

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

ФТІ Інженерно-фізичний факультет
(повне найменування інституту, факультету)
Фізичне матеріалознавство
(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістр

(ступінь вищої освіти)

на тему Пошук режиму еходинкового старіння елаву
ХНЗОВМЮ для підвищення дисперсійного зміщення

Виконав: студент(ка) VI курсу, групи ІР-218 м

Спеціальності 132 матеріалознавство
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)
Прикладне матеріалознавство
Шмо Д.О.

(прізвище та ініціали)

Керівник Грабовський В.І.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Єриов А.В.

(прізвище та ініціали)

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

Інститут, факультет фізико-технічний, інженерно-фізичний
 Кафедра фізичне матеріалознавство
 Ступінь вищої освіти магістр
 Спеціальність прикладне матеріалознавство, 132
 (код і найменування)
 Освітня програма (спеціалізація) прикладне матеріалознавство
 (назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

Климов О.В.

« 12 » грудня 20 19 року

ЗАВДАННЯ
 НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

Шмо Денис Александрович
 (прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Пошук оптимального складового стану ХНЗОВМЮ для підвищення дисперсійного зміцнення

керівник проекту (роботи) Грабовський В.І. доцент, к.т.н.
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом закладу вищої освіти від « 14 » 11 20 19 року № 388

2. Строк подання студентом проекту (роботи) 19 грудня 2019



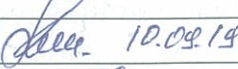
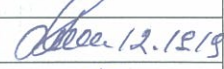




3. Вихідні дані до проекту (роботи) Вимоги до матеріалу, літературні дані

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Матеріали для виготовлення інструментів гарячого пресування
 2. Матеріали та методика дослідження. 3. Дослідження складового стану. 4. Діагностика праці та навантаження середовища.
 5. Екологічна частинка

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

Характеристики стану ХНЗОВМЮ після одностороннього старіння. Мікροструктура
 Умови побудови факторного плану з схемою НТ+ВТ та ВТ+НТ. Результати
 плану експерименту. Рівняння регресії за схемою НТ+ВТ та ВТ+НТ. Особливості
 виділення зміцнювальних фаз при старінні. Результати найкращого ефективного
 складового стану ХНЗОВМЮ.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1,2,3	Грабовський В.Д., 904. К.Т.Н.		
Економія р.	Крушніков В.В., доц. к. е. н	 10.09.19	 12.12.19
Охорона праці	Нестеров О.В доц. с.т.н		
Нормо-контроль	Тетз Д.В.		 13.12.19

7. Дата видачі завдання « 17 » вересня 2019 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.	Матеріали для виготовлення інструментів чаряого пресування	вересень	
2.	Матеріали та методика дослідження	жовтень	
3.	Дослідження екологічного стану стовбу	жовтень	
4.	Охорона праці та навколишнього середовища	листопад	
5.	Економічна частина	грудень	

Студент(ка)


(підпис)

Шило Д.О.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)


(підпис)

Грабовський В.Д.,
(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ: 84 сторінок, 8 рисунків, 8 таблиць, 20 джерел

Об'єкт дослідження – сплав ХН30ВМЮ

Мета роботи – підвищення твердості та високотемпературної міцності сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням шляхом використання сходинкового старіння.

Метод дослідження – методика математичного планування експерименту

Обрано інтервали варіювання температури сходинкового старіння для матриці планування 2^{4-1} . Отримані рівняння регресії опису впливу сходинкового старіння на твердість та ударну в'язкість сплаву ХН30ВМЮ.

Обрано найбільш ефективний режим сходинкового старіння матриці планування для подальшого вдосконалення.

За додатковими результатами досліджень та варіювання параметрів незалежних факторів в інтервалі $-2 < X_i < 2$ дозволило отримати найбільше значення твердості, при досить високій ударній в'язкості.

Розглянуто правила техніки безпеки та охорони оточуючого середовища.

Розраховано економічну ефективність інноваційного проекту

НОВИЙ ШТАМПОВИЙ СПЛАВ ХН30ВМЮ, ФАЗА ЛАВЕСА, СХОДИНКОВЕ СТАРІННЯ, МАТРИЦЯ ПЛАНУВАННЯ, МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, РІВНЯННЯ РЕГРЕСІЇ, ЕФЕКТИВНИЙ РЕЖИМ СХОДИНКОВОГО СТАРІННЯ, МІКРОСТРУКТУРА, ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ, ЕКОНОМІЧНИЙ ЕФЕКТ

ЗМІСТ

Вступ.....	7
1 Матеріали для виготовлення інструментів гарячого пресування.....	8
1.1 Особливості високотеплостійких штампових сталей для інструментів гарячого пресування.....	8
1.2 Перспективність використання аустенітних сталей та сплавів з дисперсійним твердінням замість серійних штампових сталей	10
1.3 Сутність дисперсійного твердіння та ефективність зміцнення сталей та сплавів фазами Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$	14
1.4 Загальні характеристики сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням	20
1.5 Сутність та переваги сходинкового старіння сплавів та сплавів з дисперсійним твердінням	24
1.6 Мета роботи та постановка задачі	29
2 Матеріали та методика дослідження.....	30
2.1 Хімічний склад та технологія отримання	30
2.2 Виготовлення зразків та термічна обробка.....	31
2.3 Методи дослідження	32
2.3.1 Механічні випробування.....	32
2.3.2 Металографічні дослідження мікроструктури.....	33
2.3.3 Електронно-мікроскопічне дослідження	33
2.3.4 Використання методики математичного планування	34

3 Дослідження сходинкового старіння сплаву	38
3.1 Вибір матриці планування та режимів сходинкового старіння	38
3.2 Виконання експерименту та отримання рівняння регресії	41
3.3 Вибір найбільш ефективного результату сходинкового старіння	43
3.4 Пояснення та використання сходинкового старіння	45
4 Охорона праці та навколишнього середовища	47
4.1 Аналіз потенційних небезпек	47
4.2 Заходи забезпечення безпеки	48
4.3 Заходи забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці	52
4.4 Заходи з пожежної безпеки та режими функціонування системи цивільного захисту	57
4.4.1 Заходи з пожежної безпеки в умовах надзвичайної ситуації та забезпечення безпеки в разі виникнення надзвичайних ситуацій	57
4.4.2 Режими функціонування системи цивільного захисту	59
5 Економічна частина	61
5.1 Тенденція розвитку світового ринку технологій	61
5.2 Техніко-економічні розрахунки	63
Висновки	71
Список літератури	73
Додаток А	75

ВСТУП

Аустенітні сталі та сплави характеризуються вищою жароміцністю та використовуються за температур більше 600°C . Основні легуючі елементи – хром і нікель. Співвідношення між ними й залізом вибирають таким, щоб одержати стійкий аустеніт, не схильний до фазових перетворень.

Аустенітні сталі та сплави з карбідним зміцненням звичайно містять невелику кількість карбідоутворюючих елементів: W, Mo, Ti, Nb, V, а також B – для забезпечення найвищої жароміцності. Оптимальна структура утворюється після загартування від $1100\text{--}1150^{\circ}\text{C}$ й старіння отриманого аустеніту при $700\text{--}800^{\circ}\text{C}$ для виділення карбідів. Аустенітні сталі з інтерметалідним зміцненням – самі жароміцні. Для підвищення жароміцності аустеніту сталі легують Cr, Mo, W. Їх зміцнюють гартуванням і старінням.

Для підвищення твердості та високотемпературної міцності аустенітних сплавів зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням слід використовувати сходинкове старіння. Це пояснюється тим, що дифузійна активність атомів в 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.

1 МАТЕРІАЛИ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТІВ ГАРЯЧОГО ПРЕСУВАННЯ

1.1 Особливості високотеплостійких штампових сталей для інструментів гарячого пресування

В групі сталей високої теплостійкості можна виділити дві підгрупи: сталі з карбідним (3X2B8Ф, 4X2B2МФС, 4X2B5МФС, 5X3B3МФС та інші) і комплексним (карбіди + інтерметаліди) зміцненням (типу 2X6B8M2K8, 3X10B7M2K10). Перші відрізняються від сталей попередньої групи більш високими концентраціями сильних карбідоутворюючих елементів (вольфрам, молібден і ванадій), а другі – ще і додатковим легуванням кобальтом. В результаті досягається підвищення теплостійкості та зносостійкості, та при підвищених температурах супроводжується зниженням в'язкості [1].

Для досягнення необхідного комплексу властивостей сталі з карбідним зміцненням піддають термічній обробці, що складається з гартування на мартенсит від температур 1200 °С і наступного відпуску при 650 – 670 °С. В результаті відпуску відбувається виділення дисперсних карбідів типу MeC , Me_6C , $Me_{23}C_6$, що забезпечують теплостійкість. Після термічної обробки сталі для гарячого деформування мають наступні властивості при кімнатній температурі: твердість 42 – 46 HRC, границя міцності 180 МПа, границя текучості 160 МПа, відносне видовження 8-10 %, відносне звуження 35 – 40 % і ударну в'язкість 29 Дж/см².

Істотним недоліком, що притаманний всім теплостійким штамповим сталям мартенситного класу є інтенсивне знеміцнення при нагріванні до температур, що перевищують 650 – 680 °С. Наприклад границя текучості сталі 5X3B3МФС при 700 °С складає всього 35 – 40 МПа, що в 4 рази нижче ніж при кімнатній температурі. Особливо сильне зниження міцності спостерігається по

мірі наближення до температури початку поліморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, що складає для даних сталей приблизно 780 – 800 °С. Таке знеміцнення обумовлено різким підвищенням, при нагріванні, дифузійної активності атомів, що призводить до інтенсивної коагуляції і розчиненні виділених при відпуску карбідів. Температура, при досягненні якої твердість і міцність знижуються найбільш інтенсивно складає $0,7 - 0,8 T_k$, де T_k – середня температура фазового $\alpha \rightarrow \gamma$ переходу в (в К). У зв'язку з цим $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення розглядається як фактор, що принципово обмежує можливості підвищення робочої температури штампових сталей мартенситного класу вище певного рівня. В результаті теплостійкість, що широко застосовується для виготовлення інструменту гарячого деформування штампових сталей не перевищує 670 – 680 °С. Нагрівання інструменту, що виготовлені з цих сталей, до більш високих температур призводить до швидкого виходу з ладу інструменту [1].

Щодо сталей з комплексним зміцненням типу 2Х6В8М2К8, 3Х10В7М2К10, зміцнення не тільки карбідами, але і інтерметалідами, а також підвищення температури поліморфного перетворення забезпечило їм підвищення теплостійкості до 730 – 740 °С, а при 6% хрому (2Х6В8М2К8) до 755 – 760 °С. Випробування показали, що використання сталі в ряді випадків дозволяє суттєво підвищити стійкість штампового і пресового інструменту. Слід відзначити, що працездатність матриць зі сталі 2Х6В8М2К8 при гарячому пресуванні сталей і мідних сплавів із-за знеміцнення в процесі експлуатації виявилось недостатньо високою, для того щоб використання її було доцільним.

