавів які призначені для виготовлення матриць гарячого пресування.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Небезпеки які пов'язані з порушенням роботодавцем вимог НПАОП 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцем охорони праці працівників». А саме: облаштування робочих зон, що може бути пов'язано з відсутністю або непрацездатністю аварійних виходів, втратою конструкційної міцності будівель та споруд.

б) Можливість ураження електричним струмом при виконанні досліджень внаслідок порушень правил з електробезпеки, несправності електроспоживачі, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту.

в) Можливість отримання механічних травм при виготовленні зразків для подальшого дослідження мікроструктури зразків з використанням

г) Можливість отримання травм при випробуванні механічних властивостей.

д) Небезпеки які пов'язані з визначенням хімічного складу дослідних матеріалів методом спектрального аналізу.

е) Небезпеки які пов'язані з дослідженням структури методом оптичної металографії з використанням оптичних мікроскопів, зокрема ушкодження органів зору при хибній комбінації світлофільтрів, об'єктів та окулярів.

є) Невідповідність вимогам ДБН В.2.5-28-2006 «Природне та штучне

ж) Небезпеки які пов'язані з обробкою результатів досліджень з використанням ПК внаслідок підвищеної інтенсивності та напруженості праці.

з) Небезпеки які пов'язані з умовами праці у надзвичайних ситуаціях зокрема при пожежах або при порушеннях процедури.

4.2 Заходи забезпечення безпеки

а) Згідно вимог НПАОП 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників» передбачено [6]:

На підприємстві повинні бути створені для кожного працівника здорові і безпечні умови праці. При цьому необхідно дотримуватись таких основних принципів запобігання небезпекам:

- виключення небезпек, якщо це є можливим і реальним;
- обмеження небезпек, яких уникнути неможливо;
- усунення небезпек у їх першоджерелах, виключення або максимальне обмеження впливу небезпечних і шкідливих виробничих чинників;
- забезпечення пріоритету колективних засобів захисту над індивідуальними;
- врахування людського фактору, зокрема під час вибору засобів виробництва, технології, організації праці, устаткування робочих місць тощо.

Працівники мають бути проінформовані та проінструктовані щодо дій, необхідних у разі виникнення на підприємстві аварійних ситуацій, пов'язаних з безпосередньою загрозою для їх життя і здоров'я, та про вжиті або такі, що мають бути вжитими, запобіжні і захисні заходи.

Роботодавець забезпечує повну і вичерпну інформацію працівників та їх уповноважених представників з питань охорони праці про можливі

небезпечні ситуації, про вжиті заходи для їх запобігання або їх ліквідації та про дії працівників у аварійних ситуаціях [16].

Для забезпечення належного виконання цих заходів роботодавець призначає відповідальних осіб, забезпечує їх підготовку і спорядження відповідно до небезпечності виробництва, масштабів і специфіки підприємства.

Виробничі приміщення повинні мати достатню площу та висоту для раціонального планування робочих зон та місці відповідно до СНиП 2.09.04-87 «Административные и бытовые здания».

б) Для виключення можливості ураження електричним струмом передбачено: Всі співробітники лабораторії повинні пройти навчання та перевірку знань з електробезпеки.

Усе технічне обладнання повинно бути заземлено з опором заземлюючого контуру 4 – 10 Ом (ПУЕ-2015). Обов'язковим є щоденна перевірка щільності заземлювачів, не рідше як 2 рази на рік перевірка контактів та електричних з'єднань, ремонт обладнання проводять особи які мають кваліфікаційну групу не менше. Передбачається використання тільки подвійної ізоляції провідників (ПТБЕ) класу IP44.

Стосовно розташування струмоведучих частин на недоступній висоті (до 1000В – не менше 3,5 м; більше 1000В – не менше 6 м). Усі неізольовані струмопровідні лінії повинні бути надійно огорожені, відкриття можливо тільки за допомогою спеціальних пристроїв.

