

РЕФЕРАТ

ПЗ: с. 87, рис. 17, таб. 19, джерел 18.

Метою дипломної роботи було дослідження особливостей зміни властивостей сплавів, при зміцненні їх різними зміцнювальними фазами.

При дослідженні сталі 14X17Г17АФ, із карбідо-нітридним зміцненням, встановлено характерний немонотонний хід кривої дисперсійного твердіння. В сталі 30X13Г15АФ, що зміцнюється Cr_2N спостерігається перлитоподібний переривчастий розпад твердого розчину, що є негативно з точки зору механічних властивостей. Для

сплаву ХН35В6ТЮ, що зміцнюється γ' - фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ встановлено, що при зростанні температури випробувань від 20 до 700 °С величина

КСУ зменшується від 130 Дж/см² до 46 Дж/см². Такий «провал» ударної в'язкості стає більш вираженим при найбільшому ступені дисперсійного твердіння. При дослідженні сплавів 08ХН35ВМЮ і 35ХН35ВМЮ, що зміцнюється фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ встановлено, що при введенні до складу сплаву вуглецю дисперсність голок фази Лавеса в сплаві 35ХН35ВМЮ майже на порядок вище, а кількість їх значно більша. Це забезпечує вищу вторинну твердість в сплаві 35ХН35ВМЮ (40 HRC проти 32 HRC для сплаву 08ХН35ВМЮ).

ДИСПЕРСІЙНЕ ЗМІЦНЕННЯ; НІТРИДНІ ФАЗИ; КРИВІ ДИСПЕРСІЙНОГО ТВЕРДІННЯ; γ' ФАЗА $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$; «ПРОВАЛ» УДАРНОЇ В'ЯЗКОСТІ; ФАЗА ЛАВЕСА Fe_2W ; МІКРОСТРУКТУРА; МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ; ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ; ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ;

ЗМІСТ

ВСТУП.....	5
1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД.....	6
1.1 Сутність дисперсійного зміцнення сплавів.....	6
1.2 Сутність γ' фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	19
1.3 Особливості фази Лавеса типу Fe_2W	23
1.4 Нітридні фази.....	24
1.5 Мета та постановка задачі роботи.....	25
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	28
2.1 Хімічний склад та технологія отримання сталей та сплавів.....	28
2.2 Виготовлення зразків, та їх термічна обробка.....	30
2.3 Механічні випробування.....	30
2.4 Дослідження мікроструктури і фазового складу.....	31
3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ДИСПЕРСІЙНОГО ТВЕРДІННЯ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ.....	32
3.1 Сталі що зміцнюються нітридними та карбідними фазами.....	32
3.2 Особливості зміцнення інтерметалідною γ' -фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	35
3.3 Сплави з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$	40
3.4 Обговорення результатів дослідження.....	45
4 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ.....	47
5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ.....	68
ВИСНОВКИ.....	85
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	86

ВСТУП

Сплави з дисперсійним твердінням призначені для високих температур експлуатації. Дисперсійне зміцнення пов'язане із взаємодією дислокацій в матриці з дисперсними частинками вторинних надлишкових фаз. Надлишкові фази утворюються відповідно до діаграми стану системи і дисперсійне зміцнення відбувається при старінні або відпуску після попереднього гартування [1].

Кількість фаз, розподіл, середній розмір, характер частинок, що утворюються є основними факторами, що впливають на зміцнення матеріалу при дисперсійному твердінні. Зміцнення залежить від природи зміцнювальних фаз. Для зміцнення можуть використовуватися частинки карбідів $((\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ та інші), нітридів (Cr_2N , VN та інші), інтерметалідів (Ni_3Al , та інші) [1].

Наявність у дисперсійно-твердіючих сталях та сплавах високого вмісту легувальних елементів обумовлює виділення вторинних зміцнювальних фаз при старінні. Певна дисперсність, форма, об'ємна доля та розміщення частинок цих фаз може забезпечити максимальну міцність матеріалів. Вивчення особливостей виділень частинок зміцнювальних вторинних фаз, їх оптимізації в структурі сплавів з дисперсійним твердінням, вплив на формування властивостей сплавів, які сприяють підвищенню експлуатаційних характеристик, є актуальною задачею.

Тому, метою роботи було дослідження особливостей зміни властивостей сплавів, при зміцненні їх різними зміцнювальними фазами.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

1.1 Сутність дисперсійного зміцнення сплавів

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

Тобто спочатку необхідно отримати пересичений твердий розчин, і для цього необхідним етапом термічної обробки є гартування. Гартування – це процес термічної обробки, який заключається в нагріванні до температури вище критичної і наступним швидким охолодженням, при якому утворюється нерівноважна структура. 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 [1-2] .

При цьому відбувається розпад пересиченого твердого розчину з виділенням надлишкового компонента у вигляді дисперсних скупчень.

Механізм дисперсійного твердіння можна представити таким чином: при старінні пересиченого твердого розчину (в початковій стадії) на границі зерен виникає неоднорідність за складом, утворюються зони, збагачені легувальними елементами, які когерентно пов'язані з матричним твердим розчином.

При цьому напруженість і спотворення кристалічної ґратки мають максимальну величину, а сплав - максимальну твердість [2].

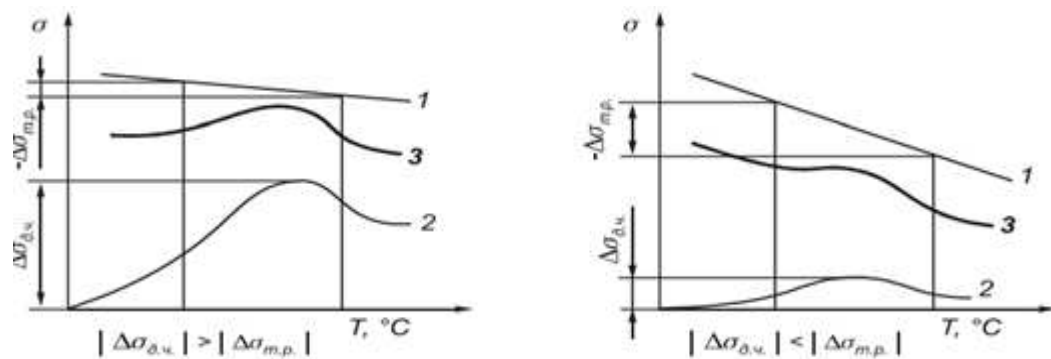
Зі збільшенням витримки або при підвищенні температури старіння когерентність порушується. Фаза відділяється від основного твердого розчину міжзереного кордону, приймає свої параметри і конфігурацію.

Потім частинки ростуть по величині, що зменшує твердість матеріалу. З підвищенням температури частинки ростуть швидше, вони коагулюють, а властивості не встигають збільшитися, спостерігається їх зниження [1-2].

Термічна обробка сплавів складається з гарту і старіння. Гартування проводиться при температурах 1220-1280 °C протягом 3-5 годин. Зміцнювальна γ' -фаза виділяється в основному в процесі охолодження. В процесі старіння при температурі 950 °C протягом 2 годин відбувається додаткове незначне виділення частинок γ' -фази і зміцнення сплавів [1-2].

При дисперсійному твердінні одночасно відбуваються два процеси: – знеміцнення твердого розчину внаслідок виходу з матриці легувальних елементів $|\Delta\sigma_{\text{т.р.}}|$; – зміцнення за рахунок утворення частинок надлишкової фази $|\Delta\sigma_{\text{д.ч.}}|$.

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



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

Рисунок 1.1 – Залежність міцності від температури.

Розглянемо, згідно [2], ізотермічний розпад термодинамічного нестабільного пересиченого твердого розчину із вільною енергією F_1 в сплаві складу C_0 (рис.1.1). Звичайно рівноважний стан із вільною енергією $F_2 < F_1$ не може відразу виникнути, щоб в результаті флуктуацій в твердому розчині складу C_0 утворилось багато областей рівноважних складів C_a і C_b , далеких від C_0 . Найбільш вірогідно, що спочатку в результаті флуктуацій виникнуть області що мають склад, наприклад C_p і C_q , наближені до вихідного складу C_0 . При цьому вільна енергія зменшиться до величини $F_3 < F_1$. В сплаві, що розглядається будь яка відстань за складом нестабільного твердого розчину буде призводити до зменшення вільної енергії, тобто для початку розпаду не потрібно зародження критичних зародків. Тому такий розпад, називається спінодальним, який відразу охоплює весь об'єм вихідної фази. Збільшення концентраційного розшарування повинно призводити до неперервного зниження вільної енергії, до тих пір, доки не встановиться рівноважна різниця концентрацій $C_a - C_b$.

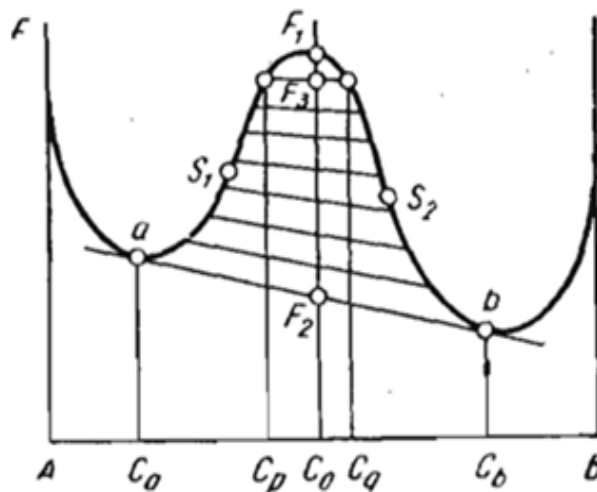


Рисунок 1.2 – Схема пояснення спінодального розчину в сплаві C_0 в системі із безперервним рядом твердих розчинів.

Спінодальний розпад при даній температурі може відбуватися у всіх сплавах, склад яких знаходиться в області ділянки кривої вільної енергії, зображеного увігнутою кривою вниз, тобто там, де $\partial^2 F / \partial C^2 < 0$. Ця ділянка обмежена точками перегину S_1 та S_2 , в яких $\partial^2 F / \partial C^2 = 0$ (рис.1.2). Такі точки називають спінодальними. При підвищенні температури спінодальні точки S_1 і S_2 на ізотермічних кривих вільної енергії поступово наближаються і, коли температура досягає критичної, перегини зникають – крива вільної енергії на всіх ділянках зображена увігнутою кривою вверх $\partial^2 F / \partial C^2 > 0$.

В розглянутій схемі на усіх стадіях спінодального розпаду відсутній енергетичний бар'єр. В реальності такий бар'єр може виникати із за появи пружної деформації кристалічної ґратки. Ділянки твердого розчину із різною концентрацією, відрізняються питомими об'ємами. Оскільки границя між цими ділянками когерентна, то з її появою виникає пружна деформація сполучених ділянок із різним періодом ґратки.

Проаналізуємо ізотермічний розпад твердого розчину, склад якого C_0 не лежить в спінодальній області (рис.1.3) [2]. Його вільна енергія F_1 , більше вільної енергії рівноважної двофазної суміші F_2 . Якщо в результаті флуктуацій на ранніх стадіях розпаду утворюються дві фази зі складами C_f та C_q , що наближені до C_0 , то вільна енергія такої двофазної суміші буде вища, чим у вихідного розчину C_0 ($F_3 < F_1$). Це неминучий наслідок того, що крива вільної енергії спінодального інтервалу $S_1 S_2$ буде зображена увігнутою кривою вверх. Тільки при виникненні великою різниці за складом, наприклад $C_m - C_n$, вільна енергія знижується ($F_4 < F_1$). Таким чином, на відміну від спінодального розчину, при якому вільна енергія поступово знижується, в розглянутому випадку перетворення супроводжується спочатку збільшенням, а потім зниженням вільної енергії, тобто існує термодинамічний бар'єр утворення достатньо великих ділянок нової фази навіть без врахування ролі поверхневої енергії і енергії пружної деформації ґратки. Звідси випливає, що в розглянутому

випадку для того, щоб розпад розчину почався і мимовільно протікав із зменшенням вільної енергії, необхідні зародки.

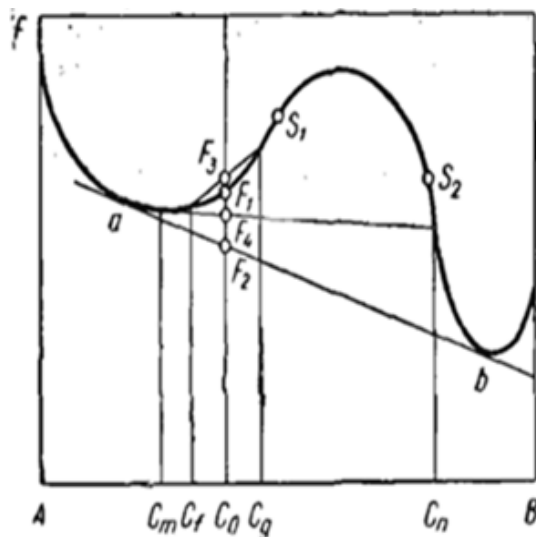


Рисунок 1.3 – Схема пояснення розпаду за механізмом зародження і росту в сплаві C_0 в системі із безперервним рядом твердих розчинів.

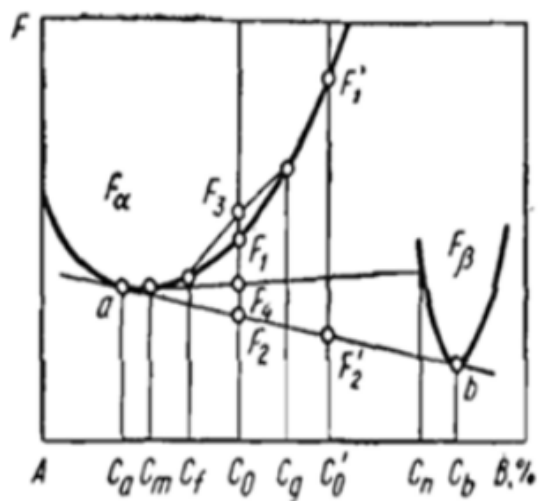


Рисунок 1.4 – Схема пояснення виділення β – фази із α – розчину за механізмом зародження і росту в сплавах C_0 та C_0' .

Розпад такого типу не має особливого найменування, оскільки являється звичайним та найбільш розповсюдженим в сплавах. Іноді його називають розпадом по механізму утворення і росту зародків, щоб відрізнити від спінодального розпаду.

Найбільше практичне значення для розробки старіючих сплавів мають системи із проміжними фазами. Фаза, що в них виділяється, відрізняється від вихідного твердого розчину не тільки складом, але і типом кристалічної ґратки. Все, що було сказано з приводу для схеми звичайного (не спінодального) розпаду, відноситься і до системи із проміжною фазою що показано на рис.1.4. Позначення на обох рисунках однакові. Різниця між ними складається лише в тому, що на рис.1.4 крива вільної енергії другої фази F_β є самостійною і не продовжує відповідну криву матричного твердого розчину α . Когерентність фази з матрицею втрачається із зростання пружних напружень, при чому на міжфазних границях утворюються структурні дислокації.

При безперервному розпаді пересиченого твердого розчину в вихідному стані утворюються і зростають окремі виділення надлишкової фази [1-2]. Оскільки виділення збагачені одним із компонентів, то матрична фаза збіднена цими компонентами і в ній існує градієнт концентрацій. Кристали надлишкової фази зростають внаслідок звичайної дифузії: потік атомів спрямований в бік зниження концентрації, і коефіцієнт дифузії D позитивний (на відміну від спінодального розпаду при від'ємних значеннях D). Останнє обумовлене тим, що поза області спінодального розпаду друга похідна від вільної енергії по концентрації $\partial^2 F / \partial C^2 > 0$.