1.2 Перспективність використання аустенітних сталей та сплавів з дисперсійним твердінням замість серійних штампових сталей

Одним із можливих способів підвищення теплостійкості інструментальних сталей для гарячого деформування являється заміна сталей мартенситного класу на сталі або сплави аустенітного класу. Аустенітні сплави за своєю природою є досить пластичними. Більш щільна упаковка атомів в 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 в 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 °С вище і складає 800 °С. Виходячи з цього, інструмент, виготовлених із сталей або сплавів аустенітного класу, буде менш схильний до високотемпературного знеміцнення [2].

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. Ставилась задача вивчення можливостей підвищення вторинної твердості аустенітних сплавів до рівня сталей з мартенситним перетворенням за рахунок збільшення легування аустеніту комплексом фазоутворюючих елементів. Необхідний комплекс властивостей в сплавах з

гранецентрованою кубічною (ГЦК) граткою досягається за рахунок виділення при старінні дисперсних інтерметалідних і карбідних частинок.

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. Для роботи при високих температурах найбільш широко використовуються жароміцні аустенітні сталі і сплави що дисперсійно твердіють, підвищення міцності яких досягається в результаті виділення в матриці дисперсійних частинок карбідів і інтерметалідів. Утворення зміцнювальних фаз відбувається в результаті термічної обробки, що складається з гартування і старіння. Гартування проводиться від температури гомогенного стану (як правило, з охолодженням на повітрі або в маслі) з метою отримання однорідного пересиченого твердого розчину. Гартування – це процес термічної обробки, який полягає в нагріванні до температури вище критичної і наступним швидким охолодженням, при якому утворюється нерівноважна структура. Після гартування сплави мають мінімальну твердість і міцність. Після того як отримали пересичений твердий розчин, проводять наступне старіння, під час якого реалізується процес виділення зміцнювальних фаз, які призводять до зміцнення сплаву. Старіння – це процес зміни властивостей загартованих сплавів, що мають структуру пересиченого твердого розчину без помітної зміни внутрішньої будови. Старіння досягають нагріванням сплавів до певної температури, витримка і подальшим охолодженням [2].

Старіння (в інтервалі 700 – 900 °С) призводить до розпаду пересиченого твердого розчину з утворенням дисперсних частинок карбідів і інтерметалідів. Чим вище стійкість дисперсних частинок проти коагуляції і розчинення при нагріванні, тим до більш високих температур зберігається міцність сплавів.

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 [3].

Зміцнення сплаву дисперсними частинками тим більше, чим менше відстань між частинками і чим більше модуль пружності другої фази, тобто чим міцніше самі частинки. 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 [3].

В значній мірі властивості і теплостійкість сплавів залежить від типу, кількості і розподілу зміцнювальної фази. Існує цілий ряд карбідних і інтерметалідних з'єднань, яві використовуються в якості зміцнювальних фаз в сплавах, призначених для роботи при високих температурах. Карбідне зміцнення володіє меншою термічною стабільністю у порівнянні з інтерметалідним, наслідок чого, зміцнення частинками інтерметалідів здатне зберігати високоміцний стан до більш високих температур. Стабільність інтерметалідних частинок, здатність протистояти пластичній деформації (перерізанню лінії дислокації) і ряд інших важливих властивостей в значній мірі визначаються типом з'єднання в них, який є, як правило, металевим з можливою наявністю ковалентною складовою. Ковалентна складова характеризує підвищену локалізацію валентних електронів у атомів, що призводить до підвищення

твердості, міцності, хімічної стабільності, але одночасно до низької пластичності інтерметалідних зв'язків. Металевий зв'язок обумовлює, поряд з порівняно високою механічною міцністю, певну пластичність металідів. У випадках, коли зв'язок в інтерметалідних з'єднаннях забезпечується d і f – електронними оболонками перехідних елементів, з підвищенням температури відбувається підсилення локалізації електронів i , відповідно, зростання долі ковалентного зв'язку, що затримує пониження міцності інтерметалідів з температурою. Такі з'єднання вигідно використовувати в якості зміцнювальних частинок в сплавах, призначених для високотемпературної роботи. До даних зв'язків можна віднести фазу Лавеса Fe_2W , яка в аустенітних легуючих сталях має більш складний склад – $(Fe, Cr, Ni)_2(W, Mo)$. На ряду з високою твердістю (HV 900) фаза Лавеса має підвищену стійність проти коагуляції в порівнянні 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 [3].

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. 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 так же являється порівняно висока коштовність і поганою обробкою різанням. У зв'язку з цим більш раціональним є виготовлення із них литих інструментів.

1.3 Сутність дисперсійного твердіння та ефективність зміцнення сталей та сплавів фазами Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$

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

Глибоке вивчення ливарних жароміцних аустенітних сталей з фазою Лавеса розпочато ще декілька десятків 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%). При такому легуванні намічалось створення двох типів зміцнювальних фаз – карбідної та інтерметалідної. Утворення вторинної карбідної фази забезпечувалось порівняно високим вмістом вуглецю (0,25 – 0,30%). З цією метою кількість ніобію або титану обиралось таким, щоб його відношення до кількості вуглецю було менше стехіометричного для кубічних карбідів TiC і NbC ; при цьому в первинні карбіди титану та ніобію входить тільки частина вуглецю, остання його кількість може брати участь в утворенні вторинної карбідної фази типу $Me_{23}C_6$ [4].

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 .

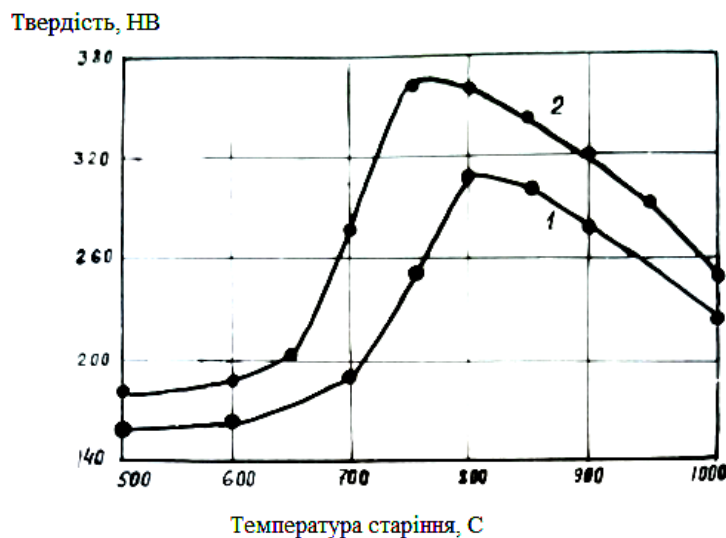
Зразки були піддані гартуванню при температурі 1200 °C з охолодженням в воді і старінню з різною температурою та часом. Після гартування твердість зразків складала 170-180 НВ. Після старіння при температурі 750-800 °C на протязі 10 годин твердість підвищувалась до 200-210 НВ. При чому підвищення вмісту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

підвищеній температурі старіння від 800 °С до 850 °С відбувалося незначне зниження твердості сплавів, а вище 850 °С твердість знижувалась сильніше.

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

Після тривалого старіння при температурі 750 °С 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 карбиду $Me_{23}C_6$, ударна в'язкість практично не змінюється при збільшенні тривалості старіння.

Зразки хромонікелевих сталей, що мають 5 і 10% вольфраму піддавалися гартуванню від 1300 °С (застосування такої високої температури гартування обумовлено високою термічною стабільністю фази Лавеса) з охолодженням у воді і наступному старінні в інтервалі температур 500 – 1000 °С. На рисунку 1.1 зображено зміна твердості досліджуваних сталей і залежності від температури старіння. З кривих видно, що після витримки в інтервалі температур 500 – 1000°С відбувається зміцнення загартованої сталі. Максимальне значення твердості відповідають витримці при температурах 750 – 850 °С. 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 °С твердість сталі з 5% вольфраму дорівнює 260 НВ, то для сталі з 10% вольфраму вона становить 310 НВ [4].



1 – сталь з 5% W, 2 – сталь з 10% W

Рисунок 1.1 – Криві старіння Fe-Cr-Ni-Nb-Mo сталі з різним вмістом вольфраму в залежності від температури старіння, час витримки 10 годин.

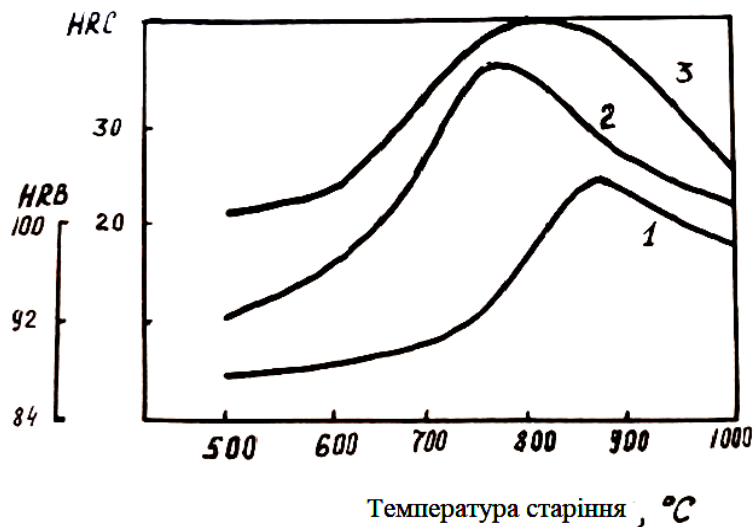
Збільшення тривалості витримки від 10 до 100 годин незначно підвищує твердість, але при цьому максимум твердості зсувається в сторону більш низьких температур [4].

Значний внесок приносить і молібден на дисперсійне твердіння досліджуваних сталей. Присутність молібдену знижує розчинність вольфраму, також безпосередньо буру участь в утворенні зміцнювальної фази типу $Fe_2(W, Mo)$. Чим більше в сталі молібдену і вольфраму, тим більше при старінні виділяється фаза Лавеса і тим менше часу необхідно на 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%.

Пластичність при температурі 750 °С в сплавах з карбідним зміцненням майже не змінюється, з γ' – фазою – знижується, а з фазою Лавеса підвищується до 200%.

В 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 рисунку 1.2. Час старіння у всіх випадках складав 10 годин. Як видно з рисунка 1.2, 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 [4].