в) Для виключення механічних травм при підготовці зразків передбачено:

При необхідності проведення токарної, фрезерної, шліфувальної обробки обов'язковим є виконання інструкцій з експлуатації та техніки безпеки при використанні відповідного обладнання. Відносно безпеки виконавців обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту: окуляри (ГОСТ 12.4.013-85, «Система стандартов безопасности труда»), спецодяг (ГОСТ 12.4.049-78, «Система стандартов безопасности труда») та

спецвзуття (ГОСТ 28507-99, «ОБУВЬ СПЕЦИАЛЬНАЯ С ВЕРХОМ ИЗ КОЖИ ДЛЯ ЗАЩИТЫ ОТ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ»).

У відповідності з НПАОП 28.0-1.30-12 «Правила охорони праці під час роботи з абразивними інструментами»:

При установці абразивного круга необхідно між фланцями і кругом встановити прокладки з картону або другого еластичного матеріалу товщиною 0,5 – 1 мм.

Перед початком роботи круг, встановлений на станок повинен бути перевірений на ходу при робочому числі обертів.

Роботу можна починати тільки впевнившись в тому, що круг не має биття, а биття шпінделя шліфувального станка не перевищую 0,03 мм.

Захисний екран повинен бути заблокований з пусковим механізмом який виключає можливість пуску станка при піднятому екрані [16].

На підприємствах де застосовується абразивний інструмент повинні бути інструкції:

- по установці і експлуатації абразивного інструменту;
- по випробуванні кругів на міцність.

Для підтримки виробів які подають до шліфувального круга вручну, повинні застосовуватися підручники або пристосування які їх замінюють. Підручники повинні переміщатись, що дозволяє встановлювати їх встановлювати в необхідному положенні по мірі стирання круга.

Заходи захисту при використанні абразивного інструменту: абразивні кола повинні мати штамп про випробування на експлуатаційну надійність. Кожний верстат повинен мати табличку зі значенням допустимої колової швидкості, що дає змогу використовувати тільки ті абразивні кола, допустима колова швидкість яких в межах зазначених на табличці.

г) Заходи безпеки при випробуванні механічних властивостей.

Для запобігання травмуванню при випробуванні механічних властивостей потрібно слідкувати за станом випробувальних машин, та при необхідності замінювати їх на більш сучасні та досконалі моделі.

Як приклад представлено технічне рішення модернізації процесів випробувань механічних властивостей матеріалів.



Рисунок 4.1 Схема оцінки ризиків при роботі з випробувальною машиною

Таким чином, розглянуто процес визначення міцності при розтягуванні зразків на випробувальній машині мод. «РС-1-ЗНТУ», визначені складові процесу та найбільш небезпечні етапи випробувань.

Для забезпечення умов безпеки приймається технічні рішення найбільш ефективним з яких є заміна застарілого та небезпечного обладнання на сучасне та досконале, наприклад, випробувальна машина моделі «Instron 3369».

д)Заходи безпеки при визначенні хімічного складу дослідних матеріалів методом спектрального аналізу.

Фізичні основи цього методу заснований на якісному та кількісному визначенні атомного і молекулярного складу розчину по їх спектрам.

Основою цих методів є введення зразків в джерело жорсткого випромінювання де відбувається збудження атомів та їх перетворення в

спектральне світіння, таким чином, таким чином основною небезпекою є шкідливий вплив електромагнітного або рентгенівського випромінювання:

Передбачено:

- необхідно в повній мірі володіти даними з інструкції з експлуатації. Наприклад неприпустимим є перевищення номінальної напруги значення якої призначено для певних видів матеріалів;

- особи, що працюють із спектрометрами повинні мати кваліфікацію групи з електробезпеки не нижче 3, передбачене більш часте проведення медичних оглядів, передбачення захист часом;

- робоча камера, де відбувається сам процес виконується з особливих матеріалів, герметичних.

Сучасна конструкція спектрометрів передбачає розподіл зони встановленого устаткування да зони де розташовується робоче місце [16] .

е) Горизонтальний оптичний мікроскоп МИМ8 призначений для дослідження мікроструктури непрозорих об'єктів в світловому полі при прямому або відбитому освітленні. Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп облаштований моно- і бінокулярною насадками. Освітлення здійснюється від лампи розжарювання яка забезпечує направлений світловий потік.