Зростаючі виділення при безперервному розпаді поступово «висмоктують» легувальний елемент із матричної фази, збіднюючи її по всьому об'єму до рівноважної концентрації C_α . Розмір виділення r при безперервному розпаді із збільшенням тривалості старіння t зростає приблизно по параболічному закону згідно залежності :

$$r = (D\tau)^{1/2} \quad (1.1)$$

Тобто швидкість росту виділення контролюється коефіцієнтом об'ємної дифузії D в ґратці матриці. Характерна

особливість процесу що розглядається – безперервне, по всьому об'єму вихідних зерен, зменшення концентрації легувального елемента. Тому розпад і називають безперервним. Кристалографічна орієнтація зерен вихідної фази при безперервному виділенні не змінюється. За мікроструктурними ознаками безперервний розпад розчину при старінні поділяють на рівномірний та локалізований [3]. При рівномірному розпаді виділення однорідно розподілені по об'єму зерна. Зародження при рівномірному розпаді може бути гомогенним або гетерогенним. В останньому випадку замість переважного зародження (дислокації, скупчення вакансій і інші) виділення розподілені рівномірно по тілу зерна. При локалізованому розпаді виділення нерівномірно розподілені по тілу зерна. Продукти розпаду виявляються поблизу границь зерен і субзерен, в смугах ковзання і інших місцях. Зародження при локалізованому розпаді – завжди гетерогенне.

При старінні деяких сплавів (алюмінієвих, титанових, залізних, нікелевих і інших) поблизу границь зерен матричного твердого розчину, розпад не відбувається і чітко виражені зони, вільні від виділення, що показано на рис.1.5 та 1.6. В алюмінієвих сплавах ширина таких зон складає частки мікрона і їх видно тільки в електронному мікроскопі. В титанових β -сплавах після старіння зони, що вільні від виділення, мають ширину порядку декількох мікронів і добре видні у оптичному мікроскопі.

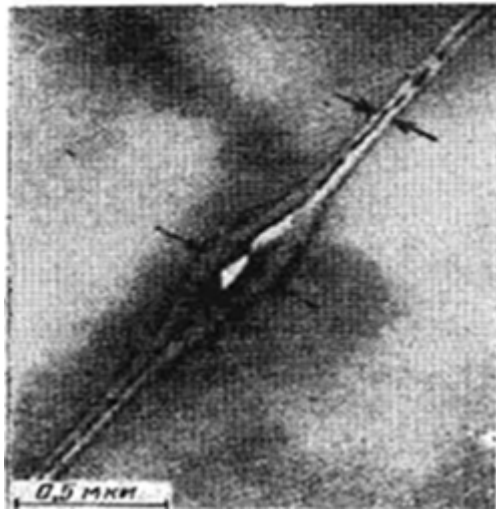


Рисунок 1.5 – Пригранична зона, вільна від виділень в сплаві Al – 5,9 %, Zn – 2,9 % Mg, після старіння при $t = 180 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 3 години. $\times 300$

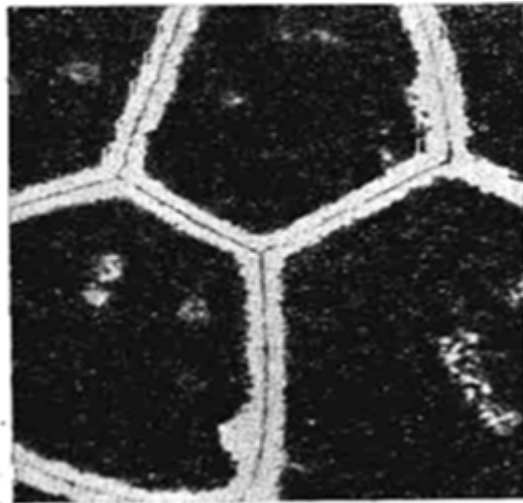


Рисунок 1.6 – Приграничні зони, вільні від виділень (світлі), в титановому сплаві ВТ– 15, загартованому на β – фазу із температури $900 \text{ }^{\circ}\text{C}$ та зістареним при $450 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 15 годин. Темний фон – сильно травлена β – фаза, в якій виділилась дисперсна α фаза. $\times 200$

Існування приграничних зон, вільних від продуктів розпаду, не суперечить положенню про те, що границі зерен полегшують зародження виділень нової фази. Мова іде не про саму границю, а про прилеглу до неї приграничну область. Часто можна спостерігати виділення безпосередньо на границях зерен, а поряд із ними приграничну зону, вільну від виділень рис.1.5.

Поява приграничних зон, вільних від виділення, можна пояснити двома причинами. Якщо розпад починається від границі і в цьому місці зароджується фаза, збагачена одним із компонентів, то при своєму рості вона «висмоктує» цей компонент приграничної області. Розпад який розпочався пізніше, в тілі зерна не існує в деякій зоні, прилеглої до виділення, з-за зменшення в цій зоні пересиченості матричного розчину. Це пояснення не підходить до зони розчину що не розпався для границь, на яких немає виділень.

Рівноважна концентрація теплових вакансій різко, по експоненті, зменшується із пониженням температури. При гарті цей процес не встигає пройти в необхідній степені і гратка сильно пересичується вакансіями. В перший період охолодження, коли при високих температурах вакансії ще дуже рухливі, вони спрямовані до границь зерен – стоків вакансій. В результаті поблизу границь зерен концентрація вакансій в деякій зоні виявляється зниженою при порівнянні із іншою частиною зерна, де зберігається висока концентрація надлишкових вакансій, що показано на рис.1.7.



1 – гарт при температурі t_1

2–гарт при температурі $t_2 > t_1$

3 –гарт при температурі t_2 при уповільненому охолодженні

Рисунок 1.7 – Схема розподілу концентрацій вакансій близько границі зерна при різних режимах гарту.

Вакансійні кластери полегшують зародження виділення особливо якщо питомий об'єм при розпаді розчину зростає. Гартівні вакансії сприяють також дифузійному росту зародків нової фази. Можна прийняти, що при деякій пересиченості твердого розчину легувальним елементом, тобто при певній температурі старіння T , розпад за визначений час проходить тільки в тій частині зерна, де концентрація твердого розчину не нижче деякої критичної величини C_1 . Якщо

крива 1 на рис.1.7 характеризує розподіл концентрацій вакансій по перерізу зерна матричного розчину в загартованому сплаві, то при температурі старіння T_1 в приграничній зоні шириною ob_1 розпад не відбудеться, оскільки концентрація вакансій нижче C_1 . При більш низькій температурі старіння T_2 пересиченість твердого розчину легувальним елементом більше, ніж при

температурі T_1 і розпад його може відбуватися при більш низькій концентрації вакансії (критична концентрація вакансій $C_2 < C_1$). Відповідно вільна від виділення зона при більш низькій температурі старіння повинна бути : $ob_2 < ob_1$. Для звуження

приграничних зон, вільних від виділень, необхідно підвищувати температуру гарту, пришвидшувати гартівне охолодження і знижувати температуру старіння. Пластична деформація гартівного сплаву перед старінням сприяє розпаду пересиченого розчину і може повністю позбавити появу цих зон.

При переривчастому розпаді [3] в зернах вихідного пересиченого розчину $\alpha_{\text{п}}$ зароджуються і зростають комірки (колонії) двофазної суміші $\alpha_1 + \beta$, які часто мають перлитоподібну будову рис.1.8. У α_1 - фази усередині комірок – така ж ґратка, що і у вихідної фази $\alpha_{\text{п}}$, але склад її являється рівноважним при даній температурі розпаду або проміжним між вихідним і рівноважним. Розглянуте перетворення можна записати в наступній формі : $\alpha_{\text{п}} \rightarrow \alpha_1 + \beta$

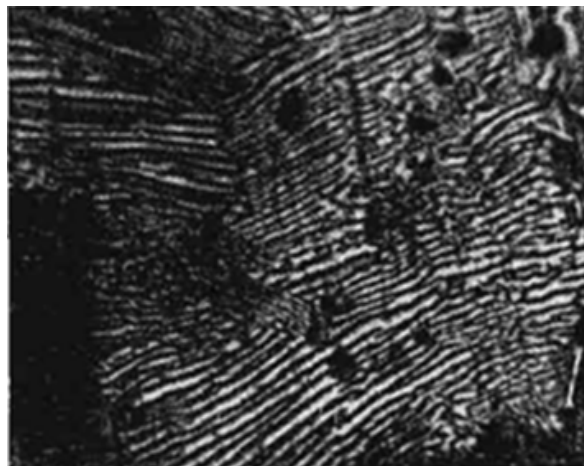


Рисунок 1.8 – Колонії переривчастого розпаду в сплавi Ni – 20 %, Cr – 9% Nb, після гарту від 1180 °C та старінні при 850 °C, 2 години. x1350

Середній склад двофазної суміші $\alpha_1 + \beta$ усередині комірки такий же, як склад вихідного розчину α_n . Розпад розвивається при переміщення фронту комірки в вихідний розчин, внаслідок кооперативного росту α_1 та β – фаз аналогічно росту перлітної колонії.

При перетворенні, концентрація вихідного розчину залишається весь час незмінною, поки цей розчин зовсім не зникне. На границі комірки і вихідного розчину в вузькій зоні відбувається різке зростання концентрації – від вихідного в розчині α_n , до концентрації розчину α_1 усередині комірки. Тому розпад і називають переривчатим, на відміну від неперервного, при якому в вихідному розчині концентрація легувального елемента плавно зменшується, оскільки він постійно «висмоктується» в результаті росту надлишкової β -фази.

Переривчатий розпад буває тільки локалізованим і починається найчастіше від границь зерен. При малій між-пластичній відстані в комірках або сильному травленні утвореної області вона виявляється під світловим мікроскопом у вигляді темних ділянок, які звичайно різко відрізняються від світлих зерен вихідного пересиченого розчину. На початкових стадіях переривчатого розпаду він виявляється у вигляді потовщених границь зерен вихідної фази.

Як вперше показав Набарро [4], форма виділень на всіх етапах їх формування визначається співвідношенням енергії внутрішніх напружень та поверхневою енергією. Для виділення карбідів або нітридів в сталі, у яких невідповідність ґраток із матрицею досягає декілька десятків відсотків, рівноосна форма (близька до сферичної) може бути тільки у частинок дуже малих розмірів - в декілька елементарних комірок. Виділення упорядкованої фази типу Ni_3Al в сплавах на основі Fe-Ni, зберігають рівноважну сферичну форму при розміру частинок біля 500 Å.

Пластинчата форма являється найбільш типовою для виділення фаз, які мають параметри ґратки, що суттєво відрізняються від ґратки матриці. При сполученні таких фаз можливо виділити площини із найбільш

близькою конфігурацією у розташуванні атомів в обох ґратках, які являються поверхнями розділу із мінімальною енергією. У зв'язку з цим в ході розвитку частинки прагнуть мати найбільші розміри в цих площинах, що призводить до утворення виділень пластинчастої форми [4].

Як зазначалося в роботі [5], в залежності від пружної анізотропії і кристалогеометрії виділень пластин можуть мати самий різноманітний вид : диски, еліпси, плоскі голки.

Оптимальні розміри частинок зміцнювальної фази, при яких зміцнення максимальне, очевидно визначаються їх хімічним складом і характером виділення (когерентні, некогерентні). Величина зміцнення за механізмом твердіння залежить від кількості частинок і їх розміру [6].

Найбільш ефективні частинки розміром приблизно від 1 до 3 нм.

Очікуваний приріст межі текучості, згідно [7], для сплаву може скласти 150-200 МПа, але ця оцінка відповідає тільки ідеальним умовам, коли весь присутній в сталі ніобій формує частки саме цього розміру. Часто вважається, що виділення карбіду ніобію з фериту має значний внесок в міцність фериту.

В сплавах заліза, легованих міддю, найбільше зміцнення дають збагачені міддю кластери розміром близько 12,5 нм [8]. Частинки більшого розміру можуть самі бути джерелами дислокацій, і тоді вони визначають поведінку сплаву при зміцненні.

Відповідно до уявлень сучасної дислокаційної теорії радіус частинок, до якого зберігається когерентність фази з матрицею, не повинен перевищувати величини [9] :

$$r < \frac{4\gamma_s}{\varepsilon^2 G}, \quad (1.2)$$

де : γ_s – поверхнева енергія межі поділу фаз;

G – модуль зсуву;

ε – параметр невідповідності періодів ґраток матриці і фаз виділення;

З формули 1.2 видно, що для збільшення розмірів частинок, до яких не спостерігається перестарювання в сплавах, необхідно легувати їх елементами, що зменшують відмінності в параметрах ґраток матриці і фази.

Останнім часом в результаті використання ніобію, ванадію або титану вдалося поєднати дисперсійне твердіння з подрібненням зерна [10]. Очевидно, що це визначається розмірами і співвідношенням часткою частинок, які забезпечують подрібнення зерна і дисперсійне твердіння. Виділення при охолодженні частинок другої фази підвищує міцність кінцевого продукту шляхом блокування дислокацій, або шляхом регулювання зростання зерен при рекристалізації.

Зміцнення сплаву дисперсними частинками тим більше, чим менше відстань між частинками і чим більше модуль пружності другої фази, тобто чим міцніше самі частинки. Можна вважати, що найбільш інтенсивне зміцнення спостерігається на стадії утворення хмар Коттрела, коли ще зберігається когерентний зв'язок з матрицею. Відокремлення частинок з твердого розчину призводить до зниження ефективності зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння. Ступінь дисперсійного зміцнення зростає в міру зменшення відстані між частинками другої фази, що виділилася. Це можна досягти або подрібненням частинок при даній об'ємній частці виділень або збільшенням частки виділень, але при утриманні легувального елемента в кількості, меншій критичного. Механізм дисперсійного твердіння знайшов особливо велике значення при розробці сталей підвищеної міцності і зносу [10].

1.2 Сутність γ' фази

γ' фаза Ni_3Al являє собою надструктуру типу Cu_3Au (Li_2) із температурою плавлення 1385 °C [11-12]. Вона існує в обмеженій області

сполук, але легувальні елементи можуть замінювати в значній мірі будь-який елемент, що входить до складу сполуки.

Досить розповсюдженим є використання інтерметалідної γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ для зміцнення сталей та нікелевих стопів. Відповідальні деталі авіаційних стаціонарних газових турбін, що працюють при високих температурах, виготовляють з високолегованих багато компонентних жароміцних нікелевих сплавів. Високі експлуатаційні характеристики як зарубіжних, так і вітчизняних суперсплавів при температурах 950-1050 °C, визначаються їх гетерофазною структурою, яка представляє собою твердий розчин на основі $\gamma\text{-Ni}$, зміцнений 50-70 % об. дисперсних частинок $\gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ [12-13].

При виділенні упорядкованої фази типу Ni_3Al в сталях на основі Fe-Ni, зберігають рівноважну кубічну форму при розміру частинок – 500 Å.

Інтерметалідна γ' фаза, що виділяється при старінні із твердого розчину, володіє унікальними властивостями і вносить значний вклад у зміцнення. Як і твердий нікелевий або залізонікелевий розчин, вона має ГЦК структуру і виділяється когерентно. Міцність γ' фази збільшується із ростом температури, а її пластичність не дає їй стати джерелом руйнування. Опір повзучості нікелевих сплавів залежить від морфології виділених інтерметалідів і їх об'ємної частки рис.1.9. Чим дрібніші виділення і менша відстань між ними, тим вищий опір повзучості. Об'ємні частки виділень γ' -фази в нікелевих сплавах більші, ніж у жароміцних аустенітних сталях [14].