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

Рисунок 1.2 – 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 10^4 до 10^3 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. При збільшенні температури ізотермічної витримки до 950 °C, коли для всіх складів спостерігається коагуляція, дисперсність вторинної фази як і раніше залишається більш високою в сплаві зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням [5].

Розмір частинок в сплаві, зміцнювальний виділеннями фази Лавеса і γ' – фази, у всіх випадках займає проміжне положення.

На основі проведених досліджень визначено, що зародження частинок фази Лавеса в сплаві з підвищеним вмістом вуглецю полегшується за рахунок виділених дисперсних карбідів. Поверхня розділу карбід-матриця зменшує роботу утворення зародків фази Лавеса, як і всякого виділення з кристалічною решіткою, відмінної від решітки матриці.

Вуглецю в присутності алюмінію витісняє із твердого розчину в область міжфазних поверхонь розділу. Адсорбція вуглецю на поверхні розділу зародок-матриця призводить до додаткового зниженню удільної поверхневої енергії, а отже, і зниженню критичного розміру зародку фази Лавеса.

Збереження високої твердості сплавів зі змішаним зміцненням в широкому діапазоні температур старіння зв'язано з взаємним перекриванням температурних інтервалів виділення різних фаз (для фази Лавеса – 800 – 850 °С, γ' – фази – 750 – 800 °С і карбідів – 650 – 750 °С) [5].

Таким чином термічно обробка грає важливу роль в забезпеченні сплавам зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням, як і зовсім дисперсійно твердіючим сплавам, того або іншого рівня механічних властивостей. Поряд зі старінням велике значення має і правильний вибір режиму гартування. Чим вище температура гартування, тим повніше проходить розчинення вторинних фаз і перехід легувальних елементів в твердий розчин, що робить його більш пересиченим. Це викликає більш інтенсивне протікання процесів дисперсійного твердіння при наступному старінні сплавів, що характеризується великим приростом твердості. Слід відмітити, що нагрівання сплавів до надмірно високих температур призводить до оплавлення границь зерен. Недостатній нагрів під гартування призводить до того, що грубе виділення первинних фаз менше розчиняються в матриці. Це знижує концентрацію легувальних елементів в твердому розчині, що надає негативний вплив на розвиток процесів дисперсійного твердіння. До того ж неповне розчинення первинних фаз погіршує механічні властивості сплавів [6].

Таким чином, для кожного сплаву існує своя оптимальна температура гартування, яка в поєднанні з наступним старінням забезпечує найкращі поєднання жароміцних властивостей.

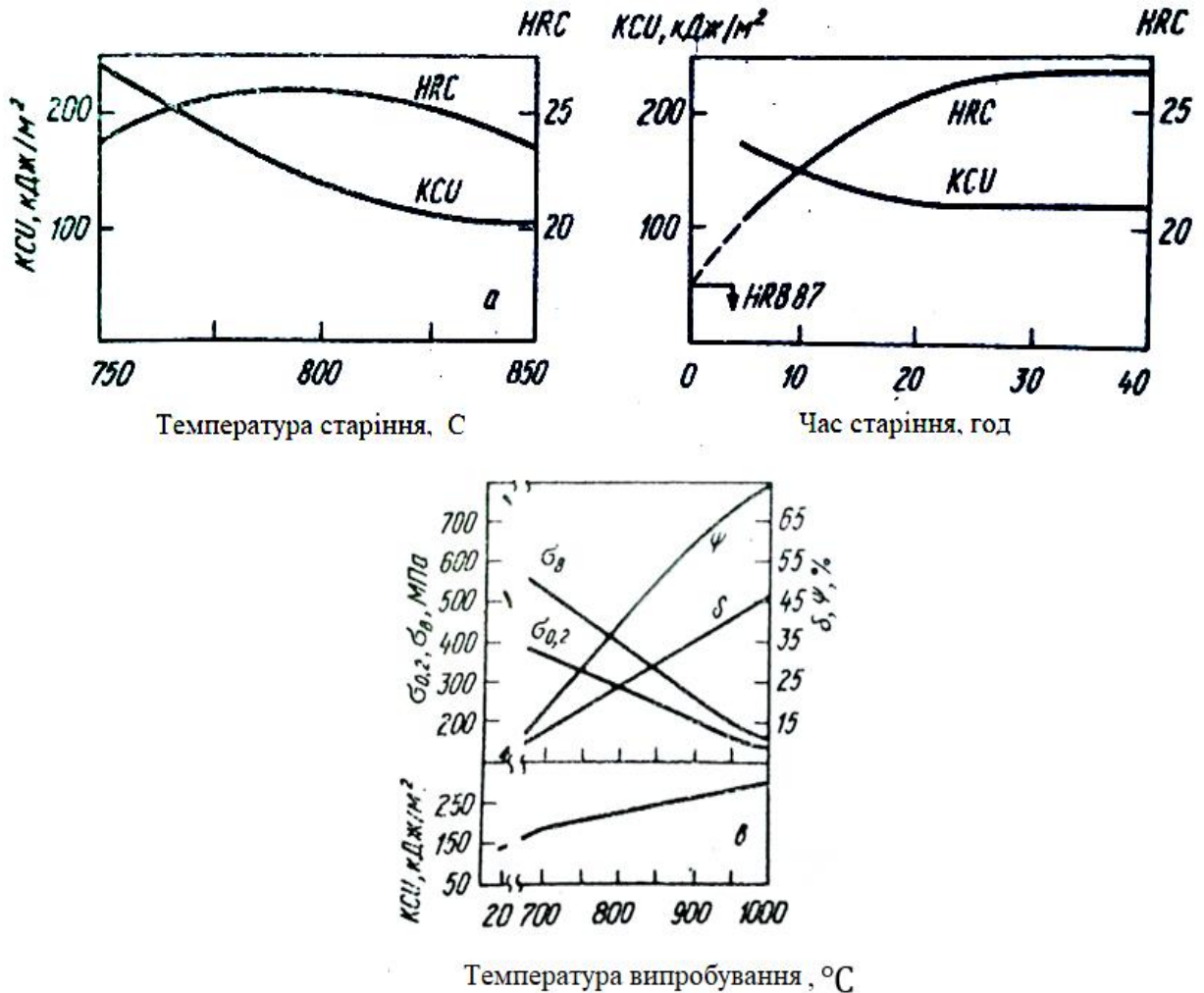
1.4 Загальні характеристики сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням

Сплав ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням має аустенітну Fe – Cr – Ni основу. Легування вольфрамом, молібденом, алюмінієм і вуглецем забезпечує зміцнення його інтерметалідними сполуками фази Лавеса $Fe_2(W, Mo)$, γ' – фази типу Ni_3Al і карбідами типу Me_6C , $Me_{23}C_6$ [7].

Сплав має крупнокристалічну структуру. По границям зерен спостерігаються прошарки первинних надлишкових фаз товщиною до 5 – 7 мкм. В литому (без термічної обробки) стані їх кількість складає 4,7%. Нагрівання під гартування, яке із-за високої стабільності фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$ слід проводити від температур >1200 °С, призводить до частинного розчинення і подрібнення прошарків. Витримка при 1225 °С протягом 2 годин знижує їх кількість до 3,9%, а на протязі 8 годин – до 1,8%.

Твердість сплаву після гартування від температури 1225 – 1250 °С складає 85 – 87 HRB. Підвищення ступеня дисперсійного твердіння сприяє підвищенню температури гартування. Найбільша твердість (26 HRC) досягається при гартуванні від температури 1250 °С і старіння при 800 °С на протязі 20 годин.

На рисунку 1.3, (а, б) поряд з твердістю вказано вплив старіння на ударну в'язкість сплаву при температурі випробування 750 °С (гартування проводили за режимом: 1250 °С, 2 год, масло). Остання характеристика представляє собою інтерес з точки зору тріщиностійкості сплаву для пресового інструменту. Із рисунку 1.3, а видно, що підвищення температури старіння від 750 до 825 °С помітно знижує ударну в'язкість, в той час як твердість змінюється порівняно мало. З підвищенням часу старіння найбільш значним підвищенням твердості і зниження ударної в'язкості відбувається на протязі перших 20 годин; більш тривала витримка практично не змінює указані характеристики (рис. 1.3, б) [7].



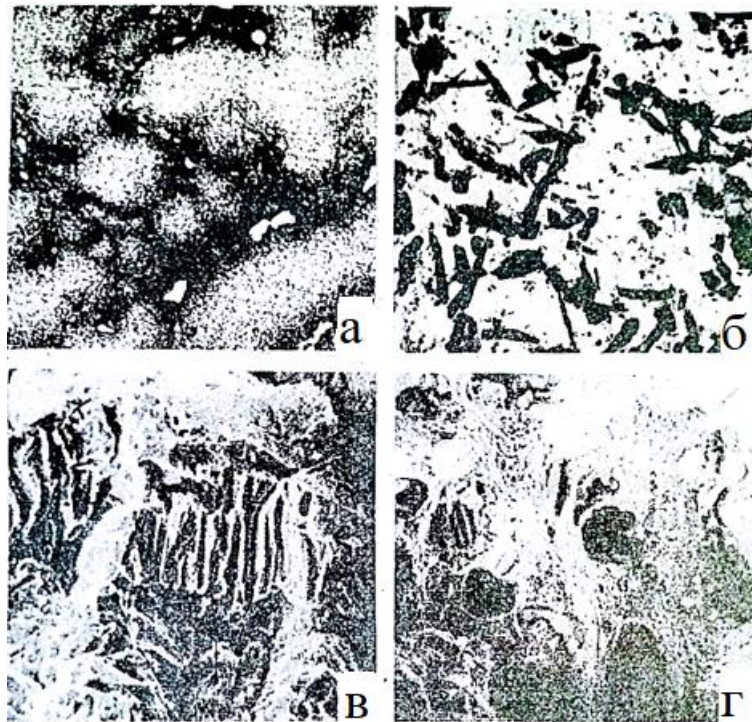
а – тривалість старіння 20 год; б – температура старіння 800°C; в – термічна обробка за режимом: 1250°C, 2 год., масло + 780°C, 20 год.

Рисунок 1.3 – Залежність механічних властивостей сплаву ХН30ВМ10 від режиму старіння (а, б) і температури випробування (в)

Особливістю сплаву є схильність до дисперсійного твердіння без попереднього гартування. Однак в цьому випадку він має вельми низьку ударну в'язкість, що складає, наприклад, після 20 годин старіння при температурі 800 °C 60 кДж/м², що в два рази нижче, чим після старіння попередньо загартованих зразків (рис. 1.3, а).

Результати вивчення температурної залежності властивостей сплаву ХН30ВМЮ при випробуванні на розтяг і ударний згин представлені на рис. 1.3, в. При 800 – 900 °С сплав зберігає границю текучості на рівні 200 – 240 МПа. Це в 2 – 2,5 рази вище, чим у штампових сталей мартенситного класу.