Заходи захисту:

- для уникнення хімічних опіків при травленні мікрошліфів передбачено: використання об'ємів травників що відповідають добовій потребі. Обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту таких як – гумовий фартух, гумові рукавиці, захисні окуляри. Доцільним є улаштування місцевої витяжної вентиляції зонд якої безпосередньо над зоною де відбувається травлення. Використання вентиляційних шкафів.

- безпечне використання мікроскопа можливе лише за умови раціональної комбінації об'єктів і окулярів. Треба враховувати ту обставину, що найбільш оптимальним є збільшення в межах від 500 до 1000 апертур. Крім правильної комбінації об'єктів і окулярів важливим є правильним

застосування світлофільтрів, як правило при роботі з об'єктивами – ахроматорами – слід застосовувати світлофільтри.

4.3 Заходи забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці

є) Освітлення в приміщенні повинно відповідати вимогам ДБН В.2.5-28-2006 «Природне та штучне освітлення» [16]:

Освітленість від системи загального освітлення повинна складати не менше 200 лк при розрядних лампах і 100 лк при лампах розжарювання. Створювати освітленість більше 750 лк при розрядних лампах і 300 лк при лампах розжарювання дозволяється тільки за наявності обґрунтування;

Освітленість від світильників загального освітлення в системі комбінованого підвищувати на один ступінь за шкалою освітленості.

При суміщеному освітленні для приміщень громадських будинків з боковим освітленням при розрахунковому значенні КПО (коефіцієнт природного освітлення), яке дорівнює або менше 80 % від нормованого значення, освітленість від загального штучного освітлення слід підвищувати на один ступінь за шкалою освітленості.

Штучне освітлення може бути двох систем - загальне та комбіноване. Робоче освітлення слід передбачати для всіх приміщень будинків, а також ділянок відкритих просторів, призначених для роботи, проходу людей та руху транспорту. Для приміщень, які мають зони з різними умовами природного освітлення та різними режимами роботи, повинно передбачатись окреме керування освітленням таких зон. За необхідності частина світильників робочого або аварійного освітлення може бути використана для чергового освітлення. Нормовані характеристики освітлення в приміщеннях і зовні будинків може забезпечуватись як світильниками робочого освітлення,

так і спільним з ним освітленням світильниками безпеки і (або) евакуаційного освітлення [18].

Для освітлення приміщень слід використовувати, як правило, найбільш економічні розрядні лампи. Використання ламп розжарювання для загального освітлення допускається тільки у випадках неможливості або технікоекономічної недоцільності використання розрядних ламп. Для місцевого освітлення, крім розрядних джерел світла, рекомендується використовувати лампи розжарювання, в тому числі галогенні. Застосування ксенонових ламп у приміщеннях не дозволяється.

Освітленість робочої поверхні, створена світильниками загального освітлення в системі комбінованого, повинна складати не менше 10 % нормованої для комбінованого освітлення при таких джерелах світла, які застосовуються для місцевого освітлення. При цьому освітленість повинна бути не менше 200 лк при розрядних лампах, не менше 75 лк - при лампах розжарювання. Створювати освітленість від загального освітлення в системі комбінованого більше 500 лк при розрядних лампах і більше 150 лк при лампах розжарювання допускається тільки за наявності обґрунтувань [18].

Нормою освітлення для приміщень дослідницької лабораторії є 300лк. Розрахунок освітленості приміщення дослідницької лабораторії

Визначаємо сумарний світловий потік освітлювальної установки Φ_{Σ}

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{E_n \cdot A \cdot B \cdot K_z \cdot Z}{\eta} \quad (4.1)$$

де E_n – рівень нормованого загального освітлення, лк;

A – довжина приміщення, м;

B – ширина приміщення, м;

K_z – коефіцієнт запасу;

Z – коефіцієнт нерівномірності освітлення;

η – коефіцієнт використання світлового потоку.

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{300 \cdot 8 \cdot 5 \cdot 1,5 \cdot 1,1}{0,62} = 31935 \text{ лм}$$

2. Вибір світильника та відповідної лампи Обираємо світильник типу ЛПП та лампу ЛХБ ($\Phi_{\text{л}}=2840\text{лм}$).