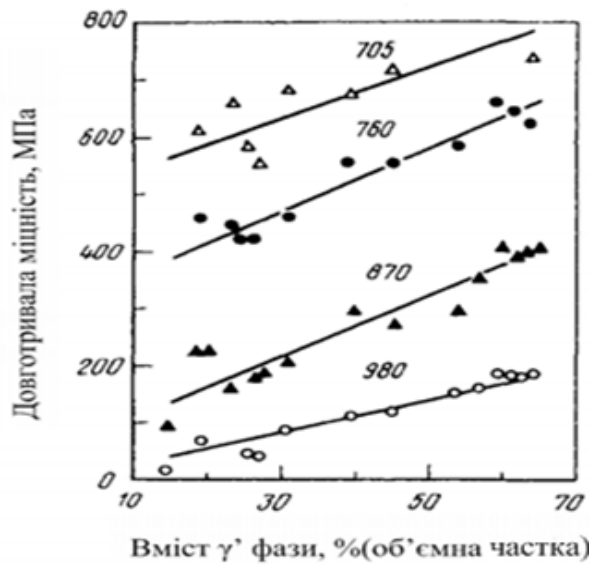
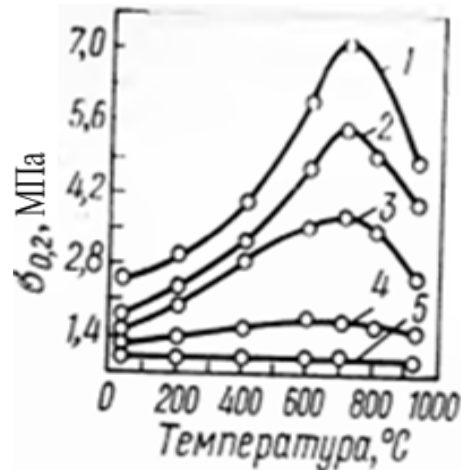


Рисунок 1.9 – Вплив об'ємної частки γ' -фази на довготривалу міцність, на базі 100 годин для жароміцних нікелевих сплавів, де числа біля ліній це температури випробувань $^{\circ}\text{C}$.

Нікелеві сплави, об'ємна частка γ' фази в яких перевищує 50%, вже не можливо піддавати гарячій деформації звичайними методами, і вироби із них отримують методом точного лиття [14].

Встановлено [14], що як моно-, так і полікристали нелегованої γ' -фази мають схильність до збільшення напруження плину в інтервалі температур від кімнатної до 800 $^{\circ}\text{C}$, що показано на рис. 1.10.



1 – 10^{-2} ; 2 – 10^{-3} ; 3 – 10^{-4} ; 4 – 10^{-5} ; 5 – 10^{-6}

Рисунок 1.10 – Збільшення границі плинності γ' -фазитипу $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$ при збільшенні температури для різних ступеней деформації.

Оскільки інші надструктури в незначній мірі збільшують міцність в доволі вузькому інтервалі температурної області близько критичної температури упорядкування, то таке збільшення міцності пов'язано із зміною ступеня упорядкування в залежності від температури.

Величину та температурне положення піка напруження плинності γ' -фази можна змінювати легувальними елементами, такими як титан, хром і ніобій. Між збільшенням значення напруження плинності та зміни температурного піку немає простого зв'язку. Тантал, ніобій та титан – ефективні зміцнювальні елементи твердого розчину γ' фази при кімнатній температурі. Вольфрам та молібден зміцнюють γ' - фазу як при кімнатній, так і при підвищених температурах, а кобальт не зміцнює γ' - фазу в складі твердого розчину.

З рис. 1.10 видно, що при низьких значеннях деформації напруження плинності не залежить від температури в інтервалі 230 – 925 °C. Ці дані свідчать про те, що дислокації в γ' - фазі починають рухатися при постійному

напруженні незалежно від температури, але при збільшенні температури спостерігається підвищення деформаційного зміцнення. Останнє можна пояснити взаємодією дислокацій типу $\langle 100 \rangle$ і $\langle 110 \rangle$ [14].

1.3 Сутність фази Лавеса типу Fe_2W

Перспективним є зміцнення сплавів для високих температур експлуатації інтерметалідною фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ з ГЦП граткою [15]. Взагалі така фаза відноситься до небажаних щільно-пакованих фаз в серійних високо-жароміцних сплавах, оскільки погіршує їх пластичність, а отже і жароміцність. Однак позитивною особливістю фази Лавеса є її висока термічна стабільність, яка на 100–150 °C вище, ніж γ' -фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Частинки фази Лавеса виділяються у вигляді стрижнів довжиною близько 500 нм, товщиною 100 нм. Такі стрижні зазвичай утворюють перехрестя, що слугують ефективними перешкодами при ковзанні дислокацій.

Це, поряд з високою термічною стабільністю, підвищує опір високотемпературній пластичній деформації сплавів.

Фаза Лавеса типу Fe_2W , в аустенітних легованих сталях може мати більш складний склад – $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Ni})_2(\text{W}, \text{Mo})$. Дослідження сталей, що зміцнюються за рахунок виділення фази Лавеса, посвячена робота [15].

Фази Лавеса об'єднують велику групу інтерметалідних сполук складу AB_2 . Дослідження більшості числа фаз Лавеса показало, що основним фактором, який визначає утворення цих фаз, являється відношення атомних розмірів компонентів, оскільки ці фази утворюються при взаємодії елементів, що розташовуються практично в будь-якому місці періодичної таблиці, при чому в одних зв'язках даний елемент може зіграти роль атома А, а в інших – роль атома В. Якщо виходити із представників моделі щільного пакування шарів, то звідси випливає, що для утворення фаз Лавеса ідеальне

відношення атомних діаметрів d_A/d_B дорівнює 1,225. Однак у більшості зв'язків це відношення лежить в інтервалі 1,1 – 1,6. Показано, що поряд із високою твердістю (HV 900) фаза Лавеса володіє підвищеною стійкістю проти коагуляції у порівнянні із інтерметалідною сполукою як γ' -фаза $Ni_3(Al,Ti)$. В цій роботі також показано, що виділення фази Лавеса супроводжується меншими об'ємними змінами, на відміну від сплавів які зміцнюються γ' -фазою.

Сплави, що містять в складі тільки вольфрам, як наприклад в сплаві ЭИ756, присутня тільки фаза Fe_2W . Виділення фаз типу Fe_2Mo , Fe_2W і $Fe_2(W,Mo)$ у феритних сталях 2,5% Cr-Mo-V-Nb із вольфрамом або молібденом відбувається при 700-750 °C при витримці 1 година. При цьому максимум твердості складає HB 200. Із вказаних фаз найбільшу термічну стабільність має фаза Fe_2W , яка розчиняється при температурі 1050 °C, а потім фаза Fe_2Mo розчиняється при температурі 950 °C [15]. Стабільність складної фази $Fe_2(W,Mo)$ визначається вмістом в ній вольфраму: чим більше вольфраму у фазі, тим більш термічна стабільність цієї фази.

1.4 Сутність нітридних фаз

В аустенітних хромомарганцевих сталях використовують зміцнення нітридними фазами типу VN, Cr_2N . Для забезпечення такого зміцнення сталі містять біля 0,4 % вуглецю та до 0,5 % азоту і відповідні фазоутворюючі легувальні елементи [16].

Останнім часом були розроблені високоміцні сплави, в яких високий комплекс властивостей забезпечується завдяки отриманню дисперсних нітридних фаз. Розмір частинок VN приблизно в два рази менше на відміну

від частинок карбіду VC, що обумовлено в першу чергу, меншим коефіцієнтом дифузії азоту у порівнянні із коефіцієнтом дифузії вуглецю. За рахунок старіння зниження пластичності у сталей із нітридом VN значно менше.

Розподіл в структурі і дисперсність нітридної фази є одним із важливим параметрів, що встановлює фізико-механічні властивості сталі. При розмірі частинок більше ніж 3 – 5 мкм нітриди, як і інші неметалічні включення, вже являються концентраторами напружень.

При виділенні по границям аустенітних зерен нітриди мають продовговату форму і в залежності від термодинамічних умов їх розмір досягає 0,05-0,2 мкм. При виділенні на границі ферит-аустеніт спостерігається зростання нітриду в бік рухомої границі розділу фаз і утворюються нітриди великої протяжності, або нітриди що мають голчасту форму [16].

Нітрид VN має кубічну кристалічну ґратку із параметрами які близькі до кристалічної ґратки заліза.

1.5 Мета та постановка задачі роботи

За результатами розглянуто сутності та властивості різних типів зміцнювальних фаз можна виділити їх деякі особливості:

Частинки типу γ' фаза Ni_3Al являють собою надструктуру типу Cu_3Au (L1_2) і мають сферичну або кубічну форму. Як і твердий нікелевий або залізо нікелевий розчин, ця фаза має ГЦК структуру виділяється когерентно і вносить значний вклад у зміцнення аустенітних та нікелевих сплавів. Міцність γ' фази збільшується із ростом температури, а її пластичність не дає їй стати джерелом руйнування.

Розглянута перспектива зміцнення сплавів для високих температур

експлуатації інтерметалідною фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ з ГЦП граткою. Позитивною особливістю фази Лавеса є її висока термічна стабільність, яка на 100–150 °C вище, ніж γ' -фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Частинки фази Лавеса виділяються у вигляді стрижнів довжиною близько 500 нм, товщиною 100 нм.

В аустенітних хромомарганцевих сталях використовують також зміцнення нітридними фазами типу VN, Cr_2N . Для забезпечення такого зміцнення сталі містять до 0,5 % азоту і відповідні фазо-утворюючі легувальні елементи. Частинки VN мають сферичну форму. Нітрид ванадію VN гомогенний в області 16,4 – 21,5 % N і має кубічну гратку типу NaCl. Розчинність азоту у ванадію дуже мала. Нітрид Cr_2N , характеризується неупорядкованим розташуванням атомів азоту в гексагональній щільно пакованій гратці із атомів хрому, тобто це типова фаза втілення азоту в гратку хрому.

Наявність у дисперсійно-твердіючих сталях та сплавах високого вмісту легуючих елементів спричиняє виділення вторинних зміцнюючих фаз як при термічній обробці під час виготовлення деталей, так і в процесі їх експлуатації. Певна дисперсність, форма, об'ємна доля та розміщення частинок цих фаз може забезпечити максимальну довготривалу міцність матеріалів. Тому вивчення морфології виділень частинок зміцнюючих вторинних фаз, їх оптимізації в структурі аустенітних дисперсійно-твердіючих сталей та сплавів. Водночас вплив розглянутих фаз на формування властивостей сталей та сплавів, які сприяють підвищенню експлуатаційних характеристик є актуальною задачею дослідження.

Метою роботи було дослідження особливостей зміни властивостей сплавів, при зміцненні їх різними зміцнювальними фазами.

Для вирішення вказаної мети поставлені дослідницькі наступні задачі:

1 Вплив на властивості, в сплаві, зміцнювальних нітридних фаз типу Cr_2N , та VN.

2 Особливості зміни властивостей сплавів при зміцненні γ' -фазою

типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$.

3 Особливості зміцнення сплавів частинками фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$.

4 Визначення ефективних режимів термічної обробки сплавів з різним типом зміцнювальних фаз.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Хімічний склад та технологія отримання сталей та сплавів

В роботі досліджено груп матеріалів з дисперсійним твердінням, з різними зміцнювальними фазами. Вміст компонентів в обраних сталях та сплавах наведено в табл.2.1. Усі вони мають за основу ГЦК гратку.

Сталі №1-2 мають хромо-марганцеву основу, і в процесі дисперсійного твердіння, зміцнюються за рахунок виділення нітридних та карбідних фаз. Сплав № 3 має залізо-хромонікелеву основу і в процесі дисперсійного твердіння, зміцнюється за рахунок виділення γ' фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Сплави № 4-5 мають залізо-нікелеву основу, і в процесі дисперсійного твердіння зміцнюються інтерметалідною сполукою - γ' фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, та фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$.

Технологія отримання сталей № 1-2, полягала у витоку виливків в індукційній печі ємністю 40 кг із наступним куванням на прутки. Для сплаву № 3, технологія отримання полягає в куванні штанги сплаву промислового виробництва і подальшого електрошлакового переплаву у зливки діаметром 150 мм. Для сплавів № 4-5, технологія отримання полягає у витоку виливків в індукційній печі ємністю 40 кг із розливкою в електроди перерізом 80 мм, далі отримані електроди піддавали електрошлаковому переплаву в кристалізатор, діаметром 150 мм.

Т
аблиця
2.1
Хімічн
ий
склад
дослід
жуван
их
сталей
та
сплавів.
В.

№ з/п	Маркування (позначення)	Масова частка елементів, %											Зміню- вальні фази
		C	N	Cr	Ni	Mn	V	W	Mo	Al	Si	Ti	
1	14X17Г17АФ	0,28	0,60	13,7	-	16,5	2,0	-	-	-	0,4	-	VN, Cr ₂ N VC, γ'- Ni ₃ (Al,Ti) Fe ₂ (W,Mo), γ'- Ni ₃ (Al,Ti), Me ₂₃ C ₆ Fe ₂ (W,Mo), γ'- Ni ₃ (Al,Ti)
2	30X13Г15АФ	0,19	0,58	16,5	-	16,5	1,5	-	-	-	0,4	-	
3	ХН35В6ТЮ (ЕК 39)	0,08	-	13,0	35	0,6	-	6,0	-	1,0	0,6	2,0	
4	35ХН35ВМЮ	0,35	-	14,6	28,3	≤ 0,6	-	13,4	4,5	2,3	-	-	
5	08ХН35ВМЮ	0,06	-	14,2	28,7	≤ 0,6	-	12,4	4,2	2,1	-	-	

2.2 Виготовлення зразків, та їх термічна обробка

Зразки для механічних випробувань зі сталей №1-2 виготовляли із кованих прутків квадратного поперечного перерізу зі стороною 35 мм, після їх розрізання на мірні заготовки. Термічну обробку досліджуваних сталей проводили в камерних печах. Заготовки зразків піддавали гарту 1200 °C із охолодженням в маслі, а старіння проводили після повного виготовлення зразків, при температурі 725 °C, 20 годин. Надрізи на зразках для визначення ударної в'язкості наносили після старіння за допомогою абразивного кола.

Для сплавів № 3-5, зразки для дослідження виготовляли із литого металу. Зливки розрізали на плити товщиною 15 мм які розпускали на квадратні заготовки перетином 15x15 мм. Термічну обробку проводили в камерних печах. Заготовки піддавали гартуванню при температурах 1150 °C (сплав № 3) та 1250 °C (сплави № 4-5), охолодження в маслі, після чого з них вирізали зразки для дослідження мікроструктури та визначення механічних властивостей. Старіння зразків відбувалось при температурі 750 °C, 10 годин (сплав № 3), та 850 °C, 10 годин (сплави № 4-5).

2.3 Механічні випробування

Випробування на розтяг проводили на розривній машині типу ЦД-10 на зразках із робочим діаметром 5 або 6 мм, і робочою довжиною відповідно 25 або 30 мм по ГОСТ 1497-84 (при кімнатній температурі) і ГОСТ 9651-84 (при підвищених температурах). При випробуванні на ударну в'язкість користувались ДСТУ 2825-94. Ударну в'язкість визначали на зразках Менаже із U – подібним надрізом (радіус заокруглення 1 мм). Твердість визначали за Роквелом згідно ДСТУ 2825-94.