Після гартування і старіння сплав має мікроструктуру, показану на рис. 1.4, а, б. На рис. 1.4, а білі частинки представляють собою первинні надлишкові фази, а темні області відповідають скупченням дисперсних частинок зміцнювальних фаз. Голчасті частинки на рис. 1.4, б являються зміцнювальною фазою Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$, а порівняно рівно вісні – γ' – фаза типу Ni_3Al та карбідами типу Me_6C , $Me_{23}C_6$. Після термічної обробки на найкращу твердість (1250 °С, 2 год., масло + 800 °С, 20 год) кількість фази Лавеса складає 5,0%, а γ' – фази в сумі з карбідами 18,6%. Зі зростанням температури старіння до 850 °С кількість фази Лавеса збільшується. Хоча за твердістю сплав суттєво поступається найбільш теплостійким серійним штамповим сталям типу 5Х3ВМФС (ДИ23), проте при температурах вище 750 °С він має значно (в 1,5 – 2 рази) більші значення характеристик міцності, що і забезпечує йому суттєво кращу працездатність і, відповідно економічність при високотемпературних умовах експлуатації. Водночас резерв працездатності сплаву, на наш погляд, полягає в удосконаленні його термічної обробки для підвищення характеристик міцності [8].



а, б – термічна обробка за режимом: 1250°С, 2 год., масло + 800°С, 20 год;
в – 800°С, 20 год; г – 1250°С, 2 год., масло + 780°С, 20 год; а – х200; б – х20000;
в – х425; г – х355

Рисунок 1.4 – Мікроструктура (а, б) і вид зламів (в, г) сплаву ХН30ВМЮ

Вивчення зламів зразків після випробування на ударний згин показало, що у випадку старіння без попереднього гартування знеміцнення носить переважно крихкий характер і відбувається в основному уздовж міжфазних поверхонь розділу пограничних прошарків надлишкових фаз з аустенітною матрицею (рис. 1.4, в). Доля в'язкого транскристалічного руйнування складає 18,2%. Попереднє гартування, знижуючи кількість первинних надлишкових фаз і забезпечуючи більш рівномірне розподілення дисперсних частинок зміцнювальних фаз, підвищує долю в'язкого руйнування, яка після старіння при 780 °С складає 35,0% (рис. 1.4, г). Внаслідок цього, як зазначалося вище, після старіння з попереднім гартуванням сплав володіє більш високою ударною в'язкістю [8].

1.5 Сутність та переваги сходиноквого старіння сплавів та сплавів з дисперсійним твердінням

В основі теорії сходиноквого старіння полягає явище звороту. Воно визначається як зниження властивостей сталей та сплавів, які були попередньо надані старінню, при короткочасному високотемпературному нагріванні (нижче рівноважної кривої розчинності) до значень властивостей тільки загартованого стопу. Явище звороту некоректно уявляти як стадію повного розчинення виділень фази, що утворюється і вважати, що увесь процес перетворень у старіючих стопах можна поділити на дві незалежні стадії: низькотемпературне старіння з виділенням зон Гіньє – Престона (ГП) та високотемпературне – з утворенням метастабільних та стабільних фаз. Такий поділ звичайно відкидає можливість переходу однієї фази в іншу (наприклад, θ'' в θ' , або зон ГП у наступну фазу) при переході від низькотемпературного до високотемпературного старіння. Разом з тим, є відомість про наявність структурної спадковості у ланцюгу перетворень при розпаді твердого розчину сталей та сплавів. Аналіз структурних перетворень в процесі старіння, особливо при звороті, у ряді алюмінієвих сталей та сплавів із застосуванням електронної мікроскопії та рентгеноструктурного метода дозволяє встановити, що розподіл старіння на високотемпературне та низькотемпературне є умовним. Тому розпад в стопах за схемою: зони ГП \rightarrow метастабільна фаза \rightarrow стабільна фаза, слід розглядати як єдиний процес, в якому послідовні стадії перетворення спадково змінюють іншу. Ці дані про структурну спадковість свідчать про те, що процес звороту не завжди пов'язаний з повним розчиненням виділень. Є дані про дослідження процесу звороту у стопах Al-Ag та Al-Zn, на підґрунті яких був зроблений висновок, що не все зони ГП розчиняються на стадії звороту. Слід зазначити, що якщо б при звороті всі зони розчинилися, то при повторному старінні повинні були б

спостерігатися дрібні зони та меншої щільності (концентрація вакансій після гартування від температури високого нагріву значно нижче). Однак розміри зон ГП після звороту та наступного старіння були більше, ніж після прямого старіння тієї ж тривалості загартованого стопу. Це явище було пояснене на основі аналізу експериментальних даних з яких виходило, що мінімальна температура, вище якої відбувається повне розчинення когерентних виділень, не є константою для даного стопу, а залежить від температури та тривалості низькотемпературного старіння, тобто від розміру, форми та особливостей внутрішньої структури виділень. Зміна цих параметрів веде до різної стійкості виділень на початку високотемпературної стадії. Іншими словами, метастабільна границя розчинності зон ГП або проміжних виділень не є фіксованою для даного типу виділень. Таким чином, у ряді випадків є необхідним аналіз додаткових факторів, що приводять до звороту на стадії високотемпературного старіння сплаву [9].

Глибина звороту у стопах є тим більшою, чим більше невідповідність параметрів кристалічних ґраток матриці та виділення. В процесі ступеневого старіння на низькотемпературній стадії може відбуватися релаксація пружних напружень, яка здійснюється: по-перше, за рахунок міграції легуючого компонента і вакансій із зон ГП до повного (при повному звороті) або часткового (при неповному звороті) їх розчинення або зміни їх складу; по-друге, при переході кристалічної ґратки зон ГП або проміжних фаз у іншу модифікацію; по-третє, при утворенні навколо виділень епітаксильних дислокацій, внаслідок часткової або повної втрати когерентності без зміни типу кристалічної ґратки. Перший механізм релаксації сприяє звороту, в той час як останні підвищують стійкість виділень на високотемпературній стадії старіння. Розвиток релаксаційних процесів при низькотемпературному старінні, що призводить до часткової або повної втрати когерентності міжфазними межами, сприяє збільшенню термодинамічної стійкості частинок на стадії високотемпературного старіння і тим послаблює тенденцію до структурного звороту. Стійкість

зародкової фази при звороті зростає із збільшенням ізотермічної витримки при низькотемпературному старінні і є загальним явищем для сталей та сплавів і сталей, в яких первісні зародки здатні до росту при старінні [10].

Сходинкове старіння, яке поєднує в собі низькотемпературне та наступне високотемпературне старіння є ефективним як метод термічної обробки старіючих сталей та сплавів, при якому одночасно досягається підвищення міцності та пластичності цих сталей та сплавів. Є відомості про дослідження сталей та сплавів на основі нікелю, заліза та алюмінію з інтерметалідним та карбідним зміцненням та вивчення співвідношення в них міцності та пластичних властивостей після одно- та двоступеневого старіння. Вивчення механічних властивостей досліджених сталей та сплавів показало, що однією з головних переваг двоступеневого старіння є можливість отримання найкращого поєднання міцності та пластичності. Дані випробувань сталей 40X4Г18Ф та 60Н25Ю3Ф та нікелевого сплаву ЭИ437Б, свідчать, що при однаковому видовженні, значення границь міцності та текучості після ступеневого старіння знаходиться вище значень цих властивостей після одинарного старіння. Після подвійного старіння 700 °С, 10 год. + 850 °С значення σ_B та $\sigma_{0,2}$ для нікелевого стопу ЭИ437Б також покращується, підвищуючись на 20% у порівнянні зі стандартною обробкою 700 °С, 16 год. Або одинарною при 850 °С, а пластичність зберігається на попередньому рівні, або навіть декілька підвищується. З цього можна зробити висновок, що при однаковій пластичності сталей та сплавів, до яких була застосована комбінована обробка, мають більшу міцність, а при однаковій міцності – більшу пластичність, ніж стопи після одинарного ізотермічного старіння. Сприятливе співвідношення міцності та пластичності сталей та сплавів при двоступеневого старіння залежить також від правильного вибору режимів старіння. В результаті комбінованого старіння спостерігається відносно менше зниження, а у деяких випадках збереження або навіть деяке підвищення міцності. Це свідчить про те, що двоступеневе старіння є не просто достарювання, в

результаті якого при зміцненні пластичність повинна бути б суттєво понизитися. Ефект сходинкового старіння пов'язано з особливими змінами мікроструктури, що виникають тільки внаслідок впливу попереднього низькотемпературного старіння на процес розпаду при наступному високотемпературному [10].

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що сходинкове старіння створює у стопах більш рівномірне, а у деяких випадках близьке до впорядкованого розташування виділень у матриці при зменшенні інтервалу відхилень їх розмірів від середнього. Висока дисперсність частинок при двоступеневому старінні зумовлена тим, що високотемпературне старіння після низькотемпературного починається вже при наявності великої кількості центрів розвитку другої фази. Важливою особливістю структури після сходинкового старіння є також відсутність або, по меншій мірі, суттєве зменшення зон, вільних від виділень, поблизу границь зерен, крім того, грубих виділень метастабільної або стабільної фаз на самих границях. Це пояснюється тим, що старіння при знижених температурах відбувається в умовах більшого пересичення стопу вакансіями та легуючими компонентами, що забезпечують ефективно гомогенне зародження виділень та їх ріст рівномірно по всьому об'єму стопу. В умовах сильного пересичення стопу різко знижується енергія активації зародження когерентних виділень. Саме в результаті цього після низькотемпературного старіння відстань між частинками наближується до їх розмірів.

При звороті, який відбувається на початку високотемпературного старіння, відбувається розчинення нестійких частинок, а розподілення частинок котрі залишилися за розмірами стає більш однорідним. В результаті цього підвищується їх конкурентоспроможність, що попереджує появу крупних виділень при високотемпературному старінні. Особливості структурного механізму звороту є дія його як «сепаратора» при переході від низькотемпературного старіння до високотемпературного. В процесі звороту покращується розподіл частинок за розмірами, а при подальшому старінні

досягається більш впорядкований їх розподіл по всьому об'єму зерна стопу. Створена таким чином структура, генетично успадковується при високотемпературному старінні і є досить сприятливою для досягнення високих механічних властивостей. Рівномірний розподіл по об'єму зерна однорідних за розміром частинок, а також відсутність зон, вільних від виділень поблизу меж зерен, забезпечує достатньо високу однорідну пластичну деформацію зразків в процесі механічних випробувань, стабілізуючі стопи по відношенню до передчасної локалізації деформації та розвитку шейки на зразках при розтягненні, в яких при близьких, або навіть більших об'ємних долях дисперсійних виділень після ступеневого старіння, у порівнянні з одним високотемпературним, розкид відстані між частинками і їх розміру менше. Двоступеневе старіння є ефективним як у стопах, стабільних по відношенню до інших фазових перетворень, так і в стопах, який поряд з розпадом пересиченого твердого розчину відбувається, наприклад мартенситне перетворення [11].