3. Розрахунок кількості світильників та ламп

$$N_{\text{св}} = \frac{\Phi_{\Sigma}}{\Phi_{\text{л}}} \quad (4.2)$$

$$N_{\text{св}} = \frac{31935}{2840} = 11,24 = 12 \text{ штук}$$

4. За умови встановлення двох ламп в один світильник отримуємо 6 світильників по 2 лампи.

5. Перевірка емпіричним методом.

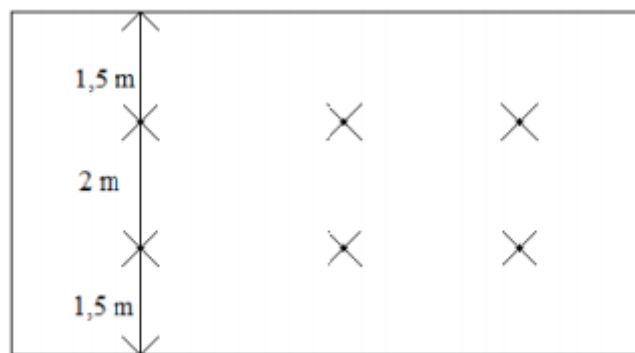


Рисунок 4.2 – Схема розташування світильників

6. Чисельна перевірка типу світильника і кількості стандартних ламп
Розраховуємо загальну розрахункову освітленість

$$E_p = \frac{\Phi_{\text{л}} \cdot N_{\text{л}} \cdot \eta}{A \cdot B \cdot K_3 \cdot z} \quad (4.3)$$

$$E_p = \frac{2840 \cdot 12 \cdot 0,62}{8 \cdot 5 \cdot 1,5 \cdot 1,1} = 320 \text{ лк}$$

Загальна розрахункова освітленість становить 320 лк, що потрапляє в інтервал $E_p = 270 \leq 320 \leq 360$ лк. Отже, рівень освітленості задовільний.

ж) Небезпеки які пов'язані з обробкою результатів з використанням ПК зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі.

Відповідно до СанП 2.2.2.542-96 «гігієнічні вимоги для персональних електророзрахункових машин».

Режим праці та відпочинку повинен організовуватися від виду категорії трудової діяльності яка поділяється на 3 групи:

- робота зі зчитувальною інформацією за попереднім запитом по сумарному числу опрацьованих знаків. Гранична кількість 60 тисяч знаків.

- сумарна кількість набору знаків при безперервній роботі не більше 20 тисяч знаків. При роботі з регламентованими перервами (15 хв/год) не більше 40 тисяч знаків.

- сумарний час безпосередньої роботи з комп'ютером в режимі діалогу при безперервній роботі не більше 4 годин, а при роботі з перервами не більше 6 годин.

Заходи щодо забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці:

Параметри мікроклімату і чистоти повітря у приміщенні обладнаному ПК з ВДТ визначені для певної категорії фізичних осіб згідно вимог ДСН 3.3.6-042-99 «Санітарні вимоги мікроклімату виробничих приміщень».

Захист користувачів ПК від шуму, згідно ДБН В.1.1-31:2013 «Захист територій будинків і споруд від шуму».

Захист користувачів ПК від вібрації, згідно ДСН 3.3.6.039-99 «Державні санітарні норми виробничої загальної та локальної вібрації».

Вимоги до режиму праці й відпочинку при роботі з ПК, згідно ДСанПІН 3.3.2.007-98 «Державні санітарні правила і норми роботи з

візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин».

4.4 Заходи забезпечення безпеки в умовах надзвичайних ситуацій

4.4.1 Заходи з пожежної безпеки в умовах надзвичайної ситуації та забезпечення безпеки в разі виникнення надзвичайних ситуацій

з) «Заходи з пожежної безпеки» розробляється відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні» [17].

Розробку заходів з пожежної безпеки починають з аналізу речовин і матеріалів, що використовуються при роботі на об'єкті, з метою визначення класу можливої пожежі (А, В, С, D, F, E) згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT)» та категорії його пожежної небезпеки, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» та СНиП 2.09.02-85 «Производственные здания». Тобто указати до якої категорії виробництва з пожежної небезпеки (А, Б, В, Г, Д) належить об'єкт (дослідницька лабораторія, конструкторське бюро, дільниця, підстанція, цех, тощо).

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки і вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», указати ступінь вогнестійкості приміщення об'єкта (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, дільниці, підстанції, цеху, тощо) [17].