2.4 Дослідження мікроструктури і фазового складу

Мікроструктуру досліджуваних сталей та сплавів, вивчали із застосуванням методів оптичної та електронної мікроскопії. Зразки для металографічних випробувань щавили в реактиві складу : 92 мл HCl + 5мл

$\text{H}_2\text{SO}_4 + 3\text{мл HNO}_3 + 5\text{г CuSO}_4 - 50\text{мл C}_2\text{H}_5\text{OH}$ або $5\text{ г FeCl} + 5\text{ мл HCl} + 100\text{ мл H}_2\text{O}$. Для визначення металографічної структури використовували оптичний мікроскоп МИМ-8.

Електронно-мікроскопічне дослідження проводили на приладі «Tesla BS 540» із застосуванням методу тонких вуглецевих реплік. Щавлення мікрошліфів робили в тих же реактивах, але більш тривалий час. Далі зразки піддавали напиленню шаром вуглецю, після чого вуглецеві репліки відділяли в електроліті 5%-го розчину азотної кислоти у воді.

З РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕННЯ ДИСПЕРСІЙНОГО ТВЕРДІННЯ СТАЛЕЙ ТА СПЛАВІВ

3.1 Сталі що зміцнюються нітридними та карбідними фазами.

В цьому підрозділі розглядається сталі, що знаходяться в табл. 2.1 під № 1 - 14X17Г17АФ, та № 2 - 30X13Г15АФ відповідно. Структура стабільного аустеніту в них забезпечується за рахунок легування у вибраних межах хромом (11,8 – 16,5 %), марганцем (13,5 – 16,5%), азотом (0,38- 0,60%) і вуглецем (0,18-0,36 %. Хром і марганець, крім того, роблять можливим введення в сталь високої кількості азоту. Дисперсійне твердіння сталей реалізовується за рахунок виділення частинок нітридних фаз. Для утворення зміцнювальних частинок нітридів типу VN, сталі легують ванадієм (1,5-2,0%).

Загальна термічна обробка сталей № 1, 2 полягає у гартуванні при температурі 1200 °С із охолодженням в маслі, та старінні при температурі 725 °С, 20 годин. Твердість після гартування для сталі 14X17Г17АФ складає 34HRC, та для сталі 30X13Г15АФ, 30 HRC. Твердість після старіння для сталі 14X17Г17АФ складає 42 HRC, а для сталі 30X13Г15АФ твердість складає 39HRC.

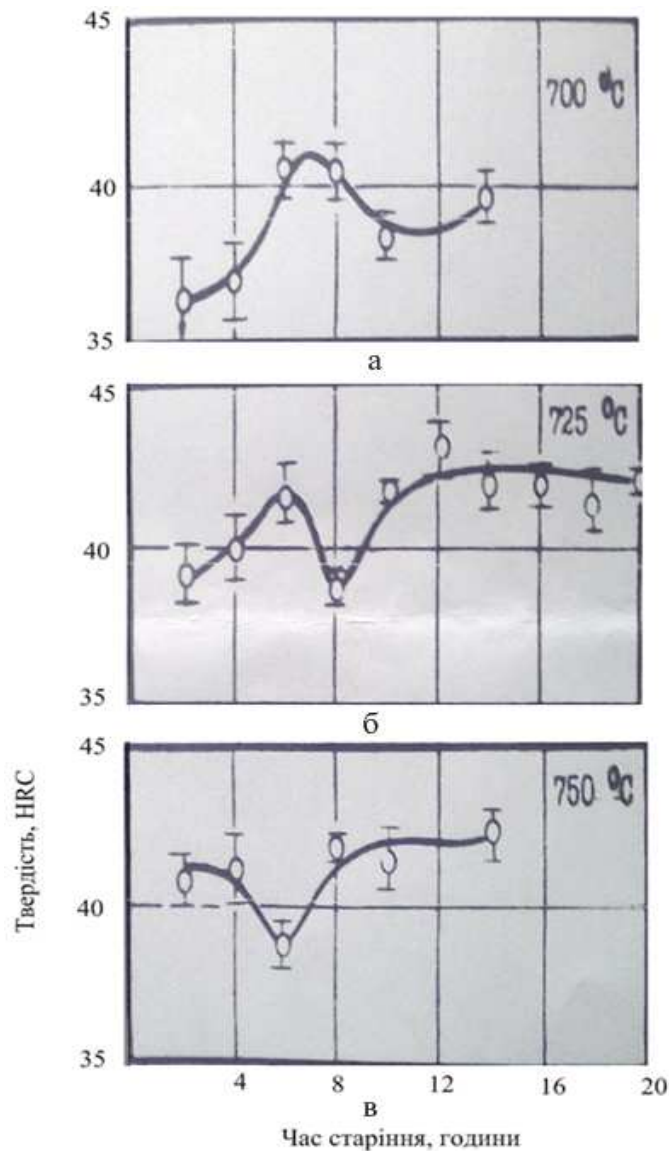
На прикладі сталі № 1 - 14X17Г17АФ було досліджено вплив часу старіння, на твердість. Оптимальний режим старіння визначали із представлених на рис.3.1 результатів досліджень впливу на твердість температури і тривалості витримки при старінні сталі 14X17Г17АФ. Слід зазначити, що для досліджуваної сталі, як і для інших сталей із карбідно-нітридним зміцненням, характерний немонотонний хід кривої дисперсійного твердіння. При збільшенні часу старіння спочатку твердість зростає, потім спостерігається її зменшення і знову зростання, це має

зв'язок

із протіканням в процесі старіння карбідо-нітридних реакцій. Із зростанням температури старіння інтенсифікуються дифузійні процеси і мінімум на кривій зміщується в сторону меншої тривалості витримки.

За оптимальним, обрано режим старіння, що забезпечує не тільки високі, але і стабільні значення твердості. Тому для сталі №1, оптимальним являється старіння при 725

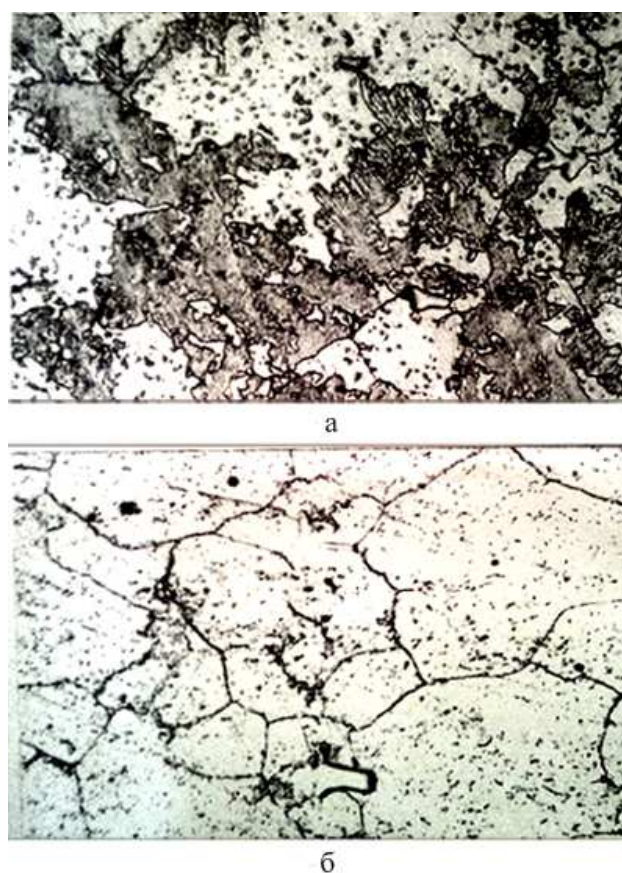
□ С, 20 годин, охолодження на повітрі, що забезпечує твердість біля 42 HRC.



а - 700 °C, б - 725 °C, в - 750 °C.

Рисунок 3.1 – Залежності твердості від часу старіння при різних температурах .

На прикладі сталі № 2 - 30X13Г15АФ, досліджували характер виділення нітриду Cr_2N . В результаті досліджень було встановлено, що вони зароджуються по переривчастому механізму, це показано на рис.3.2, а.



а – одинарне старіння (725 °С, 10 годин)

б – ступеневе старіння (650 °С, 10 годин + 700 °С, 2 годин)

Рисунок 3.2 – Мікроструктура сталі № 2 -30X13Г15АФ, після одинарного і ступеневого старіння. x1000

Наявність виділень Cr_2N є шкідливим для сталі. Для позбавлення від такого виділення попередньо були проведені дослідження впливу ступеневого старіння на зміну мікроструктури, за методом математичного планування. Схема ступеневого старіння була такою: низькотемпературне + високотемпературне. За результатами таких досліджень знайдено режим ступеневого старіння, що дозволяє реалізувати розпад пересиченого твердого не за переривчастим, а за звичайним механізмом. Оптимальним режимом ступеневого старіння є - $650 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 годин + $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 години. Вигляд мікроструктури після ступеневого старіння показано на рис.3.2, б. Структура яка не містить перлітоподібних виділень забезпечує кращий комплекс механічних властивостей, це наведено в табл.3.1.

Таблиця 3.1 Механічні властивості сталі № 2 - 30X13Г15АФ після різних режимів старіння (температура випробувань $750 \text{ }^{\circ}\text{C}$)

Режим старіння	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_B , Н/мм ²	δ , %	Ψ , %	KCU^{750} , Дж/см ²
$725 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 годин	435	545	18	30	21,3
$650 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 годин + $700 \text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 години	510	620	13	14	61,3

Із табл.3.1 бачимо, що після ступеневого старіння, механічні властивості сталі 30X13Г15АФ вищі ніж при одинарному режиму. Особливості зростає ударна в'язкість, майже в 3 рази (з 21,3 до 61,3 Дж/см²).

3.2 Особливості зміцнення інтерметалідною γ' -фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$.

В цьому підрозділі розглядається сплав, що знаходяться в таблиці 2.1 під № 3 - ХН35В6ТЮ. Це жароміцний сплав, що зміцнюється інтерметалідним сполученням - γ' -фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$.

Термічна обробка сплаву ХН35В6ТЮ складається із гартування при температурі $1150 \pm 5^\circ\text{C}$, 2 години, охолодження в маслі та наступного старіння при $750 \pm 5^\circ\text{C}$, 10 годин, охолодження на повітрі. Твердість сплаву в загартованому стані складає 71-76 HRB, а після старіння 34 HRC. Зміцнювальна γ' -фаза після такої термообробки має форму сферичних частинок розміром біля 20 нм., що показано на рис. 3.4, а.

Досліджена зміна механічних властивостей сплаву від температури випробувань, після вище вказаної термічної обробки. Особливу увагу було приділено зміні ударної в'язкості. На рис. 3.3 показано залежність ударної в'язкості KCU від температури випробувань сплаву ХН35В6ТЮ.

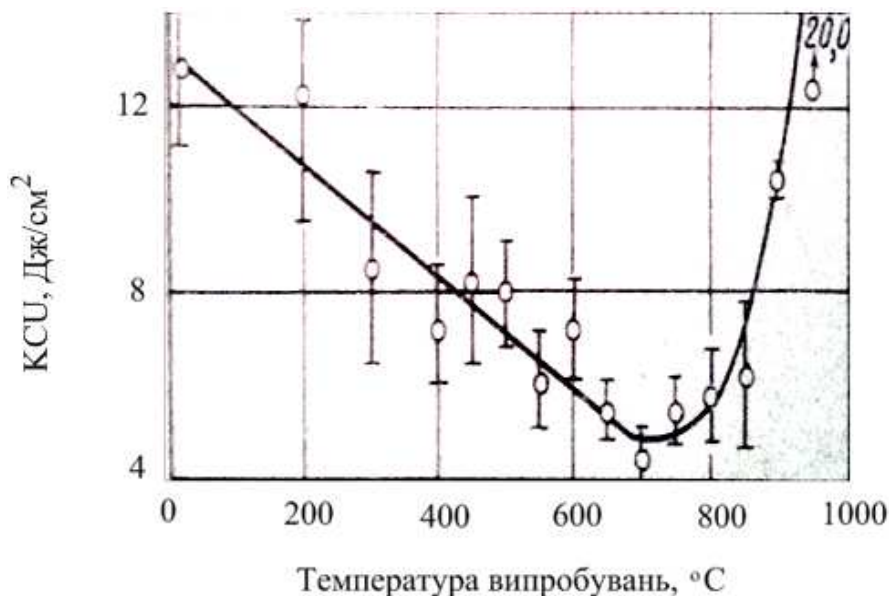


Рисунок 3.3 – Залежність ударної в'язкості сплаву ХН35В6ТЮ від температури випробувань.

Із залежності ударної в'язкості від температури випробувань видно, що при зростанні температури випробувань від 20 до 700 °С величина КСУ зменшується від (130 Дж/см²) до 46 (Дж/см²). Явище, що спостерігається класифікується як «провал» ударної в'язкості. Пояснення причини явища провалу КСУ наведено в [17].

Для оцінки величини провалу ударної в'язкості введемо коефіцієнт K_{π} та розрахуємо його за наступною формулою :

$$K_{\pi} = KCU^{750} / KCU^{20} \quad (3.1)$$

У даному випадку, що розглядається відповідає значення $K_{\pi} = 0,36$.

Розглянемо вплив різних режимів старіння на «провал» ударної в'язкості та деякі інші характеристики.

В таблиці 3.2 наведено значення величин K_{π} , КСУ, твердості, середнього розміру та об'ємної частки частинок γ' -фази, що відповідають трьом станам: недостаріюванню (780 °С - 2 годин), близькому до максимального твердіння (780 °С - 10 годин) та перестаріюванню (850 °С - 10 годин). Попереднє гартування у всіх випадках була таким же, як вказано вище. Видно, що «провал» ударної в'язкості спостерігається у випадку максимального дисперсійного твердіння.

Таблиця 3.2 Значення характеристик сплаву ХН35В6ТЮ в залежності від режиму старіння.

Характеристики	Режим старіння		
	780 °С - 2 години	780 °С - 10 години	850 °С - 10 годин
K_{Π}	0,60	0,36	0,52
KCU^{750} , Дж/см ²	90	46	50
HRC	26	33	27
Розмір частинок γ' -фази, Å	99	233	551
Об'ємна частка γ' -фази, %	5	13	12

Із табл. 3.2 видно, що «провал» ударної в'язкості стає більш вираженим при найбільшому ступені дисперсійного твердіння. Це обумовлено наявністю інтерметалідної сполуки - γ' -фази типу $Ni_3(Al,Ti)$, яка впливає на зниження величини роботи ударного руйнування (ударної в'язкості) із підвищенням температури випробувань до 700-800 °С. Також слід зазначити, що не дивлячись на однакову кількість γ' -фази після оптимального режиму старіння і після перестаріювання у першому випадку ступінь «провалу» була більше. Це пояснюється коагуляцією γ' -фази і збільшенню відстані між частинками при перестаріюванні, що приводить до переходу від механізму огинання до перерізання їх дислокаціями у процесі деформації. Оскільки у випадку дії механізму перерізання «провал» ударної в'язкості виявляється у більшому ступені, це явище повинно встановлюватися властивостями самої γ' -фази де руйнування супроводжується деформацією перерізанням лініями дислокацій самих частинок γ' -фази типу $Ni_3(Al,Ti)$, це показано рис.3.4, б. Слід зазначити, що при недостаріюванні та перестаріюванні величини K_{Π} майже однакові, при цьому спостерігається

такі ж самі значення HRC. Водночас абсолютні значення KCU, як при кімнатній температурі випробувань так і в області «провалу», майже в два рази більше при достаріюванні. Очевидно це обумовлене тим, що у випадку із перестаріюванням присутні більш крупні частинки γ' - фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$.



а



б

Рисунок 3.4 – Вид частинок γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ в сплаві ХН35В6ТЮ до (а) і після (б) випробувань на ударний згин. $\times 30000$

Для забезпечення найбільших значень КСУ в області провалу, було проведено дослідження і за встановленими результатами ступеневого старіння, можна обрати найбільш ефективний режим, що приведено в табл. 3.3. Метою дослідження було збільшення ударної в'язкості в області провалу, щоб уникнути крихкого руйнування.