Великий ефект сходинкового старіння спостерігається у стопах, в яких первісні зародки мають рівноважну або близьку до неї форму та навколо них немає значних пружних напружень, що заважають їх росту [11].

Іншим фактором, що забезпечує ефективність сходинкового старіння є відсутність повного звороту при обраному високотемпературному старінні. Якщо температура звороту лежить значно нижче, ніж температура старіння, як, наприклад, у стопі Al-Mg, то ступеневе старіння по відношенню до таких сталей та сплавів не буде ефективним. Зворот у цьому стопі проходить все при 20 – 50 °С, а високотемпературне старіння проводять при 150 – 160 °С, тобто в умовах, коли практично усі зони ГП розчиняються. Розпад твердого розчину відбувається при малій кількості центрів зародків, тому при сходинковому старінні не вдається отримати дисперсійні виділення великої щільності і, відповідно, високі механічні властивості.

Температура високотемпературної стадії повинна бути такою, щоб після звороту відбувалося помітне спадкування тонкої структури стопу, створеної попереднім старінням, а відповідно, і подальше підвищення властивостей [11].

1.6 Мета роботи та постановка задачі

Використання сплаву ХН30ВМЮ замість серійних штампових сталей є ефективним. Однак, є потреба підвищити твердість та високотемпературну міцність. Одним з ефективних шляхів є використання сходинкового старіння.

Вірний науково обґрунтований вибір режиму сходинкового старіння дозволяє забезпечити створення мікроструктури з більш рівномірним просторовим розташуванням частинок близького розміру, що визначає формування оптимального поєднання міцності та пластичності сталей та сплавів.

Враховуючи сказане, в роботі була поставлена мета підвищення твердості та високотемпературної міцності сплаву ХН30ВМЮ зі змішаним інтерметалідно-карбідним зміцненням шляхом використання сходинкового старіння.

Для виконання поставленої мети слід вирішити такі завдання:

- вибір матриці математичного планування та параметрів варіювання для сходинкового старіння;
- отримання рівняння регресії впливу сходинкового старіння на властивості;
- аналіз отриманих результатів та визначення оптимального режиму сходинкового старіння.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Хімічний склад та технологія отримання

Для високих температур експлуатації пресових інструментів та інших виробів обрано сплав на залізо-нікелевій основі марки ХН30ВМЮ з дисперсійним твердінням. Вміст компонентів в сплаві знаходиться в межах: С 0,12-0,2 Cr 13,0-17,0; Ni 27-32; W 5-7; Мо 4-6; Al 1,0-1,4; Si до 0,4; Mn до 0,6; Fe – решта. Сплав має ГЦК кристалічну ґратку основи, а легування забезпечує йому зміцнення при старінні за рахунок виділення дисперсних частинок карбідів типу $M_{23}C_6$, M_6C і інтерметалідів γ' - фази типу Ni_3Al та фази Лавеса $Fe_2(W, Mo)$.

Сплави для досліджень виплавляли у відкритій індукційній печі ємністю 50 кг з використанням в якості шихтових матеріалів металів промислової чистоти. Розкислення проводили алюмінієм (0,1 – 0,2%), кремнієм (0,2 – 0,4%) і марганцем (0,3 – 0,5%). При виплавці сплавів, легованих алюмінієм та титаном, вказані елементи вводили в останню чергу (за 5-7 хвилин до розливання). Температура розливання становила 1520 – 1560 °С. За 1 – 2 хвилини перед розливанням в розплав вводили 0,04% магнію (у вигляді нікель-магнієвої лігатури) і 0,01% бору (у вигляді нікель-бору або хром-бору). Розливання виконували в шамотні труби діаметром 80 мм. Отримані литі електроди (довжиною близько 800 мм) піддавали електрошлаковому переплаву на установці А-550 в кристалізаторі діаметрами 110 або 150 мм. При переплаві використовували флюс АНФ-ІІІ. Було встановлено, що у процесі електрошлакового переплаву відбувається зниження вмісту титану на 7, а алюмінію на 4% відносних. Це відповідним чином враховувалось при виборі хімічного складу електродів

2.2 Виготовлення зразків та термічна обробка

Зразки для механічних випробувань виготовляли із отриманих після переплаву злитків діаметром 80 – 150 мм і висотою 150 – 250 мм. Спочатку їх розділили уздовж на плити товщиною 15 – 20 мм, попередньо обрізавши верх та низ злитку приблизно на 30 мм. Після гартування плити розрізали в поздовжньому напрямку на заготовки, з яких виготовляли зразки для механічних випробувань. Кінцева термічна обробка зразків (старіння) проводилось в захисній упаковці після повного їх виготовлення.

Температуру гартування обрали 1250 °С з охолодженням у воді, маслі та на повітрі, а старіння проводили в інтервалі температур 650 – 850 °С на протязі 2 – 50 годин. При дослідженні впливу легувальних елементів на мікроструктуру і механічні властивості термічна обробка сплавів, зміцнених γ' – фазою, складалася із гартування в маслі після 2 годинної витримки при температурі 1220 °С з наступним старінням при 780 °С (сплави на залізо-нікелевій основі) або 800 °С (сплави на нікелевій основі) на протязі 10 годин. Механічні властивості сплавів з фазою Лавеса і зі змішаним зміцненням, отриманих методом електрошлакового переплаву, а також нікелевих сплавів визначали після гартування в воді від температур 1280 – 1300 °С (витримка 1 година) і наступного старіння при 850 °С на протязі 10 годин. Термічна обробка сплавів проводилась за режимом: 1250 °С, 2 години, масло + 800 °С, 20 годин.

2.3 Методи дослідження

2.3.1 Механічні випробування

Визначення твердості вивчених сплавів при кімнатній температурі проводилось за Роквеллом. При твердості менше 20 HRC переходили від вимірювань за шкалою С (алмазний конус) до шкали В (сталева кулька). Попередньо було встановлено, що для дослідження аустенітних сплавів при переході від однієї шкали до іншої спостерігається відповідність 20 HRC до твердості 100 HRB. Це співпадає з переводом чисел твердості.

При підвищених температурах (750 – 1000 °С) твердість вимірювали за Брінеллем на установці «Amsler». Індикатором слугував алундовий наконечник з радіусом закруглення 2,5 мм. Навантаження складало 250 МПа. Перед навантаженням наконечник разом зі зразком прогрівався до температури випробування. Час витримки під навантаженням дорівнювало 30 с.

Випробування на розтяг проводились на розривній машині ЦД-10. Зразки мали діаметр робочої частини 5 мм і розраховану довжину 25 мм при загальній довжині 75 мм. Ударну в'язкість визначили на зразках з надрізом радіусом 1 мм. Температура випробування на розтяг і ударний згин знаходилась в інтервалі 20 – 950 °С .

Вимірювання ударної в'язкості проводили на зразках Менаже з надрізом радіусом 1 мм. Випробування на ударних згин виконувались на маятникового копрі.

Слід відзначити, що властивості всіх виготовлених сплавів визначали як середнє значення із 3 – 4 зразків.

2.3.2 Металографічні дослідження мікроструктури

Для проведення дослідження спочатку готували мікро шліфи зразків. Вивчення мікроструктури сплаву, як в литому стані, так і після термічної обробки, проводилось травлення в реактиві Марбле (100 мл HCl + 20 г CuSO₄ + 100 мл H₂O). Зразки сплаву в литому стані і після повної термічної обробки потребували для виявлення мікроструктури витримки в реактиві 8 – 10 секунд, після гартування 150 – 170 секунд. Після цього зразки промивали у воді і сушили фільтрованим папером. Металографічне дослідження мікроструктури проводили на фотомікроскопі «NEOPHOT 21» при 200- і 1000 кратному збільшенні.

2.3.3 Електронно-мікроскопічне дослідження

Електронно-мікроскопічне дослідження сплаву ХН30Вмю проводилось на просвічуючому мікроскопі ЕМВ-100А з використанням вуглецевих реплік. Травлення зрізків для виготовлення реплік виконувалося таким же чином, як і для металографічного дослідження [12].

Протравлені зразки напиляли в напилювальній установці НВА 120/2 шляхом безпосереднього осадження випаровуваного вуглецю у вакуумі на поверхню зразка. Для електролітичного відокремлення реплік використовувався спиртовий розчин азотної кислоти (10%-ний). Щільність складала 0,5 а/см². Відокремлені репліки промивалися в дистильованій воді. Після промивки репліки переміщувались на мідну дрібно сітчасту поверхню діаметром 3мм. Електронно-мікроскопічне дослідження проводилось при збільшенні 10000 та 20000 разів.

2.3.4 Використання методики математичного планування

Планування експерименту – це процес вибору числа і умов проведення дослідів, необхідних і достатніх для рішення поставлених задач з потрібною точністю [13].

Повний факторний експеримент (ПФЕ) виконують з метою побудови математичної регресійної залежності, що об'єднує різні технологічні або інші фактори з параметром, який необхідно визначити.

Властивості факторів:

- фактор заданий, якщо з його назвою задана область його визначення, тобто значення фактору може бути задане у певному інтервалі;
- фактор повинен бути керованим (утримуватися на заданому рівні, незалежно від рівнів інших факторів);
- операціональним (є послідовність дій, за допомогою яких встановлюються його рівні);
- повинна забезпечуватися висока точність заміру фактору;
- однозначним (тобто фактор не є функцією інших факторів). Наприклад, швидкість дифузії не може бути прийнята як фактор, тому що вона залежить від ряду факторів: концентрації, площі поверхні зіткнення, коефіцієнта та розчинення);
- фактори повинні бути сумісними (безпечними, здійсненними).

Повний факторний експеримент реалізує всі неповторні комбінації рівнів n незалежних змінних, кожна з яких змушено варіюється на двох рівнях. Кількість точок спостережень в цьому плані $N = 2^n$, де n – число факторів, які варіюються у двох рівнях. Умови експерименту представляються у вигляді таблиці, яка називається матрицею планування, де рядки відповідають різним дослідом, стовпці – значенням факторів [13].

На вибір інтервалу варіювання також накладаються обмеження: він не повинен бути менше похибки, з якою фіксується рівень фактору, та не може бути настільки великим, що верхній і нижній рівень опинилися за межами.

На першому етапі відбувається формування активної частини матриці.