Показати наявність засобів виявлення загорянь і пожеж згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту»:

- автоматичних сигналізаторів про пожежу;
- системи пожежної сигналізації;

З огляду на пожежну небезпеку, передбачити первинні засоби пожежогасіння (вогнегасники різних видів), відповідно до вимог «Правил 58 експлуатації та типових норм належності вогнегасників», зареєстрованих в МЮ України 23.02.2018 р. за № 225/31677.

Виробничі приміщення можуть бути обладнані стаціонарними установками автоматичного пожежогасіння.

Комплекс протипожежних заходів для приміщення (лабораторії, офісу, тощо) 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, офісу, тощо) обладнаному ПК з ВДТ:

- згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT)» у приміщенні (лабораторії, офісу, тощо) 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 небезпеки – простір у приміщенні, у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали.

Оскільки приміщення (лабораторії, офісу, тощо) обладнане ПК з ВДТ належить до виробництв категорії «Д» з пожежної небезпеки, 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, офісу, тощо) 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, офісу, тощо) що обладнане ПК з ВДТ має площу 39 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 [18].

4.4.2 Режими функціонування системи цивільного захисту

Система управління цивільного захисту в залежності від прогнозованої або реальної надзвичайної ситуації може функціонувати в наступних режимах:

- Режим повсякденного функціонування – встановлюється при нормальних виробничо-промислової, радіаційної, сейсмічної, гідрологічної, техногенної, пожежної обстановках та при відсутності епідемій.
- Режим підвищеної готовності – встановлюється тимчасово в частковому або повному обсязі у разі виникнення загрози НС (надзвичайної ситуації) для окремих територій.
- Режим НС – встановлюється тимчасово в частковому або повному обсязі у разі виникнення НС будь-якого характеру на окремих територіях.
- Режим надзвичайного стану – встановлюється тимчасово в повному обсязі на території усієї країни або на окремих територіях на котрих введений особливий правовий статус.

Для практичної реалізації заходів захисту населення законодавством України передбачено:

- централізоване керівництво – централізовані органи виконавчої влади;
- забезпечення цивільного захисту на відповідних територіях – місцеві державні адміністрації;
- на об'єктах господарювання де чисельність працюючих більше 3000 осіб створені окремі підрозділи цивільного захисту; при чисельності 200 – 3000 чоловік призначаються посадові особи; до 200 осіб залучаються позаштатні фахівці; в учбових закладах при чисельності студентів більше 500 осіб – створюються штаби цивільного захисту де працюють посадові особи.

Сили цивільного захисту:

- Оперативно-рятувальна служба – складається з органів управління центрального підпорядкування, аварійно-рятувальних формувань спецпризначення.
- Аварійно-рятувальна служба – поділяється на державні, регіональні, комунальні та об'єктові. В залежності від специфіки виконуваних робіт поділяється на спеціалізовані та неспеціалізовані.
- Формування цивільного захисту – створюються для проведення великих обсягів робіт з ліквідації наслідків НС, а також для проведення відновлювальних робіт які потребують залучення великої кількості виконавців і техніки. Поділяються на об'єктові та територіальні.
- Спеціалізовані служби цивільного захисту - об'єктові та територіальні та призначаються для проведення спеціальних робіт які потребують знання та досвіду кваліфікованих фахівців та наявність майна спеціального призначення.

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденція розвитку світового ринку технологій

Розвиток пресових інструментів – один із найважливіших чинників модернізації промисловості країн СНД, проте виробництво нових інструментів, необхідних для системних зрушень, серйозно відстає від запитів ринку. Існує проблема у переоснащенні виробничих потужностей сучасними верстатами, які б відповідали ринковим і технічним вимогам сьогодення, також необхідні зрушення у розробці та впровадженні інновацій та наукових розробок у даній галузі. Постійно зростаючі ціни на сировину, вимагають з підприємств постійно збільшувати рівень продуктивності свого технічного оснащення, тим самим зменшуючи свої витрати.