В табл. 3.3 наведено механічні властивості сплаву ХН35В6ТЮ після одинарного та ступеневого режимів старіння. Із табл. 3.3 видно, що ступеневе старіння забезпечує КСУ більшу майже в два рази, за режимом І, тому краще обирати режим ІІ.

Таблиця 3.3 Механічні властивості сплаву ХН35В6ТЮ після різних режимів старіння.

Режим старіння		HRC	$\sigma_{0.2}^{750}$, МПа	σ_B^{750} , МПа	δ^{750} , %	Ψ^{750} , %	КСУ^{750} , Дж/см ²
№	Параметри						
І	780 °С,	29,5	647	752	6,3	10,3	38,2
	10 годин	+0,5	+16	+12	+1,5	+1,5	+6,2
ІІ	700 °С,	31,2	620	775	4,8	9,2	80,4
	10 годин + 750 °С, 6 годин	+1,8	+23	+26	+2,9	+3,9	+10,6

Електронно-мікроскопічні дослідження мікроструктури сплаву ХН35В6ТЮ показали, що високу ударна в'язкість у випадку ступеневого старіння за режимом ІІ обумовлена більш високодисперсним станом частинок зміцнювальної γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$.

3.3 Сплави з фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$

В цьому підрозділі розглядається сплави, що зміцнюється фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$, за рахунок присутності в хімічному складі легувальних елементів таких як W та Mo та інтерметалідною сполукою- γ' фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$, за рахунок присутності в хімічному складі Al. Сплави знаходяться в таблиці 2.1 під номером 4,5. Сплав 35ХН35ВМЮ (сплав № 4) на відміну від 08ХН35ВМЮ (сплав № 5), має більший вміст вуглецю.

Загальна термічна обробка сплавів полягала у гартуванні при 1250°C , охолодження в маслі та старінні при 850°C , 10 годин.

На рис. 3.5 наведені мікроструктури сплавів 08ХН35ВМЮ (а) та 35ХН35ВМЮ (б), після гартування при 1250°C і наступного старіння при температурі 850°C , протягом витримки 10 годин.



а



б

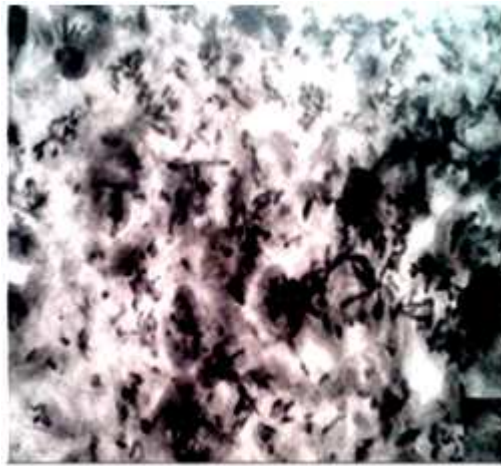
Рисунок 3.5 – Мікроструктури сплавів 08ХН35ВМЮ (а) та 35ХН35ВМЮ (б), після гартування при 1250 °С і наступного старіння при температурі 850 °С, протягом витримки 10 годин. $\times 10000$

Із рисунка 3.5,а видно, що у сплаві 08ХН35ВМЮ, спостерігаються скупчення голок фази Лавеса, довжиною та відношенням довжини до ширини біля 10^4 Å та 5:1 відповідно. Крім того присутні включення частинок γ' фази типу Ni_3Al , які мають рівноосну кубічну форму.

Як показано на рисунку 3.5,б особливістю мікроструктури сплаву 35ХН35ВМЮ, при температурі старіння 850 °С, є більша дисперсність голок фази Лавеса. Розмір голок сплаву 35ХН35ВМЮ на порядок менший, а кількість їх значно більша у порівнянні із сплавом 08ХН35ВМЮ. Твердість сплаву 35ХН35ВМЮ складає близько 40 HRC, а сплаву 08ХН35ВМЮ близько 32 HRC. Твердість пов'язана із дисперсністю частинок зміцнювальних фаз, і ми бачимо, що на рис. 3.5,б дисперсність частинок зміцнювальних фаз більша, а отже і вторинна твердість буде вищою, із за присутності вуглецю в сплаві. Слід також зазначити, що відмінність в кінетиці дисперсійного твердіння досліджуваних сплавів було виявлено ще на стадії утворення зародків рис.3.6.



а



б

Рисунок 3.6 – Вид зміцнювальних фаз сплавів 08XN35VMЮ (а) та 35XN35VMЮ (б), після гартування при 1250 °С і наступного старіння при температурі 650 °С, протягом 10 годин. x50000

В сплаві м, спостерігаються лише частинки - γ' фази типу Ni_3Al . На відміну від нього в сплаві 35XN35VMЮ, спостерігаються карбіди типу Me_{23}C_6 та Me_6C на яких зароджуються частинки фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$, у вигляді тонких голок, товщиною біля 100 Å. Звідси випливає, що зародження частинок фази Лавеса у складі із вуглецем, полегшується за рахунок ранніх виділень дисперсних карбідів. Поверхня розділу карбід-аустеніт, відіграє роль підкладки, що повинна зменшувати роботу утворення

зародків фази Лавеса.

На рис.3.7 наведено мікроструктури сплавів 08ХН35ВМЮ (а) та 35ХН35ВМЮ (б), після зростання температури старіння до 950 °С.



а



б

Рисунок 3.7 – Мікроструктури сплавів 08ХН35ВМЮ (а) та 35ХН35ВМЮ (б) при температурі старіння 950 °С. x10000

Видно, що при підвищенні температури до $950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 35ХН35ВМЮ частинки зміцнювальної фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$, залишаються більш дрібними, тобто більш стійкі проти коагуляції,

порівняно зі сплавом 08ХН35ВМЮ. Тобто у сплаві 08ХН35ВМЮ, частинки фази Лавеса коагулювали. Звідси можна зробити висновок, що введення вуглецю до хімічного складу сплаву, забезпечує більшу термічну стабільність частинок фази Лавесу.

3.4 Обговорення результатів дослідження.

Було розглянуто особливості групи матеріалів сталей та сплавів, що зміцнюються різними типами фаз дисперсійного твердіння.

Встановлено, що для сталей 14Х17Г17АФ та 30Х13Г15АФ, із карбідо-нітридним зміцненням характерний немонотонний хід кривої дисперсійного твердіння. Для забезпечення більшої стабільності механічних властивостей, старіння необхідно виконувати протягом часу за мінімум твердості. В сталях, що зміцнюються Cr_2N , спостерігається перлитоподібний переривчастий розпад твердого розчину, що є негативно з точки зору механічних властивостей. Для позбавлення такого виділення рекомендовано проводити ступеневе старіння за режимом: $650\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 годин + $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 години, що підвищує ударну в'язкість майже в три рази (з 21,3 до 61,3 Дж/см²).

Для сплаву ХН35В6ТЮ, що зміцнюється γ' -фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ встановлено, що при зростанні температури випробувань від 20 до $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ величина КСУ зменшується від 130 Дж/см² до 46 Дж/см². Тобто спостерігається «провал» ударної в'язкості. Такий «провал» ударної в'язкості стає більш вираженим при найбільшому ступені дисперсійного твердіння. Для підвищення ударної в'язкості сплаву ХН35В6ТЮ, рекомендовано проведення замість одинарного ступеневе старіння за режимом $700\text{ }^{\circ}\text{C}$, 10 годин + $750\text{ }^{\circ}\text{C}$, 6 годин. При цьому зростає величина КСУ при

температурі випробувань $750 \pm 5^\circ \text{C}$, від 38,2 до 80 Дж/см^2 , тобто майже в три рази. Для сплавів 08ХН35ВМЮ і 35ХН35ВМЮ, що зміцнюється фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$, було встановлено, що при введенні до складу сплаву вуглецю призводить до суттєвої зміни виду зміцнювальних фаз. Після старіння при температурі $850 \pm 5^\circ \text{C}$, дисперсність голок фази Лавеса в сплаві 35ХН35ВМЮ майже на порядок вище, а кількість їх значно більша у порівнянні із сплавом 08ХН35ВМЮ. Більша дисперсність частинок зміцнювальних фаз забезпечує вищу вторинну твердість в сплаві 35ХН35ВМЮ (з 32 до 40 HRC). Такий вплив вуглецю пояснюється тим, що зародження частинок фази Лавеса полегшується за рахунок ранніх виділень дисперсних карбідів. Поверхня розділу карбід-аустеніт матриця, відіграє роль підкладки, що повинно зменшувати роботу утворення зародків фази Лавеса. При підвищенні температури старіння до $950 \pm 5^\circ \text{C}$, у сплаві 35ХН35ВМЮ частинки зміцнювальної фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$, більш стійкі проти коагуляції, у порівнянні зі сплавом 08ХН35ВМЮ. Тобто введення вуглецю до хімічного складу сплаву, забезпечує більшу термічну стабільність частинок фази Лавеса. Тому рекомендовано додаткове легування вуглецем, для сплавів, що зміцнюються частинками фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W},\text{Mo})$.

Таким чином за результатами досліджень рекомендовано більш ефективні режими термічної обробки, для покращення високого комплексу механічних властивостей.

4 ЕКОНОМІЧНИЙ РОЗДІЛ

4.1 Характеристика та тенденції розвитку ринку жароміцних сплавів

Нікелеві жароміцні сплави широко застосовують завдяки їх високій міцності, корозійної стійкості та жароміцності. Крім основного призначення - виготовлення лопаток і інших відповідальних деталей сучасних газотурбінних двигунів, ці сплави застосовують для виробництва штампів і матриць гарячого деформування металів. Їх використовують при температурах від 750°C , але не вище $950 - 1000^{\circ}\text{C}$. Жароміцні нікелеві сплави піддаються гарячому деформуванню і різанню. Як і аустенітні сталі, вони мають низьку теплопровідність і значне теплове розширення.

Нікелеві жароміцні сплави широко використовуються при виготовленні виливків для авіаційної, ракетної техніки і для інших галузей машинобудування [18].

Для нікелевих жароміцних сплавів, комплекс механічних властивостей яких визначається термічною обробкою, що викликає дисперсійне твердіння. Властивості таких сплавів можуть значно змінюватися при дії на них температур, що призводять до зміни усталеного при старінні рівноваги різних фаз.

В результаті складного легування у сплавів цієї групи досягнуті найбільш високі жароміцні властивості в порівнянні з жароміцними властивостями сплавів на залізній і кобальтової основі.

Специфіка умов роботи лопаток газових турбін визначає характер вимог до матеріалів, з яких вони виготовляються. При цьому в залежності від призначення (соплові або робочі лопатки) вимоги до рівня властивостей різні. Відрізняються також температур

но-силові параметри роботи лопаток першої та наступних ступенів[18].

Сучасні жароміцні сплави на нікелевій основі мають, як правило, складний хімічний склад, так як до них висуваються різні вимоги.

У зв'язку з цим для розробки нових сплавів з необхідними механічними властивостями потрібно проводити численні експерименти, які тягнуть за собою втрати дорогоцінних матеріалів, грошей і часу. Для вирішення таких проблем доцільно встановити залежність впливу легувальних елементів на властивості і структуру жароміцних сплавів за експериментальними та статистичними даними.

Основним виробником газотурбінних двигунів для цивільної і військової авіації у Запоріжжі можна вважати АО «Мотор Січ», де і знайшли широке застосування жароміцні сплави.

Кілька десятків тисяч двигунів виробництва АТ «МОТОР СІЧ» встановлені на літальних апаратах всесвітньо відомих фірм Антонова, Ілюшина, Берієва, Туполєва, Яковлєва, Камова, Міля, чеської «Аеро Vodochody» і китайської NAMC. Вони експлуатуються в цивільній та військовій авіації в більш ніж 120 країнах світу. На рис.4.1 приведено структуру реалізації продукції АТ «МОТОР СІЧ» за 2016 р.,%.



Рисунок 4.1 – Структура реалізованої продукції АТ «МОТОР СІЧ» за 2016 р.,%.

Найбільшим виробником жароміцних сплавів у Запоріжжі можна вважати ПрАТ «Дніпроспецсталь». Також у місті існує більше 70 фірм поставників жароміцних сплавів.

З вище сказаного можна зробити висновок що виготовлення та дослідження жароміцних сплавів є дуже важливим в авіації. З кожним роком створюються і висуваються на ринок нові жароміцні сплави, які мають більшу жароміцність від попередніх жароміцних сплавів. Тобто створення та дослідження жароміцних сплавів є конкурентною у всьому світі. Найбільш вдалим являється створення сплаву в якому не використовується дорогі легувальні елементи, тобто їх можна замінити більш дешевшими, і правильний підібраний режим термічної обробки робить сплави, які мають високий рівень жароміцності та сприятливі механічні властивості, що задовольняють умовам експлуатації авіаційних двигунів, це і робить їх конкурентно-спроможними серед інших сплавів.

4.2 Визначення трудомісткості та тривалості НДР

Весь комплекс науково-дослідних робіт можна підрозділити на типові етапи. По кожному етапу указують виконавців і трудомісткість чи тривалість виконання робіт.

Трудомісткість НДР розраховується в нормо-годинах чи людино-днях витрат робочого часу основних виконавців і залежить від складності розробки її ступеня її новизни, кваліфікації виконавців, наявності в них навичок дослідницької роботи, від використовуваних матеріалів, вимог надійності, технічних умов комплектуючих схем і т.д.

Для визначення трудомісткості типових етапів робіт можна використовувати укрупнені нормативи на ці етапи, що маються на підприємствах і в НДІ. При відсутності таких нормативів використовують трудомісткість етапів аналогічних робіт. Аналогічною роботою вважається дослідження з таких само функціональним призначенням чи завданням.

Розрахунок тривалості виконання НДР і кожного її етапу роблять відповідно до кількості виконавців по кожному етапу по формулі:

$$T_{\text{ц}} = \frac{Q}{R \cdot K_{\text{в.н.}}}, \quad (4.1)$$

де $T_{\text{ц}}$ – тривалість циклу, днів;

Q – трудомісткість робіт, люд.-годин;

R – кількість виконавців, людей;

$K_{\text{в.н.}}$ – плановий коефіцієнт виконання норм на відрядних роботах, $K_{\text{в.н.}} = 1,05 \dots 1,1$.

Визначаємо трудомісткість робіт, люд.-годин

- Q :

$$Q = T_{\text{ц}} \cdot R \cdot K_{\text{в.н.}}$$

Результати розрахунків зводять у табл. 4.1

Таблиця 4.1 – Тривалість етапів НДР

Етап НДР	Трудомісткість		Виконавці		Тривалість, днів
	Людино-днів	% до підсумку	Спеціальність	Кількість людей	
1	2	3	4	5	6
1.Пошук літератури	5,4	3,47	Молодший науковий співробітник,	1	5
2.Підготовка матеріалів	4,32	2,78	Лаборант	1	4
3.Розробка методик	17,28	11,1	Головний науковий Співробітник, Молодший науковий співробітник,	2	8

--	--	--	--	--	--

Продовження табл. 4.1

1	2	3	4	5	6
4.Виготовлення зразків	15,12	9,72	Лаборант	2	7
5.Проведення вихідних досліджень	25,92	16,67	Молодший науковий співробітник, Лаборант	2	12
6.Обробка зразків	3,24	2,083	Лаборант	1	3
7.Аналіз мікроструктури	2,16	1,38	Молодший науковий співробітник	1	2
8.Визначення типів зміцнювальних фаз	6,48	4,16	Молодший науковий співробітник,	1	6
9.Визначення впливу зміцнювальних фаз	10,8	6,94	Молодший науковий співробітник,	1	10
10. Обробка результатів	32,4	20,83	Головний науковий Співробітник, Молодший науковий співробітник,	2	15
11.Складання звіту	25,92	16,6	Головний науковий Співробітник, Молодший	2	12

			науковий співробітник,		
12.Оформлення графічних матеріалів	6,48	4,16	Молодший науковий співробітник,	1	6
Разом	155,52	100	-	3	90

Розрахунок очікуваного часу виконання етапу робіт із формули:

$$t_{\text{оч}} = , \quad (4.2)$$

де $t_{\text{оч}}$ - очікувана оптимальна оцінка часу виконання етапу НДР, днів;

t_{min} – мінімально необхідний час на виконання роботи при найбільш сприятливих умовах, днів;

t_{max} – максимальні витрати часу на виконання роботи з даного етапу при несприятливих умовах, днів.