В матриці планування верхньому рівню x_i відповідає «+1», а нижньому «-1» (для спрощення запису «+» та «-»). Координати центру дорівнюють нулю і співпадають з початком координат [14].

У відповідності з активною частиною матриці формується експеримент. В першому досліді значення факторів примусово виставляємо на нижньому рівні. В цій матриці жоден дослід не повторюється і жоден дослід не пропускається. Це можна спостерігати в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Матриця планування експерименту

№	x_0	x_1	x_2	x_3	x_4	x_1x_2	x_1x_3	x_1x_4	x_2x_3	x_2x_4	x_3x_4	y
1	1	-1	-1	1	1	1	-1	-1	-1	-1	1	y_1
2	1	1	-1	1	-1	-1	1	-1	-1	1	-1	y_2
3	1	-1	1	1	-1	-1	-1	1	1	-1	-1	y_3
4	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	y_4
5	1	-1	-1	-1	-1	1	1	1	1	1	1	y_5
6	1	1	-1	-1	1	-1	-1	1	1	-1	-1	y_6
7	1	-1	1	-1	1	-1	1	-1	-1	1	-1	y_7
8	1	1	1	-1	-1	1	-1	-1	-1	-1	1	y_8
9	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	y_9
10	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	y_{10}
11	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	0	y_{11}

При рішенні різних задач використовують математичну модель об'єктів дослідження – рівняння, що зв'язує параметр оптимізації з факторами:

$$y = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + \dots + b_ix_i$$

Коефіцієнти регресії (b), що оцінюють вплив кожного з факторів та ефекти взаємодії факторів розраховують за формулою:

$$b_0 = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N y_j$$

$$b_i = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N x_{ij}y_j$$

де N – кількість експериментів;

x_{ij} – вплив кожного фактору;

y_i – експериментальні значення параметра оптимізації.

При перевірці значимості коефіцієнтів першим способом для визначення довірчого інтервалу обчислюють дисперсію коефіцієнтів регресії. Дисперсію $S^2\{b_i\}$ i -го коефіцієнта визначають за виразом:

$$S_y^2 = \frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n (\bar{y} - y_i)^2$$

де n – кількість ступенів свободи;

\bar{y} – середнє значення параметри оптимізації на нульовому рівні;

y_i – значення параметра оптимізації на нульовому рівні.

Довірчий інтервал Δb_i знаходять за формулою:

$$\Delta b_i = \pm t S_b$$

де t – коефіцієнт Стьюдента і дорівнює 4,3.

Потім порівнюються значення коефіцієнтів регресії та ефектів взаємодії з довірчим інтервалом, якщо значення коефіцієнту b менше за довірчий інтервал, то такий коефіцієнт є не значимим і в математичну модель він не вписуємо [14].

Далі підставляються значення факторів для кожного досліду (x) та знаходяться розрахункові значення параметра оптимізації (y).

Дисперсія адекватності, характеризує розсіяння імперичних значень y відносно розрахункових y , визначених по знайденому рівнянню регресії. Дисперсію адекватності визначають за формулою:

$$S_{ад}^2 = \frac{\sum(\bar{y}_i - \hat{y}_i)^2}{N - (k + 1)}$$

де \bar{y} – розрахункове значення параметра оптимізації;

y_i – експериментальні значення параметра оптимізації;

N – кількість експериментів;

k – кількість факторів.

Останнім етапом обробки результатів експерименту є перевірка гіпотези адекватності знайденої моделі. Гіпотезу перевіряють за F -критерієм Фішера:

$$F_p = \frac{S_{ад}^2}{S_y^2}$$

F – критерій Фішера за таблицею дорівнює $F_T = 19,2$. Порівнюємо значення критерія Фішера табличне і розрахункове. Так як $F_p < F_T$ рівняння адекватне.

3 ДОСЛІДЖЕННЯ СХОДИНКОВОГО СТАРІННЯ СПЛАВУ

3.1 Вибір матриці планування та режимів сходинкового старіння

Рекомендована зміцнювальна термічна обробка сплаву ХН30ВМЮ полягає в гартуванні від температури 1250 °С (витримка 2 години) в маслі та наступного старіння 800 °С, 20 годин. В загартованому стані сплав має твердість 86 HRB (тобто нижче мінімальних значень вимірювань за шкалою HRC). Після наступного старіння твердість зростає до 22 HRC (більше 100 HRB), а механічні властивості при температурі 750°С складають близько наступних значень: границя текучості – 200 Н/мм², границя міцності – 370 Н/мм², відносне подовження – 29%, відносне звуження – 42%, ударна в'язкість – 43Дж/см². Хоча за твердістю сплав суттєво поступається найбільш теплостійким серійним штамповим сталям типу 5Х3ВМФС (ДИ23), проте при температурах вище 750 °С він має значно (в 1,5 – 2 рази) більші значення характеристик міцності, що і забезпечує йому суттєво кращу працездатність і, відповідно економічність при високотемпературних умовах експлуатації. Водночас резерв працездатності сплаву, на наш погляд, полягає в удосконаленні його термічної обробки для підвищення характеристик міцності [15].

Пошук ефективних режимів сходинкового старіння виконували при різних способах (послідовностях) зміни температур старіння: спочатку низькотемпературне, потім високотемпературне (НТ + ВТ) та навпаки – спочатку високотемпературне, потім низькотемпературне (ВТ + НТ). Сходинкове старіння виконували після попереднього гартування за тим же режимом, що і для одинарного (1250 °С, витримка 2 години, охолодження в маслі). Дослідження впливу сходинкового старіння на твердість та ударну в'язкість виконували за методикою математичного планування експерименту з використанням дрібної репліки 2⁴⁻¹. Визначальний контраст відповідав співвідношенню $X_1X_2X_3 = X_4$.

Усього виконувалось 11 дослідів, з яких перші 8 відповідали матриці планування, а останні 3 – нульовому рівню і використовувались для визначення дисперсії відтворюваності. Електронно-мікроскопічне дослідження мікроструктури проводили з використанням вуглецевих реплік.

Після рекомендованої термічної обробки з одинарним старінням сплав мав структуру, що наведено на рисунку 3.1.

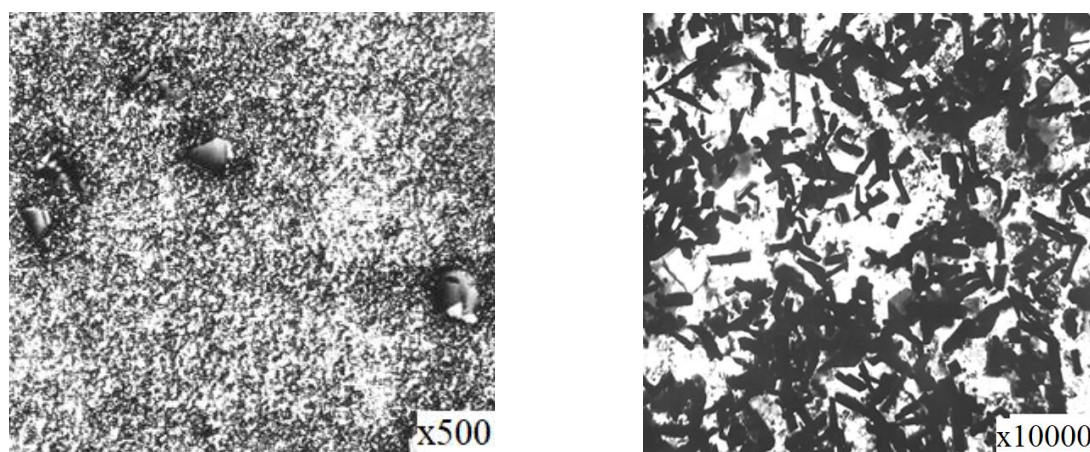


Рисунок 3.1 – Мікроструктура сплаву ХН30ВМЮ після гартування від температури 1250 °С, 2 години в маслі та наступного старіння 800 °С, 20 годин

В сплаві присутні в невеликій кількості крупні глобулярні частинки первинних надлишкових фаз (рис.3.1), а дисперсні частинки зміцнювальних фаз, що виділились при старінні, мають різну морфологію. Згідно результатам електронно-графічного аналізу частинки порівняно рівно вісної форми відповідають карбиду $M_{23}C_6$ та γ' - фази типу Ni_3Al , а стрижнеподібні частинки, що розподілені окремо у вигляді скупчень (перехресть) – фазі Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$. Відомо, що за температурами утворення в сталях та сплавах на основі ГЦК кристалічної ґратки вказаним зміцнювальним фазам відповідає наступна послідовність утворення: карбід типу $M_{23}C_6$ – близько 650 °С, γ' - фази – 750 °С, фаза Лавеса – 800 °С. Однак, згідно попереднім дослідженням, характерною

особливістю дисперсійного твердіння дослідженого сплаву є те, що більш раннє виділення частинок карбїду типу $M_{23}C_6$, пришвидшує утворення при старінні частинок фази Лавеса. Така роль карбїдів обумовлена тим, що голчасті частинки фази Лавеса зароджуються на їх поверхні, як на підкладці. Це видно з рисунку 3.2 при температурі старіння, що відповідає виділенню карбїдної фази [15].

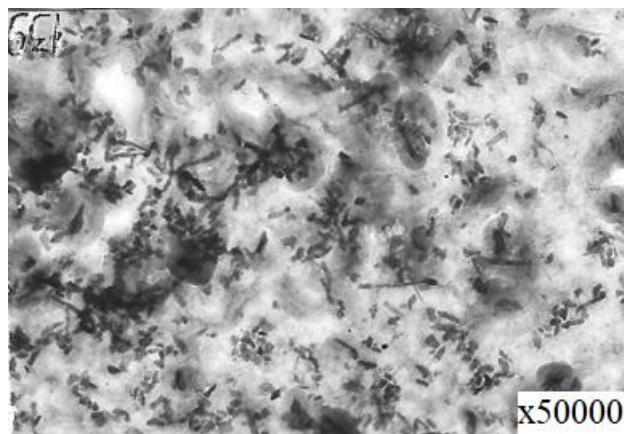


Рисунок 3.2 – Мікроструктура сплаву ХН30ВМЮ після гартування та старіння за режимом 650 °С, 10 годин

При відсутності або малій кількості, карбїдів (меншому вмісті вуглецю) частинки фази Лавеса при цій температурі старіння ще не утворювалися. Важливо, що легування сплаву вуглецем не тільки пришвидшує утворенню частинок фази Лавеса, а й зменшує їх схильності до коагуляції при зростанні температури витримки. Вказана особливість виділення частинок фази Лавеса сприяти ефективності сходинкового старіння сплаву.