На сучасному етапі розвитку промисловості виникає потреба у дослідженні причин відсутності стійких тенденцій розвитку пресових інструментів, пошук шляхів повноцінного використання науково-технічного і кадрового потенціалу, пристосування до потреб ринку з метою укріплення позицій штампових інструментів, створених в країнах СНД, у конкурентній боротьбі зі світовими лідерами, що визначає актуальність даного дослідження.

У Білорусі, на відміну від усіх країн СНД, розвиток пресових інструментів зокрема користується підтримкою і захистом з боку держави. Існує спеціальна комісія, яка займається контролем імпорту промислового обладнання, її мета – впровадження імпортозаміщення в економіці Білорусії та сприяння створенню і розвитку вітчизняних розробок, що мають сучасний технічний рівень. Крім того, білоруський уряд практично на 100% фінансує роботи по створенню нової техніки. У країні створені і впроваджуються у виробництво сучасні пресові інструменти, які по ряду параметрів не поступаються німецьким і швейцарським аналогам. Співробітництвом в області розробки зацікавилися японці (зокрема, 62 фірма MAZAK). Про

можливу співпрацю з білоруськими виробниками комплектуючих інструментів, роздумують і провідні російські верстатобудівні заводи. В Білорусії принцип вкладання грошей в розвиток свого виробництва, а не в закупівлю на заході себе виправдовує, завдяки чому верстатобудування в цій країні живе і активно розвивається, демонструючи ефективність політики активної державної підтримки.

Світові тенденції розвитку машинобудівної галузі свідчать про те, що найближчим часом саме верстатобудування буде визначати вигляд заводів майбутнього і організацію роботи на них. Суть нинішніх змін полягає в тому, що підвищення ефективності діяльності підприємства в значній мірі буде залежати від об'єднання творчого потенціалу людини з новітніми інформаційними технологіями.

В промисловій політиці країн СНД слід переходити до спільного і скоординованого використання потенціалу верстатобудівних підприємств для більш інтенсивного розвитку і технічного переозброєння машинобудівних виробництв, прагнути до імпортозаміщення за всіма напрямками, де це є доцільним, погоджуючи закупівлю обладнання з національними верстатобудівними асоціаціями; передбачати стимулювання оновлення парку технологічного обладнання. При реалізації проектів з організації промислового складання техніки обов'язково передбачати не менше ніж 50%-й рівень випуску компонентів для цієї продукції на вітчизняних підприємствах.

У зв'язку з тим, що розвиток техніки поступово приводить до підвищення температури експлуатації деталей ГТД, постає необхідність в створенні матеріалів, які б відповідали новим вимогам експлуатації, забезпечували нормальну працездатність двигуна та сприяли підвищенню його ККД.

Зараз же світовими лідерами як використання персових інструментів є четвірка світових виробників, а саме: американський Boeing, європейський Airbus, канадський Bombardier та бразильський Embraer.

В економічній частині дипломної роботи потрібно прорахувати доцільність використання сплаву 11 в порівнянні з сплавом 5Х3ВЗМФС.

У таблиці 5.1 описано зміст ідеї та вигода її для потенційних споживачів.

Таблиця 5.1 - Опис ідеї

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для споживачів (користувачів)
Створити більш доцільний сплав для горячого штампування зміцнений фазою Лавеса.	Сплав для виготовлення важконавантажених пресових інструментів (матриць, пуансонів і т.п)	Покращені характеристики міцності

Таблиця 5.2 - Попередня характеристика потенційного ринку
Визначено потенційні групи клієнтів

№	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
1	Головні конкуренти Дніпроспецсталь зі сплавом ДИ23(5Х3ВЗМФС)	Штампова інструментальна сталь
2	Динаміка ринку (якісна оцінка)	Стагнує
3	Наявність обмежень для входу (вказати характер обмежень)	Потрібні великі інвестиції
4	Специфічні вимоги до стандартизації та сертифікації	-

Побудовано карту стейкхолдерів яка допоможе візуалізувати зв'язки стейкхолдерів.



Рисунок 5.1- Карта стейкхолдерів.

У цій частині було описано ідею дипломної роботи, можливість виходу на ринок та клієнтів, яких може зацікавити наш сплав.