Розрахунок дисперсії σ^2 являє собою значення квадрата відхилення тривалості роботи від її очікуваного значення і визначається по формулі:

$$\sigma^2(t) = \left(\frac{t_{\text{max}} - t_{\text{min}}}{5} \right)^2, \quad (4.3)$$

Результати розрахунків зводяться в табл.4.2

Таблиця 4.2 – Тривалість НДР

Етап НДР	Тимчасові оцінки, днів			Дисперсія	Виконавці	
	t_{min}	t_{max}	$t_{\text{оч}}$		Спеціальність	Кількість, людей
1	2	3	4	5	6	7
1.Пошук літератури	3	6	4,2	0,36	Молодший науковий співробітник,	1

2.Підготовка матеріалів	3	5	3,8	0,16	Лаборант	1
3.Розробка методик	5	10	7	1	Головний Співробітник, Молодший Співробітник,	2

Продовження табл.. 4.2

1	2	3	4	5	6	7
4.Виготовлення зразків	5	8	6,2	0,36	Лаборант	2
5.Проведення вихідних досліджень	10	15	12	0,36	Молодший науковий співробітник, Лаборант	2
6.Обробка зразків	2	5	3,2	0,36	Лаборант	1
7.Аналіз мікроструктури	1	4	2,2	0,36	Молодший науковий співробітник,	1
8.Визначення типів зміцнювальних фаз	4	8	6,2	0,64	Молодший науковий співробітник,	1
9.Визначення впливу зміцнювальних фаз	8	14	10,4	1,44	Молодший науковий співробітник,	1

10. Обробка результатів	14	16	14,8	0,16	Головний науковий Співробітник, Молодший науковий співробітник,	2
----------------------------	----	----	------	------	--	---

Продовження табл. 4.2

1	2	3	4	5	6	7
11.Складання звіту	10	14	11,6	0,64	Головний науковий Співробітник, Молодший співробітник,	2
12.Оформлення графічних матеріалів	5	8	6,2	0,36	Молодший науковий співробітник,	1
Разом	73	113	87,8	6,2	-	3

Складання сітьового графіка

Використовуючи дані табл. 4.1 і 4.2, побудуємо сітьовий графік виконання НДР.

При побудові сіткового графіка необхідно скласти перелік робіт і подій за таблицею 4.3.

Таблиця 4.3 – Перелік робіт і подій для сіткового графіка

Номер події	Події	Код роботи	Зміст роботи	Тривалість роботи
1	2	3	4	5
1	Пошук літератури	1-2	Уточнення проектного завдання. Підбор і аналіз літератури й аналогів. Уточнення змісту теми і питань, зв'язаних з її виконанням.	5

Продовження табл. 4.3

1	2	3	4	5
2	Підготовка матеріалів	1-3	Закупівля дослідницьких зразків	4
3	Розробка методик	2-4	Складання методики та плану дослідження	8
4	Виготовлення зразків	3-5	Виготовлення зразків для випробувань на механічні властивості	7
5	Обробка зразків	4-5	Шліфівка та травлення дослідних зразків	3
6	Проведення вихідних досліджень	6-7	Дослідження мікроструктури дослідних зразків	12
7	Аналіз мікроструктури	7-8	Виявлення надлишкових зміцнювальних фаз в дослідницьких зразках	2
8	Визначення типів зміцнювальних фаз	8-9	Аналіз і встановлення параметрів зміцнювальних фаз	6
9	Визначення впливу зміцнювальних фаз	8-10	Вплив на механічні властивості	10

Продовження табл. 4.3

1	2	3	4	5
10	Обробка результатів	9-10	Узагальнення отриманих результатів досліджень, визначення шляхів подальшого їхнього використання отриманих результатів.	15
11	Складання звіту	11-12	Складання звіту, обговорення його і затвердження, оформлення графічного матеріалу. Аналіз економічної ефективності.	12
12	Оформлення графічних матеріалів	12-13	Виготовлення необхідної графічної частини для наочної оцінки результатів досліджень	6

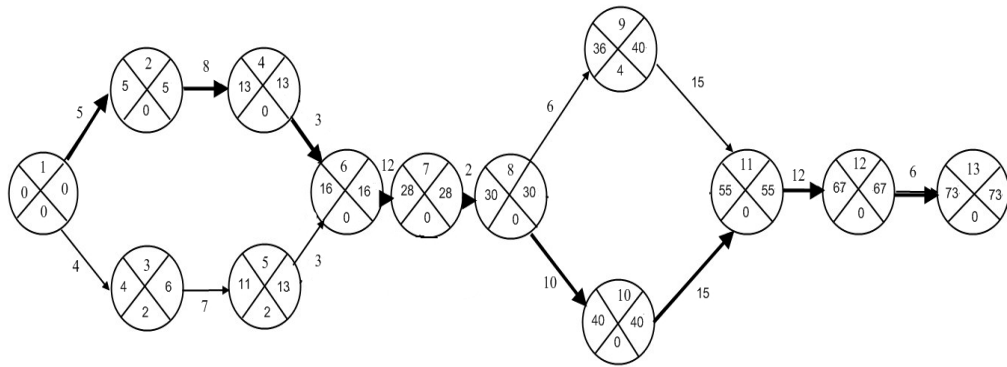


Рисунок 4.2 – Схема сітьового графіку.

Після складання сітьового графіка визначаємо його параметри і результати розрахунків заносимо в таблиці 4.4 – 4.6:

t – тривалість шляхів;

$t_{\text{кр}}$ – тривалість критичного шляху;

$R_{\text{Лр}}$ – резерв часу шляхів;

$t^{\text{р}}_{\text{i}}$ – ранній термін здійснення події;

$t^{\text{н}}_{\text{i}}$ – пізній термін здійснення події;

R_{i} – резерв часу здійснення події;

$t^{\text{рн}}_{\text{ij}}$ – ранній термін початку роботи;

$t^{\text{рз}}_{\text{ij}}$ – ранній термін закінчення роботи;

$t^{\text{нн}}_{\text{ij}}$ – пізній термін початку роботи;

$t^{\text{нз}}_{\text{ij}}$ – пізній термін закінчення роботи;

R^{n}_{ij} – повний резерв часу роботи;

$R^{\text{в}}_{\text{ij}}$ – вільний резерв часу роботи;

K_{HL} – коефіцієнт напруженості шляху.

Таблиці 4.4 – Параметри шляхів

Номер шляху	Номера подій, через які проходить шлях	Тривалість робіт, через які проходить шлях	Довжина шляху	Резерв шляху
1	1-2	0-5	73	0
	2-4	5-13	73	0
	4-6	13-16	73	0
	6-7	16-28	73	0
	7-8	28-30	73	0
	8-10	30-40	73	0
	10-11	40-55	73	0
	11-12	55-67	73	0
	12-13	67-73	73	0
2	1-3	0-4	71	2
	3-5	4-11	71	2
	5-6	11-16	73	0
	6-7	16-28	73	0
	7-8	28-30	73	0
	8-9	30-36	69	4
	9-11	36-55	73	0
	11-12	55-67	73	0
	12-13	67-73	73	0
3	1-2	0-5	73	0
	2-4	5-13	73	0
	4-6	13-16	73	0
	6-7	16-28	73	0
	7-8	28-30	73	0
	8-9	30-36	69	4
	9-11	36-55	73	0
	11-12	55-67	73	0
	12-13	67-73	73	0
4	1-3	0-4	71	2
	3-5	4-11	71	2
	5-6	11-16	73	0
	6-7	16-28	73	0
	7-8	28-30	73	0
	8-10	30-40	73	0
	10-11	40-55	73	0
	11-12	55-67	73	0
	12-13	67-73	73	0

Таблиця 4.5 – Параметри подій

Кількість робіт, що передують події	Номер події	t_i^p	t_i^n	R_i
0	1	0	0	0
1	2	5	5	0
1	3	4	6	2
2	4	13	13	0
2	5	11	13	2
3	6	16	16	0
4	7	28	28	0
5	8	30	30	0
6	9	36	40	4
6	10	40	40	0
7	11	55	55	0
8	12	67	67	0
9	13	73	73	0

Таблиця 4.6 – Параметри робіт

Код роботи	t_{ij}	t_{ij}^{pn}	t_{ij}^{p3}	t_{ij}^{nn}	t_{ij}^{n3}	R_{ij}^n	R_{ij}^B
1-2	5	0	5	0	5	0	0
1-3	4	0	4	0	6	2	0
2-4	8	5	13	5	13	0	0
3-5	7	4	11	6	13	2	0
4-6	3	13	16	13	16	0	0
5-6	3	11	16	13	16	2	0
6-7	12	16	28	16	28	0	0
7-8	2	28	30	28	30	0	0
8-9	6	30	36	30	40	4	0
8-10	10	30	40	30	40	0	0
9-11	15	36	55	40	55	4	0
10-11	15	40	55	40	55	0	0
11-12	12	55	67	55	67	0	0
12-13	6	67	73	67	73	0	0

Коефіцієнт напруженості шляху K_H визначаємо за формулою:

$$K_H = \frac{t(L_{\max}) - t_{1kp}}{t_{kp} - t_{1kp}} \quad (4.4)$$

де $t(L_{\max})$ – тривалість шляху;

t_{kp} – довжина критичного шляху;

t_{1kp} – тривалість відрізка що розглядають, що співпадає с критичним.

$K_{H1} = 1;$

$K_{H2} = 0,95;$

$K_{H3} = 1;$

$K_{H4} = 0,95.$

4.3 Визначення витрат на проведення НДР

З метою визначення витрат на проведення науково-дослідницької роботи слід скласти кошторис витрат (Табл. 4.7).

Таблиця 4.7 – Кошторис витрат на виконання НДР

Стаття витрат	Сума, грн.
Матеріали	410030
Витрати на спеціальне устаткування	70 045
Основна заробітна плата	24 990
Додаткова заробітна плата	2249
Єдиний соціальний внесок	5992
Накладні витрати	22 491
Інші витрати	569,66
Витрати на енергоресурси	29,94
Разом	536 396,6

Розрахунок вартості матеріалів.

До цієї статті відносять витрати на придбання основних матеріалів для проведення дослідження (Табл.4.8).

Ціни на матеріальні ресурси визначають за відповідними прайс-листами. Транспортно-заготівельні витрати: 3-5% від вартості матеріалів.

Таблиця 4.8 - Розрахунок вартості матеріалів

Матеріал	Витрати матеріалу, кг	Ціна за одиницю, грн/т	Сума витрат, грн.
14X17Г17АФ	50	1310000	65500
ХН35В6ТЮ	30	6853000	205600
35ХН35ВМЮ	30	4183000	125500
Реактиви	-	-	572
Усього			397172
Транспортно - заготівельні витрати (5%)			19858
Усього			410030

Спеціальне устаткування для науково-експериментальних робіт.

В цій статті враховуються витрати на закупівлю, доставку і монтаж лабораторних установок, і тому подібне (Табл.4.9)

Таблиця 4.9 - Витрати на спеціальне устаткування

Перелік устаткування	Марка	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Собівартість експлуатації, год.
1	2	3	4	5
Розривна машина	ЦД-10	1	228 480	6854

Продовження табл. 4.9

1	2	3	4	5
Маятниковий копер	КМ-30	1	12000	360
Твердомір	ТК-2	1	23 500	705
Перелік устаткування	Марка	Кількість	Ціна за одиницю, грн.	Собівартість експлуатації, год.
Електронний мікроскоп	«Tesla BS 540»	1	2 077 092	62 312
Оптичний мікроскоп	МИМ - 8	1	4615	138
Разом				70 045

Розрахунок заробітної плати робиться на підставі даних про трудомісткість (Табл.4.10).

Кількість місяців роботи науково-дослідної групи задається на підставі терміну виконання дипломної роботи. В даному випадку 90 днів. Місячні посадові оклади і годинні тарифні ставки приведені в додатку. Результати розрахунків зводяться в таблиці.

Таблиця 4.10 - Розрахунок основної заробітної плати

№	Посада виконавця	Кількість, Людей	Місячний оклад, грн	Середньоденна зарплата, грн	Зайнятість НДР, днів	Підсумкова сума, грн
1	Головний науковий співробітник	1	5400	270	35	9450
2	Молодший науковий співробітник	1	3500	175	76	13300
3	Лаборант	1	3200	160	14	2240
Разом						24 990

Додаткова зарплата визначається в розмірі 8-10 % від основної заробітної плати штатних працівників.

$$ЗП_{дон} = ЗП_{осн} \cdot 0,09 = 24\,990 \cdot 0,09 = 2249 \text{ грн.} \quad (4.5)$$

Основна й додаткова заробітна плата по кошторису не повинна перевищувати 40 % кошторисної вартості.

Відрахування на соціальні заходи визначаються в розмірі 22 % від основної й додаткової заробітної плати.

$$C_{соц.стр.} = (ЗП_{осн} + ЗП_{дон}) \cdot 0,22 = (24\,990 + 2249) \cdot 0,22 = 5992 \text{ грн.} \quad (4.6)$$

Накладні витрати по проведенню науково-дослідницької роботи визначаються у відсотках від основної заробітної плати її виконавців (у межах 80-100%). До них відносяться витрати, пов'язані з управлінням,

утриманням і експлуатацією устаткування й приміщень, створенням необхідних санітарно-гігієнічних умов.

$$C_n = 3\Pi_{осн} \cdot 0,9 = 24\,990 \cdot 0,9 = 22\,491 \text{ грн.} \quad (4.7)$$

Стаття "Інші витрати" складає 2-3 % суми усіх попередніх статей витрат на утримання і експлуатацію устаткування.

$$C_i = (C_{соц.сmp} + C_n) \cdot 0,02 = (5992 + 22\,491) \cdot 0,02 = 569,66 \text{ грн.} \quad (4.8)$$

Розрахунок витрат на енергоспоживання

Витрати на силову енергію визначають по формулі:

$$(4.9)$$

де P_y – установлена потужність енергетичних струмоприймачів устаткування кВт;

$\Phi_{\text{еф}}$ – ефективний фонд часу роботи даного виду устаткування, годин;

K_b – коефіцієнт використання енергетичних установок по потужності і часу ($K_b \approx 0,8 \dots 0,9$);

Π_e – ціна 1 кВт година електроенергії, грн./кВт година;

$KKД = 0,8 \dots 0,9$.

Виконанні розрахунки занесено в таблицю 4.11

Таблиця 4.11 – Розрахунок вартості енергоресурсів

Устаткування	Марка	Потужність, кВт	Φ_{ef} , год.	Ціна, грн./кВт година	Вартість енергоресурсів грн
Розривна машина	ЦД-10	5,3	2	0,9	9,54
Маятниковий копер	КМ-30	0,7	2		1,26
Твердомір	ТК-2	0,1	2		0,18
Електронний мікроскоп	«Tesla BS 540»	5,1	4		18,36
Оптичний мікроскоп	МИМ - 8	0,17	4		0,6
Разом					29,94

4.4 Розрахунок економічної ефективності.