3.2 Виконання експерименту та отримання рівняння регресії

Розглянемо схему ступінчатого старіння з послідовним зростанням температури (НТ + ВТ). В цьому випадку варіювались значення трьох різних температур старіння, та час старіння для однієї з температур. Обрані значення температур та часу старіння відповідали найбільш інтенсивному утворенню різних фаз, що змінюють сплав. Параметрами оптимізації були твердість (HRC) та ударна в'язкість (KCU), яка визначалась при температурі 750°C. Остання характеристика вибрана для контролю схильності для гарячої деформації металів. Рівні та інтервали варіювання незалежних факторів ступінчастого старіння наведені в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Умови побудови факторного плану 2^{4-1} для трьохсходиного старіння за схемою НТ + ВТ

Найменування	Температура I сходинок, °C	Температура II сходинок, °C	Час витримки для II сходинок, годин	Температура III сходинок, °C
Кодове позначення	X_1	X_2	X_3	X_4
Нижній рівень	650	725	5	800
Середній рівень	675	750	10	825
Верхній рівень	700	775	15	850
Інтервал варіювання	25	25	5	25

Значення температур першої сходинок старіння обрані для виділення карбідних фаз, другої γ' - фази типу Ni_3Al , третьої – фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$. Час старіння для першої та третьої сходинок був фіксованим і складав 10 годин та 20 годин відповідно, а для другої сходинок варіювався в межах, вказаних в таблиці 3.1.

Згідно отриманих результатів дослідів твердості сплаву, в залежності від режиму старіння, змінювались від 23 до 27 одиниць, а ударна в'язкість в межах 32-44 Дж/см². За отриманими даними розраховані рівняння регресії, які, після виключення незначущих коефіцієнтів, мають наступний вигляд:

$$HRC = 24,4 - 0,5 X_1 - 0,3 X_2 + 0,6 X_3 - 1,4 X_4 - 0,4 X_1 X_2;$$

$$KCU^{750}, \text{ Дж/см}^2 = 36,1 + 1,5 X_1 - 2,1 X_2 - 1,6 X_1 X_2 + 1,1 X_1 X_3.$$

Результати плану експерименту наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Результати плану експерименту

№ дослідів	Кодові позначення				Температура I сходинок, °C	Температура II сходинок, °C	Час витримки для II сходинок, годин	Температура III сходинок, °C	HRC	KCU ⁷⁵⁰ , Дж/см ²
	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄		
1	-	-	-	-	650	725	5	800	26,0	35
2	-	-	+	+	650	725	15	850	23,7	35
3	-	+	-	+	650	775	5	850	23,0	35
4	+	-	-	+	700	725	5	850	22,7	38
5	+	+	-	-	700	775	5	800	23,8	33

Продовження таблиці 3.2

6	-	+	+	-	650	775	15	800	27,1	33
7	+	-	+	-	700	725	15	800	26,5	44
8	+	+	+	+	700	775	15	850	22,6	34
9	0	0	0	0	675	750	10	825	24,5	31
10	0	0	0	0	675	750	10	825	24,0	33
11	0	0	0	0	675	750	10	825	24,2	32

Наявність в рівняннях нелінійних членів ускладнює оптимізацію режиму сходинкового старіння.

3.3 Вибір найбільш ефективного результату сходинкового старіння

Пошук найбільш ефективного режиму старіння виконували шляхом дослідження області навколо досліду з найкращим рівнем характеристик (7 дослід). Такому досліді відповідає сходинкове старіння за режимом: 700°C, 10 годин + 725°C, 15 годин + 800°C, 20 годин ($X_1 = +1$, $X_2 = -1$, $X_3 = +1$, $X_4 = -1$). Цей режим старіння забезпечує твердість 27 HRC та ударну в'язкість 44 Дж/см², що переважає відповідні характеристики після одинарного старіння. З метою пошуку можливостей ще більшого підвищення твердості виконано уявне варіювання незалежних змінних навколо цього досліду в межах $-2 < X_i < 2$. Найбільше значення твердості, що складало 29 HRC, при досить високій ударній в'язкості 48 Дж/см² відповідають наступному уявному експерименту: $X_1 = +1,5$; $X_2 = -1,5$; $X_3 = +2$; $X_4 = -2$. Для такого режиму сходинкового старіння температури першої та другої сходинок співпадають і дорівнюють близько 710°C, час старіння

для другої сходинки складає 20 годин, а температура третьої сходинки – 775°C. Збіг температур перших двох сходинок дозволяє їх об'єднати і спростити сходинкове старіння до режиму 710°C, 30 годин + 775°C, 20 годин. Реалізація вказаного режиму старіння забезпечила сплаву твердість 29 HRC (тобто таку ж, як передбачалась згідно рівняння регресії), і наступні механічні властивості при температурі 750°C: границя текучості – 284 Н/мм², границя міцності – 419 Н/мм², відносне подовження – 32%, відносне звуження – 44%, ударна в'язкість 48 Дж/см². Тобто в порівнянні зі звичайним (одинарним) старінням досягнуто зростання твердості на 7 одиниць HRC, границі текучості на 80 Н/мм² та границі міцності на 50 Н/мм² без зменшення характеристик пластичності та ударної в'язкості.

При дослідженні сходинкового старіння за схемою ВТ + НТ експеримент виконували для двох сходинок за умов, що наведені в таблиці 3.3

Таблиця 3.3 – Умови побудови факторного плану 2⁴⁻¹ для двосходинкового старіння за схемою ВТ + НТ

Найменування	Температура I сходинки, °C	Час витримки для I сходинки, годин	Температура II сходинки, °C	Час витримки для II сходинки, годин
Кодове позначення	X ₁	X ₂	X ₃	X ₄
Нижній рівень	800	20	725	5
Середній рівень	825	25	750	10
Верхній рівень	850	30	775	15
Інтервал варіювання	25	5	25	5

В цьому випадку температура та час першої сходінки старіння варіювались для найбільш повного виділення фази Лавеса, а параметри другої сходінки повинні забезпечувати додаткове виділення зміцнювальних фаз більшої дисперсності. За результатами реалізації 11 дослідів обраної матриці планування отримані значення твердості змінювались в межах 18-24 HRC та ударна в'язкість від 34 до 55 Дж/см². Відповідні рівняння регресії були такими:

$$\text{HRC} = 20,4 - 1,5 X_1 + 0,5 X_3 + 0,6 X_1 X_2 + 0,5 X_1 X_3;$$

$$\text{КСУ}^{750}, \text{ Дж/см}^2 = 41,5 + 2,7 X_1 - 2,2 X_2 - 2,2 X_3 - 2,6 X_1 X_2 - 1,9 X_1 X_3 + \\ + 20 X_2 X_3.$$

Отриманим рівнянням властива ще більша нелінійність порівняно з попередньою схемою сходінкового старіння. До того ж для такого старіння досягнуті значення твердості є меншими. Це свідчить про меншу ефективність та недоцільність подальшого дослідження ступінчастого старіння за такою схемою, як ВТ + НТ.

3.4 Пояснення та використання сходінкового старіння

Таким чином, за результатами виконаних досліджень, як найбільш ефективний, може бути рекомендовано наступний режим термічної обробки зі сходінковим старінням для інструментів гарячого пресування металів зі сплаву ХН30ВМЮ: гартування 1250 °С, витримка 2 години, охолодженням в маслі та сходінкове старіння 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин. Мікроструктура наведена на рисунку 3.3.

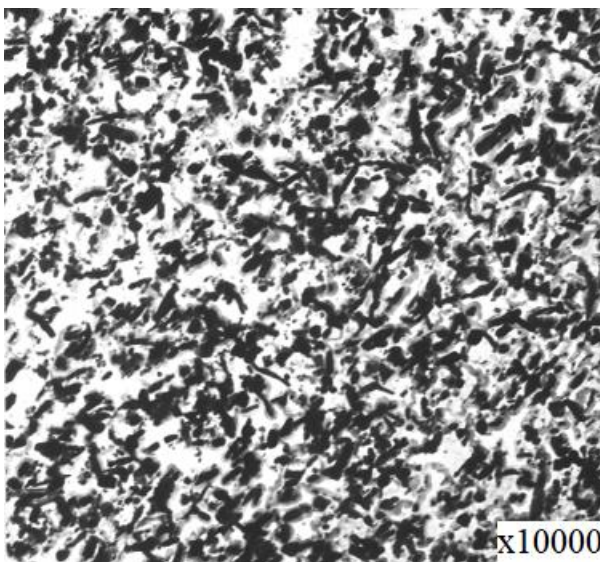


Рисунок 3.3 – Мікроструктура сплаву після гартування та сходинкового старіння 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин

Видно, що використання вказаного сходинкового старіння обумовлює більшу дисперсність, отже і кількість, частинок зміцнювальних фаз, зокрема фази Лавеса типу $Fe_2(W, Mo)$, порівняно з попередньо рекомендованим одинарним старінням (рис. 3.1, б). Така зміна характеру дисперсійного твердіння і забезпечує кращий комплекс властивостей сплаву.

Після такого сходинкового старіння сплаву стійкість виготовлених з нього матриць при гарячому пресуванні прутків з мідних сплавів зросла в 5 разів порівняно з матрицями з серійної високотеплостійної штампової сталі марки 5ХЗВЗМФС (ДИ23).

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА НАВКОЛИШНЬОГО СЕРЕДОВИЩА

В розділі надані основні заходи з охорони праці при дослідженні ефективності сходиноквого старіння сплаву з інтерметалідно-карбідним зміцненням для інструментів гарячого деформування металів.

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 захисних пристроїв, втратою конструкційної міцності будівель та споруд.

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

в) Можливість отримання механічних травм при підготовці зразків для подальшої термічної обробки, дослідження мікроструктури зразків з використанням абразивного інструменту.

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

д) 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.

е) Невідповідність вимогам ДБН В.2.5-28-2006 «Природне та штучне освітлення» що призводить до зниження працездатності.

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

ж) 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 [16]:

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 3. 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), спецодяг (ГОСТ 12.4.049-78) та спецвзуття (ГОСТ 28507-99).

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 – 1мм.

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 перевищує 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 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].

д) 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

е) Освітлення в приміщенні повинно відповідати вимогам ДБН В.2.5-28-2006 «Природне та штучне освітлення» [17]:

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 [17].

Для освітлення приміщень слід використовувати, як правило, найбільш економічні розрядні лампи. Використання ламп розжарювання для загального освітлення допускається тільки у випадках неможливості або техніко-економічної 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 [17].

Нормою освітлення для приміщень дослідницької лабораторії є 300лк.