5.2 Техніко-економічні розрахунки

Вартість сировини та основних матеріалів наведена в таблиці 5.5

Таблиця 5.3-Техніко-економічні показники виробів

Найменування виробу	Базовий виріб	Новий виріб
1.Штамп	5Х3В3МФС	Сплав 11
2. Технологія зміцнення	Гартування, Відпускання	Гартування, Старіння
Програма випуску, шт	1000	1000

Таблиця 5.4 – Вартість основних матеріалів при термічній обробці та гальванічному покриттю

Найменування сировини та основних матеріалів	Норма використання	Ціна,грн	Вартість, грн
Масло індустріальне	30 л	50	1500

Таблиця 5.5. Розрахунок зарбітної плати

Найменування операції	Норма часу, н-годин	Розряд робіт	Часова тарифна ставка, грн.	Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка), грн.
Гартування	2	5	50	100
Старіння	20	5	50	1000
Усього	22	5	50	1100

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:

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{Кд}{100}, \text{ грн.} \quad (5.1)$$

де Кд – процент додаткової заробітної плати

$$ЗД = 1100 \cdot \frac{40}{100} = 440 \text{ грн}$$

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:

$$ВС = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{Квс}{100}, \text{ грн.} \quad (5.2)$$

де ПП – премії з прибутку, грн; Квс - % відрахування на соціальні заходи. де ПП – премії з прибутку, грн;

Квс - % відрахування на соціальні заходи.

$$ВС = (1100 + 440 + 30) \cdot \frac{22}{100} = 345,4 \text{ грн}$$

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:

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100}, \text{ грн} \quad (5.3)$$

де α - % загально виробничих витрат.

$$ЗВВ = 1100 \cdot \frac{400}{100} = 4400 \text{ грн}$$

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 та техніку безпеки персоналу та інші. Адміністративні витрати складають в середньому 150% від основної заробітної плати основних виробничих робітників та розраховуються за формулою:

$$АВ = ЗО \cdot \frac{\beta}{100}, \text{ грн.} \quad (5.4)$$

де β - % адміністративних витрат.

$$АВ = 1320 \cdot \frac{150}{100} = 1650 \text{ Г}$$

Витрати на технологічну електроенергію:

$$E_s = C \cdot t \quad (5.5)$$

де C – ціна 1 кВт електроенергії;

t – норма часу.

$$E_s = 2,68 \cdot 22 = 58,96 \text{ грн}$$

Таблиця 5.6 – Калькуляція собівартості термічної обробки

Статті витрат	Базова технологія	Нова технологія
Сировина і основні матеріали	1500	1500
Електроенергія технологічна $t \cdot \text{Тариф}$	21,44	58,96
Основна заробітна плата основних виробничих робітників	400	1100
Додаткова заробітна плата основних виробничих робітників	160	440
Відрахування на соціальні заходи з заробітної плати основних виробничих робітників	132	345,4
Загальновиробничі витрати	1200	4400
Собівартість виробнича	660	1650

Розраховуємо економічну ефективність інноваційного проекту за показником економії експлуатаційних витрат розраховуємо за формулою:

$$E = (C_{\text{бхКе}} - C_{\text{н}}) \times N \quad 5.6$$

де, E – економічний ефект від впровадження нової технології термообробки

C_b – собівартість базового виробу

C_n – собівартість нового виробу

K – коефіцієнт експлуатаційного ресурсу

$$E = (660 \cdot 5 - 1650) \times 1000 = 1650000 \text{ грн.}$$

В ході роботи було проведено маркетингові дослідження ринку в яких були визначені потреби ринку, основні споживачі та конкуренти. Отцінена важкість виходу на ринок. Побудована карта стейкхолдерів. Проведено економічні розрахунки під час яких було визначено виробничу собівартість нового сплаву яка становить 1650 грн., а базового сплаву 660 грн. Виходячи з цього економічна ефективність сплаву становить 1650000 грн. Також як показано на рисунку 3.10 міцність нового сплаву є в 5 разів вища ніж в базову. Отже за рахунок цього можна зробити висновок що сплав є економічно доцільним.