Складність виконання роботи визначають порівнянням отриманих результатів даного дослідження з результатами відомих аналогічних досліджень з обліком грошових і трудових витрат на їхнє проведення.

Результативність НДР можна визначити по повноті рішень поставленого завдання: отриманий результат відповідає плановому, задовільний чи негативний.

Аналіз залежності між цими показниками й витратами на їхнє досягнення дає можливість кількісної оцінки техніко-економічної ефективності теоретичних НДР по формулі:

$$K_{\text{НДР}} = \frac{J^n \cdot R}{T \cdot B_{\text{НДР}} \cdot t_{\text{НДР}}} \quad (4.10)$$

де $K_{\text{НДР}}$ – рівень ефективності дослідження;

де J^n – важливість роботи;

де R – результативність роботи;

де T – технічна складність виконання НДР;

де $B_{\text{НДР}}$ – витрати на проведення НДР, тис. грн.;

де n – показник використання результатів НДР;

де $t_{\text{НДР}}$ – тривалість проведення НДР, років.

$$= 1,81$$

При проведенні теоретичних НДР і використання їхніх результатів на промисловому підприємстві техніко-економічну ефективність можна визначити, використовуючи значення наступних коефіцієнтів:

K_1 – коефіцієнт, що характеризує досягнутий ефект;

K_2 – коефіцієнт обсягу використання результатів НДР;

K_3 – коефіцієнт складності вирішення задачі;

K_4 – коефіцієнт істотних відмінностей;

Для визначення ступеня ефективності проведеної НДР необхідно, щоб добуток цих коефіцієнтів був не менше 4, в даному випадку:

$$K = 1,5 \cdot 3 \cdot 1,5 \cdot 1,25 = 8,43$$

Галузевий коефіцієнт економічної ефективності $K_{\text{ндр}} = 1,5$, виходячи з проведених розрахунків ми отримали $K_{\text{ндр}} = 1,82$, тому можна зробити висновок, що дані дослідження є економічно доцільними та ефективними.

5 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи із охорони праці, при дослідженні впливу легувальних елементів на отримання різних зміцнювальних фаз у сплавах із дисперсійним твердінням.

5.1 Аналіз потенційних небезпек :

а) небезпеки які пов'язані, з порушенням вимог ергономіки стосовно, організації робочих місць дослідів в приміщенні дослідницької лабораторії;

б) можливість ураження електричним струмом, внаслідок порушення правил з електричної безпеки, що може привести до електричних травм, або летального наслідку;

в) небезпеки які пов'язані із проведенням випробувань механічних властивостей дослідницьких зразків, зокрема можливості отримання механічних травм;

г) небезпеки які пов'язані із дослідженням мікроструктури на електронному мікроскопі «Tesla BS540», зокрема негативний вплив іонізуючих випромінювань, що може привести до розвитку тяжких захворювань.

д) небезпеки які пов'язані із дослідженням структури на оптичному мікроскопі МИМ-8, зокрема пошкодження органів зору внаслідок хибного вибору світлофільтрів;

е) небезпеки які пов'язані із обробкою результатів досліджень із використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі;

є) незадовільні параметри повітряного середовища в приміщенні дослідницької лабораторії, внаслідок неефективної роботи систем опалення

та повітря обміну;

- ж) незадовільне освітлення робочих зон, дослідницької лабораторії;
- з) можливість загоряння внаслідок порушень правил пожежної безпеки, що може привести до пожежі;
- к) небезпеки які пов'язані із умовами праці у надзвичайних ситуаціях;

5.2 Заходи щодо забезпечення безпеки :

а) Згідно ГОСТ 12.2.032-78. «СС. Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования» конструкція робочого місця повинна забезпечувати оптимальне положення співробітника, що досягається за рахунок регулювання висоти сидіння та підставки для ніг. Підставка для ніг повинна регулюватися по висоті. Ширина повинна бути не менше 300 мм, довжина – не менш 400 мм. Поверхня підставки повинна бути рифленою. По передньому краю слід передбачити борти висотою 10 мм. Важливим фактором є простір під столом, його має бути досить, що можна було зручно згинати та розгинати коліна. Стіл повинен мати криволінійну форму. Крісло повинно забезпечити фізіологічно раціональну робочу позу, при якій порушується циркуляція крові і не було іншого шкідливого впливу. Для цього необхідно, щоб у крісла була пружна спинка анатомічної форми, яка зменшить навантаження на хребет. Також крісло обов'язково повинно бути з підколінниками і мати можливість повороту, зміни висоти і кута нахилу сидіння й спинки. Монітор повинен розташовуватися на робочому столі прямо, і віддаленням від очей мінімум на 50-60 см. Верхня границя екрану повинна бути на рівні очей або не нижче 15 см від рівня очей. Клавіатура повинна розташовуватися в 10-15 см (в залежності від довжини ліктя) від краю стола. Глибина стола повинна дозволяти повністю положити лікті на стіл, відсунути клавіатуру до монітора.

б) З метою забезпечення електробезпеки, необхідним є знання основних заходів, для попередження уражень електричним струмом.

Організаційні заходи – до виконання робіт допускаються особи не

молодше 18 років, які пройшли навчання, та перевірку знань з електробезпеки. Основним нормативним актом є ПУЄ (правовий устрій з електроустанов). Ремонт обладнання повинен здійснювати тільки спеціальний підготовлений персонал. Для кожного електроспоживного обладнання повинні бути складені експлуатаційні схеми нормальної і аварійної роботи.

Технічні заходи – розташування струмоведучих частин на недоступній висоті (до 1000 В), не менше 3,5 м (більше 1000 В – 6 м). Всі не ізольовані струмопровідні лінії повинні бути надійно огороженні суцільними огорожами. Відкриття яких можливий тальки за допомогою спеціальних пристроїв. Опір ізоляції електричних дротів повинен бути не менше 0,5 Ом. Обов'язковим є захисне заземлення або занурення. Обов'язковим є використання індивідуальних засобів захисту, зокрема гумовий діелектричний килимок, опір якого слід періодично перевіряти. Обов'язковим є встановлення автоматичних блокуючих пристроїв, які запобігають небезпечним діям людини. Блокуючі пристрої розподіляють на механічні, електричні, та електромеханічні.

в) При випробуванні на механічні властивості дослідницьких зразків негативно на стан працездатності людини впливають різні шуми. Шум – сукупність звуків різної частоти та інтенсивності. Негативно впливає на організм людини, викликає психологічні та фізіологічні порушення, знижує працездатність та сприйнятливність зовнішньої інформації. Шум підвищує ступінь ризику травматизму та нещасних випадків пов'язаних з порушенням сприйняття людиною попереджувальних сигналів, змін в роботі обладнання та технологічного процесу. Шум нормується ГОСТом 12.1.003-83 «Шум. Загальні вимоги безпеки», ДСТУ 2325-93 «Шум. Терміни та визначення» та ДСН 3.3.6-037-99 «Державні санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку». Основою нормування є обмеження звукової енергії, яка діє на людину протягом робочої зміни значеннями, безпечними для її здоров'я і працездатності.

Методи захисту від шуму:

Зниження шуму в джерелі виникнення:

- підвищення якості балансування обертових деталей, класу точності їх виготовлення;

- недопущення перекосів деталей і вузлів, люфтів і зазорів;

Зниження шуму на шляху його поширення.

Досягається будівельно-акустичними заходами, за рахунок застосування звукоізолюючих облицювань.

Акустична обробка приміщень (ефективна в зоні відбитого звуку).

Передбачає вкривання стелі та верхньої частини стін звукопоглинальними матеріалами. Ефективність методу незначна (зниження шуму на 4-7 дБ) і проводиться в поєднанні з іншими методами.

Звукоізоляція.

Застосовується для захисту від шуму, що проникає зовні. Досягається створенням герметичних перепон, стін, кожухів, екранів. Застосовують матеріали, що мають високий коефіцієнт відбиття, наприклад: метал, скло, залізобетон, бетон та інші. В залежності від герметичності, товщини та властивостей матеріалів звукоізоляція дає можливість зменшити шум на 30-50 дБ.

Звукопоглинання.

Застосовують пористі матеріали з великим коефіцієнтом поглинання, наприклад: паропласт, войлок, базальтове волокно та інші.

Для попередження механічних травм, зони випробувань повинні огорожувати спеціальними прозорими екранами з триплексу.

г) Для електронного мікроскопа «Tesla BS540» можливі 3 варіанти аварійної ситуації:

- відключення електроживлення;
- відключення води;
- прорив повітря в вакуумну систему.

У таких ситуаціях першочерговим завданням вважається охолодження

печі дифузійного насоса і, по можливості, збереження вакууму в системі. У всіх випадках слід спочатку відключити високу напругу, піч диф. насоса і вимкнути головний автомат на стінці. При відмові водопостачання постаратися обмотати мокрими ганчірками піч диф. насоса і включити вентилятор для обдування. Гарячі мокрі ганчірки слід міняти, поки вакуум в системі не почне падати. після охолодження приступити до усунення несправності.

При прориві повітря в колону мікроскопа, як правило, спрацьовує автоматика, відсікаючи дифузійний насос від решти обсягу, і вимикається напруження катода і висока напруга. Треба тільки простежити, щоб форвакуумний насос не працював «на повітря», а переключити його на закритий обсяг, наприклад на відкачку боксу з фотопластинками.

В цьому випадку найнебезпечнішим для мікроскопа випадком може з'явитися тріщина в керамічному ізоляторі високовольтного введення. Тому найкраще буде якомога швидше усунути протікання.

Електронний мікроскоп «Tesla BS540», має потужне джерело іонізуючих випромінювань, що як наслідок негативно впливає на організм людини при зовнішньому опромінюванні. Зовнішнє опромінення — це дія на організм іонізуючих випромінювань від зовнішніх відносно нього джерел випромінювання. Під дією іонізуючих випромінювань в організмі людини відбувається іонізація молекул і атомів тканини, порушується хімічна структура сполук, утворюються сполуки, не властиві живій клітині, що в свою чергу призводить до її відмирання. Зміни фізичних і біологічних процесів в організмі залежно від дози опромінювання.

Для попередження шкідливої дії іонізуючих випромінювань необхідно усувати всяку можливість опромінювання організму дозами, які перевищують гранично допустимі. Ступінь ураження радіоактивними речовинами організму людини залежить від ряду чинників: виду випромінювання (альфа-, бета-, гамма-промені і т. ін.); кількості ізотопу (активності); його властивостей (енергії частинок в період піврозпаду та ін.); шляхів попадання в організм людини та його індивідуальної чутливості.

Для захисту від зовнішнього опромінювання, яке має місце при роботі із закритими джерелами випромінювання, основні зусилля необхідно направити на попередження переопромінення персоналу шляхом:

- збільшення відстані між джерелом випромінювання і людиною (захист відстанню);
- скорочення тривалості роботи в зоні випромінювання (захист часом);
- екранування джерела випромінювання (захист екранами).

д) Горизонтальний металографічний мікроскоп МИМ-8 призначений для дослідження мікроструктури металів і інших непрозорих об'єктів в світлому полі при прямому і косому освітленні, а також в темному полі і в поляризованому світлі. Для візуального спостереження об'єктів мікроскоп забезпечений монокулярної і біноккулярної насадками. Власне збільшення біноккулярної насадки - 2,5 х.

Набір ахроматичних і апохроматичних об'єктивів і окулярів забезпечує збільшення мікроскопа при візуальному спостереженні - від 100х до 1350х. Предметний столик мікроскопа забезпечений механізмами для координатного переміщення об'єкта. Освітлення здійснюється від електролампи розжарювання потужністю 170 Вт, 17 В, живиться від освітлювальної мережі 220 В через понижуючий трансформатор, забезпечений секційним перемикачем для регулювання яскравості напруження лампи. Сам мікроскоп і все його частини встановлені на станині, що представляє собою оптичну лаву довжиною 1,8 м. Станина встановлюється на чотири демпфера, призначених для запобігання мікроскопа від вібрації. демпфери вмонтовані в стіл, який має з боків дві тумби з висувними ящиками для зберігання приладдя.

Правильне використання мікроскопа виходить тільки за умови раціональної комбінації об'єктивів, окулярів. При вживанні їх треба пам'ятати, що збільшення повинно знаходитися в межах від 500 до 1000 апертур. Об'єктиви апохромати в поєднанні з компенсаційними окулярами

для візуального спостереження дають збільшення.

Крім правильної комбінації об'єтивів і окулярів, не менш важливе значення має і правильне застосування світлофільтрів. Як правило, при роботі з об'єктивами-ахроматами слід застосовувати світлофільтри, а з апохроматами можна працювати і без них.

Об'єктиви-ахромати мають корекцію тільки для середніх кольорів видимої частини спектра; з цієї причини при білому світлі вони дають зображення з нечіткими контурами, пофарбованими головним чином по краю поля зору. Щоб погасити всі кольори, в яких об'єкт не має корекції, застосовують жовто-зелений світлофільтр. З огляду на те, що об'єктиви-апохромати мають корекцію майже для всіх кольорів видимої частини спектра, жовто-зелені світлофільтри для них зайві.

е) Персонал, що працює на комп'ютері зобов'язаний дотримуватися вимог інструкції, розробленої на підставі Санітарних норм і правил СанПин 2.2.2.542-96 «Гігієнічні вимоги для відео дисплейних терміналах, персональними електророзрахунковими машинами і організації робіт», а також нести особисту відповідальність за дотримання вимог безпеки своєї парці і за створення небезпечного чи шкідливого виробничого фактора для інших працюючих і поломку комп'ютера.

При роботі з комп'ютером шкідливими і небезпечними чинниками є :

- електростатичні поля;
- електромагнітне випромінювання;
- локальне стомлення, загальна втома;

Режими праці та відпочинку при роботі з комп'ютером повинні організовуватися в залежності від виду та категорії трудової діяльності.

Види трудової діяльності поділяються на 3 групи:

Група А – робота із зчитуванням інформації з екрану комп'ютера з попереднім запитом;

Група Б – робота з введенням інформації;

Група В - творча робота в режимі діалогу;

За основну роботу з комп'ютером слід приймати таку, яка займає не менше 50 % роботи протягом часу роботи комп'ютера.

Для видів трудової діяльності встановлюється 3 категорії тяжкості і напруженості роботи з комп'ютером, які визначаються:

- для групи А – по сумарному числу опрацьованих знаків за час роботи з комп'ютером, але не більше 60 000 знаків;
- для групи Б – по сумарному числу зчитуються або вводяться знаків за час роботи з комп'ютером, але не більше 40 000 знаків;
- для групи В – по сумарному часу безпосередньої роботи з комп'ютером, але не більше 6 годин за час роботи з комп'ютером;

Для забезпечення оптимальної працездатності і збереження здоров'я протягом часу роботи необхідно переконатися, що монітори комп'ютера мають анти блокове покриття (окрім групи А) з коефіцієнтом відбиття не більше 0,5. Покриття повинне також забезпечувати зняття електростатичного заряду з поверхні екрана, іскріння і накопичення пилу. Корпус монітора повинен забезпечувати захист від іонізуючих та неіонізуючих випромінювань. Необхідно перевірити робоче положення комп'ютера відстань між стіною з віконними прорізами і столом має бути не менше 0,8 м. При невеликій кількості робочих місць бажано розташувати столи біля протилежної стіни щодо віконних прорізів. Відстань між робочими столами повинно бути не менше 1,2 м. Не допускається знаходження другого робочого місця з боку задньої стінки комп'ютера. Оптимальними параметрами температури в кабінеті є 19-21 °С, допустимі 18-22 °С, відносна вологість повітря 62-55 %.