Розрахунок освітленості приміщення дослідницької лабораторії

1. Визначаємо сумарний світловий потік освітлювальної установки Φ_{Σ}

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{E_n \cdot A \cdot B \cdot K_z \cdot Z}{\eta}$$

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

$$N_{\text{св}} = \frac{\Phi_{\Sigma}}{\Phi_{\text{л}}}$$

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

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

5. Перевірка емпіричним методом

На рисунку 4.1 зображено схему розташування світильників

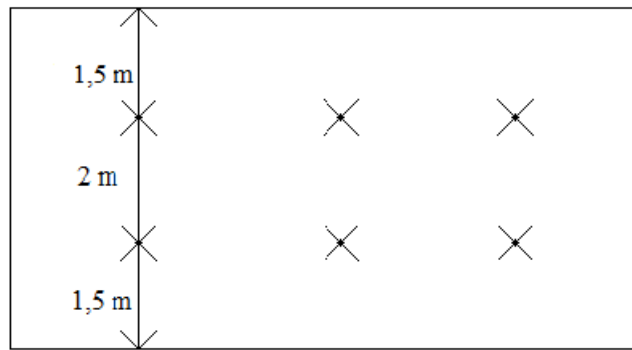


Рисунок 4.1 – Схема розташування світильників

6. Чисельна перевірка типу світильника і кількості стандартних ламп

$$E_p = (-10\% \dots +20\%) \cdot E_n$$

Розраховуємо загальну розрахункову освітленість

$$E_p = \frac{\Phi_{л} \cdot N_{л} \cdot \eta}{A \cdot B \cdot K_3 \cdot z}$$

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

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

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

Відповідно до СанПі 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 з пожежної безпеки та режими функціонування системи цивільного захисту

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

«Заходи з пожежної безпеки» розробляється відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні» [18].

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) [18].

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

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-ВКб». 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. [19].

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,

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.

5.2 Техніко-економічні розрахунки

В таблиці 5.1 наведено техніко-економічні характеристики пресових інструментів.

Таблиця 5.1 – Техніко-економічні характеристики пресових інструментів

Найменування виробу	Базовий виріб	Новий виріб
1. Інструмент	ДИ23(5Х3В3МФС)	ХН30ВМЮ
2. Технологія зміцнення	Гартування	Гартування + сходинокве старіння
3. Норма часу на т.о. та механічну обробку	35	52
4. Програма випуску, шт	500	500

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

Вартість сировини та основних матеріалів наведена в таблиці 5.2

Таблиця 5.2 – Вартість основних матеріалів при термічній обробці

Найменування сировини та основних матеріалів	Норма використання	Ціна, грн	Вартість, грн
ХН30ВМЮ	5 кг	160 грн/кг	800
Масло індустріальне	30 л	50 грн/л	1500
Разом	-	-	2300

Вартість купівельних комплектуючих виробів розраховується на основі норм використання й цін, з урахуванням транспортно – заготівельних витрат.

Основна заробітна плата основних виробничих робітників на одиницю виробу розраховується на основі трудомісткості виготовлення та часових тарифних ставок.

Розрахунок основної заробітної плати на одиницю продукції наведений в таблиці 5.3

Таблиця 5.3 – Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка)

Найменування операції	Норма часу, годин	Розряд робіт	Часова тарифна ставка, грн.	Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка), грн.
Гартування	2	V	60	120
Старіння	50	V	60	3000
Усього				3120

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:

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{K_d}{100}, \text{ грн}$$

де K_d – процент додаткової заробітної плати.

$$ЗД = 3120 \cdot \frac{40}{100} = 1248 \text{ грн}$$

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:

$$ВС = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{K_{вс}}{100}, \text{ грн}$$

де ПП – премії з прибутку, грн;

$K_{вс}$ - % відрахування на соціальні заходи.

$$ВС = (3120 + 1248 + 40) \cdot \frac{22}{100} = 969,76 \text{ грн}$$

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:

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100}, \text{ грн}$$

де α - % загально виробничих витрат.

$$ЗВВ = 3120 \cdot \frac{400}{100} = 12480 \text{ грн}$$

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 500% від основної заробітної плати основних виробничих робітників та розраховуються за формулою:

$$АВ = ЗО \cdot \frac{\beta}{100}, \text{ грн}$$

де β - % адміністративних витрат.

$$AB = 3120 \frac{500}{100} = 15600 \text{ грн}$$

Витрати на технологічну електроенергію:

$$E_s = C \cdot t$$

де C – ціна 1 кВт електроенергії;

t – норма часу.

$$E_s = 2,68 \cdot 52 = 139,36 \text{ грн}$$

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

$$BZ = C_v \cdot \frac{\gamma}{100}, \text{ грн.}$$

де C_v – собівартість виробнича, грн;

γ - % витрат на збут .

$$BZ = 19457,12 \frac{2}{100} = 389,14 \text{ грн}$$

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

$$П = C \cdot \frac{P}{100}, \text{ грн}$$

де P – рентабельність виробу, %.

$$П = 35057,12 \frac{30}{100} = 10517,13 \text{ грн}$$

Податок на додану вартість згідно законодавства становить 20% від оптової ціни і розраховується за формулою:

$$ПДВ = Ц \cdot \frac{H_{\text{ндв}}}{100}, \text{ грн}$$

де $H_{\text{ндв}}$ – норматив податку на додану вартість, %.

$$ПДВ = 45574,25 \frac{20}{100} = 9114,85 \text{ грн}$$

Ціна продажу виробу розраховується за формулою:

$$Ц_{\text{пр}} = Ц + ПДВ, \text{ грн}$$

$$Ц_{\text{пр}} = 45574,25 + 9114,85 = 54689,1 \text{ грн}$$

Калькуляція собівартості і ціни продукції наведена в таблиці 5.4

Таблиця 5.4 – Калькуляція собівартості термічної обробки

Статті витрат	Сума для базового виробу, грн	Сума для нового виробу, грн
Сировина і основні матеріали	1500	1500
Купівельні комплектуючі вироби	-	-
Основна заробітна плата основних виробничих робітників	2100	3120
Додаткова заробітна плата основних виробничих робітників	840	1248
Відрахування на соціальні заходи з заробітної плати основних виробничих робітників	655,6	969,76
Електроенергія технологічна	93,8	139,36
Загальновиробничі витрати	8400	12480
Собівартість виробнича	13589,4	19457,12
Адміністративні витрати	10500	15600
Витрати на збут	271,78	389,14
Собівартість повна	24361,18	35057,12
Прибуток	7308,35	10517,13
Податок на додану вартість	6333,91	9114,85
Ціна продажу	38003,44	54689,1

Економічна ефективність інноваційного проекту розраховується за показником економії експлуатаційних витрат:

$$E = (C_6 \cdot 1,5 - C_H) \cdot 500$$
$$E = (13589,4 \cdot 1,5 - 19457,12) \cdot 500 = 463500 \text{ грн}$$

В ході економічних розрахунків було визначено повну собівартість нового інструменту яка становить 19457 грн., прибуток в розмірі 10517 грн., податок на додану вартість та ціну продажу які становлять 9114 та 54689 грн. відповідно.

Отже, видно, що використовуючи лише один новий інструмент можна замінити п'ять базових інструментів використовуючи на це лише в два рази більше матеріалу. Виходячи з цього новий виріб є економічно доцільним.

ВИСНОВКИ

1. Обрано інтервали варіювання температури сходинкового старіння для матриці планування 2^{4-1} . Отримані рівняння регресії опису впливу сходинкового старіння на твердість та ударну в'язкість сплаву ХН30ВМЮ.

2. Обрано найбільш ефективний режим сходинкового старіння матриці планування для подальшого вдосконалення.

3. При варіювання обраного дослідів незалежних змінних в межах $-1 < X_i < 1$, встановлено, що найкращі результати, отримані для дослідів за режимом: 700°C, 10 годин + 775°C, 15 годин + 800°C, 20 годин ($X_1 = +1$, $X_2 = -1$, $X_3 = +1$, $X_4 = -1$). Цей режим старіння забезпечує твердість 27 НРС та ударну в'язкість 44 Дж/см², що переважає відповідні характеристики після одинарного старіння.

4. За додатковими результатами досліджень та варіювання параметрів незалежних факторів в інтервалі $-2 < X_i < 2$ дозволило отримати найбільше значення твердості, що складало 29 НРС, при досить високій ударній в'язкості 48 Дж/см² відповідають наступному уявному експерименту: $X_1 = +1,5$; $X_2 = -1,5$; $X_3 = +2$; $X_4 = -2$. Такі показники забезпечило сходинкове старіння за таким режимом: 710°C, 30 годин + 775°C, 20 годин.

5. Ефективність сходинкового старіння забезпечується внаслідок більшої дисперсності частинок зміцнювальної фази і більшої їх кількості.

6. За результатами досліджень, як найбільш ефективний, може бути рекомендовано наступний режим термічної обробки для інструментів гарячого пресування металів зі сплаву ХН30ВМЮ: гартування 1250 °С, витримка 2 години, охолодженням в маслі та сходинкове старіння 710 °С, 30 годин + 775 °С, 20 годин. Цей режим термічної обробки підвищує стійкість пресованих матриць в п'ять разів.

7. Розглянуто правила техніки безпеки та охорони оточуючого середовища. Проаналізовані правила виробничої санітарії, правила роботи з ПК, а також правила пожежної безпеки та організацію сил цивільного захисту.

8. Встановлено, що використання сплаву ХН30ВМЮ замість сталі ДИ23 забезпечує економічний ефект 463500 грн для програми випуску в 500 штук.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРИ

1. Позняк Л.А., Скрынченко Ю.М., Тишаев С.И. Штамповые стали. М.: Металлургия, 1980. 244 с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М. : Металлургия, 1983. 528 с.
3. Гольдштейн, М.И, Фарбер В.М.. Дисперсионное упрочнение стали М. : Металлургия, 1979. 208 с.
4. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. М.: Металлургия, 1986. 267 с.
5. Ланская К.А. Жаропрочные стали. М. : Металлургия, 1969. 264 с
6. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. М.: Металлургия, 1966. 300 с.
7. Интерметаллидный сплав с интерметаллидно-карбидным упрочнением для горячего прессования металлов. Грабовский В.Я., Канюка В.И., Лаврова Л.В., Артюшов В.В. Металлургия. В кн.: Структура и свойства инструментальных и подшипниковых сталей. М. : Металлургия, 42 – 48 с.
8. 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.
9. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали. М. : Металлургия, 1967. 798 с.
10. Приданцев М.В. Жаропрочные стареющие сплавы, М. :Металлургия, 1973. 183 с.
11. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. М. : Металлургия, 1976. 586с.
12. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электроннооптический анализ, М., : Металлургия, 1970. 366 с.
13. Адлер Ю.П., Маркова Е.В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных русловий. М. : Наука, 1976. 280 с.

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

15. Грабовский В.Я., Левитин В.В. Специальные стали и сплавы. *Исследование дисперсионного твердения аустенитных сталей*. М. : Металлургия. 1975, № 4, 112-115 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.