ВИСНОВКИ

1. Обрано схему та границі легування дослідних сплавів, що зміцнюються фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$.
2. Показано, що надмірне легуванням вольфрамом і молібденом призводить до утворення небажаних крупних частинок первинних надлишкових фаз.
3. Досліджено вплив гартування та старіння на мікроструктуру та механічні властивості сплавів і обрано ефективний режим термічної обробки.
4. З використанням методики математичного планування експерименту визначено вплив легування на механічних властивостей дослідних сплавів.
6. За результатами досліджень обрано найбільш доцільне легування нового штампового сплаву з вмістом 9,8% вольфраму, 4,9% молібдену і 9,8% кобальту.
7. Розглянуто правила техніки безпеки та охорони оточуючого середовища.
8. Розрахована економічна ефективність використання нового сплаву замість штампової сталі 5Х3В3МФС.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Laves F. Crystal structure and atomic sizes Theory of phases in alloys. М.: Metallurgiya, 1961. 199. (in Russian)
2. Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали М., Metallurgiya, 1980, 244 с.
3. А.А. Клопотов, А.И. Потекаев, М.А. Перепелкин, Н.О. Солоницина, В.Д. Клопотов, Э.В. Козлов. Кристаллогеометрические факторы в фазах Лавеса. Письма о материалах. 2011. Т.1. №2. С.117-122
4. 'Физическое металловедение' под ред. Кана, Р.У.; Изд-во: М.: Metallurgiya, 1987. — 624 с.
5. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. М.: Metallurgiya, 1986. 267 с.
6. Келли А., Никольсон Р. Дисперсионное твердение. — М.: Metallurgiya. 1966. 300 с
7. Gladman T. Precipitation hardening in metals Materials Science and Technology. 1999. 15, p. 30–36.
8. Теория термической обработки металлов. Учебник. М.: Metallurgiya, 1986. 480 с.
9. Жаропрочные стали. Ланская К. А. Изд-во Metallurgiya, 1969. г., 247 с.
10. Грабовский В.Я., Левитин В.В. Специальные стали и сплавы. Исследование дисперсионного твердения аустенитных сталей. М. : Metallurgiya. 1975, № 4, 112-115 с.
11. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение стали. М.: Metallurgiya, 1979. – 208 с.
12. Романова Р. Р., Уксусников А. Н., Устюгов Ю. М. Структура и механические свойства сплавов, подвергнутых ступенчатому старению. ФММ, 1994, том 78, вып. 5. 5-18 с.

12. Горелик С. С., Расторгуев Л. Н., Скаков Ю. А. Рентгенографический и электроннооптический анализ, М.: Металлургия, 1970. 366 с.

13. Гляйтер, Х, Хорнбоген, Е. Упрочнение при образовании твердых растворов в дисперсионном твердении. *Статическая прочность и механика разрушения сталей*: Сб. науч. трудов. Пер. с нем./ Под ред. Даля В., Антона В. - М.: Металлургия, 1986. 566 с.

14. Спиридонов А.А. Планирование эксперимента при исследовании технологических процессов. М.: Машиностроение. 1981. 184 с.

15. Ч.Симс, В.Хагель. Жаропрочные сплавы – М.:Металлургия, 1976. 111 с.

16. Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників [На заміну наказу МНС України від 26.12.2011 №1350; чинний від 2012-03-16] : НПАОП 0.00-7.11-12. На заміну наказу МНС України від 26.12.2011 №1350; чинний від 2012-03-06. К.: МНС України, 2012. (Нормативно-правовий акт охорони праці)

17. Гігієнічна класифікація за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу. [На заміну ГН 3.3.5-8.6.6.1-2002; чинний від 2014-05-30]. К.: МОЗ України, 2014. 37с.

18. Правила безпечної експлуатації електроустановок споживачів [Текст] : НПАОП 40.1-1.21-98. На зміну ДНАОП 0.00.1.21-84; чинників від 1998-01-09. К. : Мінпраці України, 1998. 89 с.

19. СТП 15-96 Пояснювальні записки до курсових та дипломних проектів (робіт). Запоріжжя: ЗДТУ, 1996. 36 с.

20. Методичні вказівки до виконання кваліфікаційної магістерської дипломної роботи для студентів спеціальності 132 "Матеріалознавство" усіх форм навчання. Укл.: І.М. Лазечний, В.Я. Грабовський, Ю.І Кононенко, О.В. Лисиця. Запоріжжя: ЗНТУ, 2018. 38 с.