Тривалість безперервної роботи з комп'ютером без регламентованої перерви не повинна перевищувати 2 годин. Під час регламентованої перерви з метою зниження нервово-емоційного напруження, стомлення зорового аналізатора, усунення впливу гіподинамії, запобігання розвитку втоми доцільно виконувати комплекси вправ. Рівень шуму в приміщенні під час роботи комп'ютерів не повинен перевищувати 50 дБ.

Конструкція відео монітора повинна передбачати заходи, що забезпечують хорошу розбірливість зображення, незалежну від зовнішнього освітлення.

5.3 Заходи щодо виробничої санітарії та гігієни праці :

є) Для нормалізації параметрів повітряного середовища в виробничих приміщеннях передбачається використовувати технічні засоби по забезпеченню нормованих параметрів. До них відноситься водяне або парове опалення, природна вентиляція. У адміністративних приміщеннях використовуються кондиціонери.

Розрахунок надходження теплоти у приміщення, та визначення кондиціонера.

Визначаємо надходження теплоти в приміщення о 18 год. Орієнтування будівлі на ПівдЗ. Площа приміщення складає 35 м², висота 4 м. Розміри вікна 2х1,2 м², площа тіні 0,33 м², подвійне скління. Вікна без сонцезахисних пристроїв. Атмосфера району – незабруднена. Кількість робочих місць 6: 4 жінки та 2 чоловіки. Освітлення здійснюється за допомогою люмінесцентних ламп, загальна потужність яких в приміщенні складає 1,75 кВт. Температура в приміщенні складає 38 °С.

За таблицею 5.3.1 визначаємо значення прямої ($q_{в.п.}$) та розсіяної ($q_{в.р.}$) сонячної радіації о 18 годині:

$$q_{в.п.} = 344 \text{ ккал/(год*м}^2\text{)}$$

$$q_{в.р.} = 95 \text{ ккал/(год*м}^2\text{)}$$

Таблиця 5.3.1 Максимальні значення кількості теплоти прямої ($q_{в.п.}$) та розсіяної ($q_{в.р.}$) сонячної радіації

Показник	Кількість теплоти при заповненні світлових прорізів в залежності від часу доби та орієнтування світлових прорізів, ккал/(год*м ²)							
	До полудня							
	Пі	ПівнС	Сх	ПівдС	Пів	ПівдЗ	З	ПівнЗ
	Після полудня							
	Пів	ПівнЗ	З	ПівдЗ	Півд	Півд	Сх	Півн
$q_{в.п.}$	80	426	423	344	257	96	-	-

$q_{в.р}$	64	93	112	95	75	66	56	54
-----------	----	----	-----	----	----	----	----	----

Кількість теплоти, що знаходиться до приміщення через подвійне скління для розрахункової години розраховуємо:

$$Q_{с.пр.} = (q_0 F_n + q_1 F_p) K_{відн} (\text{ккал/год}) \quad (5.1)$$

де q_0 та q_1 – кількість теплоти, яка надходить до приміщення через світлові прорізи, які опромінюються та не опромінюються прямою сонячною радіацією;

F_n та F_p – площа заповнення світлового прорізу, яка опромінюється прямою та розсіяною сонячною радіацією відповідно, м^2 ;

$K_{відн}$ – коефіцієнт відносного проникнення сонячною радіації через заповнення світлового прорізу.

Таблиця 5.3.2 Коефіцієнт K_1 , який враховує затінення скління світлових прорізів перепльотами та забруднення атмосфери

Скління	Значення коефіцієнту для світлових прорізів K_1 та атмосфери		
	Незабрудненої (незалежно від опромінення)	Забруднених в промислових районах	
		Які опромінюються сонцем в розрахункову годину	Які в розрахункову годину перебувають в тіні
Одинарне без перепльотів	1	0,75	1,75
Подвійне без перепльотів	0,9	0,68	1,58

Таблиця 5.3.3 Коефіцієнт K_2 , який враховує забруднення скла

Забруднення скла	Значення коефіцієнту
Значне	0,85
Помірне	0,9
Незначне	0,95
Чисте скло	1

$$q_0 = (q_{в.п.} + q_{в.р.}) K_1 K_2 \text{ ккал/}(\text{год} \cdot \text{м}^2) \quad (5.2)$$

Площа віконного прорізу, яка опромінюється сонячною радіацією складає:

$$F_{пр} = F_{о.с.} - F_p (\text{м}^2) \quad (5.3)$$

Загальна кількість теплоти, яка надходить до приміщень через віконний проріз, визначається формулою:

$$Q_{с.пр.} = (q_0 F_n + q_1 F_p) K_{відн} \text{ ккал/}(\text{год} \cdot \text{м}^2) \quad (5.4)$$

$K_{відн}$ - коефіцієнт відносного проникнення сонячної радіації через заповнення світлового прорізу. При одинарному склінні $K_{відн} = 0,9 \dots 1,0$; при подвійному $K_{відн} = 0,8 \dots 0,9$.

Виділення теплоти від штучного освітлення розраховують за формулою:

$$Q_{осв} = 860 \cdot n \cdot N_{осв} \text{ ккал/год} \quad (5.5)$$

де n – коефіцієнт переходу електричної енергії в теплову; для люмінесцентних ламп $n = 0,5$;

$N_{осв}$ – сумарна потужність джерел освітлення, кВт.

При розрахунках слід пам'ятати правила переведення енергетичних одиниць:

$$1 \text{ кВт} = 860 \text{ ккал/год};$$

$$1 \text{ ккал/год} = 1,163 \text{ Вт};$$

$$1 \text{ Вт} = \text{Дж/с};$$

Розрахунок виділеної теплоти людьми, відповідно до табл.5.3.4, за умовою, що в приміщенні знаходяться 2 чоловіки, та 4 жінки, температура в приміщенні $38 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таблиця 5.3.4 Кількість теплоти, яка виділяється дорослими людьми (чоловіками)

Кількість теплоти, ккал/год, яка виділяється однією людиною при температурі повітря в приміщенні, $^{\circ}\text{C}$					
10	15	20	25	30	35
130	105	85	55	35	5

$$Q_{\text{л}} = 5 \cdot 2 + 5 \cdot 4 \cdot 0,85 = 27 \text{ ккал/год} \quad (5.6)$$

Загальна кількість теплоти в розрахункову годину в липні, яку необхідно відвести за допомогою кондиціонування, визначається сумою теплоти джерел тепло надходження:

$$Q_{\text{заг}} = Q_{\text{спр}} + Q_{\text{осв}} + Q_{\text{л}} = 642,4 + 752,5 + 27 = 1421 \text{ ккал/год.} \quad (5.7)$$

Оскільки площа приміщення складає 35 м^2 , то найбільш доцільним є використання кондиціонера типу COOPER&HUNTERCH-S12LHA з холодопродуктивністю 3100 ккал/год . Тоді, за формулою (5.8) знаходимо час, який необхідний для охолодження приміщення за допомогою цього кондиціонера:

$$\tau = \frac{C \cdot \gamma \cdot V \cdot (t_{\text{вид}} - t_{\text{норм}})}{3600 \cdot 1,163 \cdot Q_{\text{конд}}} = \frac{1000 \cdot 1,2 \cdot 140 \cdot (27 - 22)}{3600 \cdot 1,163 \cdot 3100} = 0,0647 \text{ год.} \quad (5.8)$$

де C – масова теплоємність припливного повітря (складає $1000 \text{ Дж/кг } ^{\circ}\text{C}$);

– густина припливного повітря (складає $1,2 \text{ кг/м}^3$);

V – об'єм приміщення, м^3 ;

$t_{\text{вид}}$ – температура повітря, що складається з приміщення, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{норм}}$ – нормована (оптимальна) температура в приміщенні, яку необхідно досягти шляхом кондиціонування (прийняти ріною $22 ^{\circ}\text{C}$);

ж) З метою організації нормованого освітлення виробничого приміщення доцільним є використовувати систему загального штучного освітлення, що поєднане із природним освітленням.

Нормоване освітлення складає 300 люкс.

До складу системи входять люмінесцентні лампи моделі ЛД 40-60, встановлені у світильники типу ЛПП.

5.4 Заходи з пожежної безпеки :

з) Для попередження пожеж передбачається використовувати первинні засоби пожежогасіння. До них відносяться: вогнегасники, пожежний інвентар (покривала з негорючого полотна, ящика з піском, бочки з водою, пожежні відра, совкові лопати, лом, сокири тощо), системи автоматичного пожежогасіння.

Первинні засоби пожежогасіння, в залежності від категорії приміщень, можуть розташовуватись як окремо, так і в складі пожежних щитів.

Також необхідно періодично проводити протипожежні інструктажі, навчання та тренування персоналу.

Визначення категорії приміщення в конструкторському бюро

За вибухо-пожежною небезпекою приміщення й будівлі поділяють на п'ять категорій: А, Б, В, Г, Д.

Встановлення категорії приміщення виконується шляхом послідовної перевірки належності приміщення до категорій від найвищої (А) до найнижчої (Д) з урахуванням характеру технологічних процесів і пожежо-небезпечних властивостей речовин, що в них застосовується, з метою виявлення можливих обставин і причин виникнення вибухів і пожеж та їх

наслідків.

Приймаємо категорію Д, так як ця категорія більш підходить по характеристиці речовин і матеріалів, що зберігаються в приміщенні, а саме знаходяться незаймисті речовини і матеріали в холодному стані, а також кабельні електропроводки до устаткування, окремі предмети меблів на місцях.

Визначення класу пожежі

Залежно від агрегатного стану й особливостей горіння різних горючих речовин й матеріалів пожежі за ДБНВ.1.1.7-2002 «Пожежна безпека об'єктів будівництва» поділяються на відповідні класи та підкласи:

- клас А – пожежі твердих речовин, переважно органічного походження, горіння яких супроводжується тлінням (деревина, текстиль, папір);

- клас В – пожежі горючих рідин або твердих речовин, які розтоплюються;

- клас С – пожежі газів;

- клас D – пожежі металів та їх сплавів;

- клас E (додатковий) – пожежі, пов'язані з горінням електроустановок.

Обираємо клас D пожежі, пов'язаний з горінням металів та їх сплавів.

Вибір типу та визначення необхідної кількості первинних засобів пожежогасіння

Визначення видів та кількості первинних засобів пожежогасіння слід проводити з урахуванням фізико-хімічних та пожежо-небезпечних властивостей горючих речовин, їх взаємодії з вогнегасними речовинами, а також розмірів площ виробничих приміщень, відкритих майданчиків та установок.

Необхідну кількість первинних засобів пожежогасіння визначають

окремо для кожного поверху та приміщення, а також для майданчиків та установок.

Серед первинних засобів пожежогасіння особливе місце займають вогнегасники, які відзначаються високою ефективністю дії.

Вибір типу та визначення потрібної кількості вогнегасників здійснюється згідно вогнегасної здатності вогнегасників, граничної площі, класу пожежі горючих речовин та матеріалів у захищуваному приміщенні, або на об'єкті (стандарт ISO 3941–77). Крім перерахованих параметрів береться до уваги також категорія приміщень за вибухопожежною та пожежною небезпекою.

Вибір типу вогнегасника (пересувний чи переносний) зумовлений розмірами можливих осередків пожеж; у разі збільшених їх розмірів рекомендується використовувати пересувні вогнегасники.

Відстань від можливого осередку пожежі до місця розташування вогнегасника не має перевищувати: 20 м – для громадських будівель та споруд; 30 м – для приміщень категорій А, Б, В (горючі гази та рідини); 40 м – для приміщень категорій В, Г; 70 м – для приміщень категорії Д.

Для гасіння великих загорянь у приміщеннях категорій А, Б, В застосовують стаціонарні установки водяного, газового, хімічного та повітрянопінного гасіння.

5.5 Заходи безпеки у надзвичайних ситуаціях:

к) Інженерно-технічні заходи, спрямовані на підвищення стійкості виробничих об'єктів до впливу ударної хвилі.

Ударною хвилею називається область різкого стиску середовища, що поширюється у вигляді сферичного шару від місця вибуху з

надзвуковою швидкістю. Ударні хвилі класифікуються в залежності від середовища поширення. Ударна хвиля в повітрі виникає за рахунок передачі стиснення і розширення шарів повітря. Зі збільшенням відстані від місця вибуху хвиля слабшає і перетворюється на звичайну акустичну. Хвиля при проходженні через дану точку простору викликає зміни в тиску, що характеризуються наявністю двох фаз: стиснення та розширення. Період стиснення настає відразу і триває порівняно невеликий час в порівнянні з періодом розширення. Руйнівна дія ударної хвилі характеризують надлишковий тиск у її фронті (передній межі), тиск швидкісного напору, тривалість фази стиснення.

Вражаюче дія ударної хвилі характеризується величиною надлишкового тиску. Надмірний тиск – це різниця між максимальним тиском у фронті ударної хвилі і нормальним атмосферним тиском перед ним. При надлишковому тиску 20-40 кПа незахищені люди можуть одержати легкі поразки (легкі забиті місця і контузії). Вплив ударної хвилі з надлишковим тиском 40-60 кПа призводить до поразок середньої важкості: втраті свідомості, ушкодженню органів слуху, сильним вивихів кінцівок, кровотечі з носа і вух. Важкі травми виникають при надлишковому тиску понад 60 кПа. Вкрай важкі поразки спостерігаються при надлишковому тиску понад 100 кПа. Ударна хвиля ядерного вибуху може на значній відстані від центра вибуху завдавати поразки людям, руйнувати споруди і ушкоджувати бойову техніку. Ударна хвиля являє собою область сильного стиснення повітря, що розповсюджується з великою швидкістю у всі сторони від центра вибуху.

Швидкість поширення її залежить від тиску повітря у фронті ударної хвилі; поблизу центра вибуху вона в декілька разів перевищує швидкість звуку, але із збільшенням відстані від місця вибуху різко падає. Вражаюча дія ударної хвилі на людей і руйнуючу дію на бойову техніку, інженерні споруди і матеріальні кошти передусім визначаються надмірним тиском і швидкістю рушення повітря в її фронті. Незахищені

люди можуть, крім того поранитися осколками скла, що летять з величезною швидкістю і обломками будівель, що руйнуються, падаючими деревами, а також частинами бойової техніки, що розкидаються, камінням і іншими предметами, що приводяться в рушення швидкісним натиском ударної хвилі.

Найбільші непрямі поразки будуть спостерігатися в населених пунктах і в лісі; в цих випадках втрати військ можуть виявитися більшими, ніж від безпосередньої дії ударної хвилі. Ударна хвиля здатна завдавати поразки і в закритих приміщеннях, проникаючи туди через щілини і отвори. Поразки, що наносяться ударною хвилею, поділяються на легкі, середні, важкі і надто важкі. Легкі поразки характеризуються тимчасовим пошкодженням органів слуху, загальною легкою контузією, ударами і вивихами кінцівок. Важкі поразки характеризуються сильною контузією всього організму; при цьому можуть спостерігатися пошкодження головного мозку і органів черевної порожнини, сильна кровотеча з носа і вух, важкі переломи і вивихи кінцівок.

Механічне вплив ударної хвилі оцінюється за ступенем руйнувань, викликаних дією хвилі (виділяються слабке, середнє, сильне і повне руйнування). Енергетичне, промислове і комунальне обладнання в результаті дії ударної хвилі може отримати пошкодження, також оцінюються за їх тяжкості (слабкі, середні і сильні). Вплив ударної хвилі може призвести також до пошкоджень транспортних засобів, гідровузлів, лісових масивів. Як правило, шкода, яка завдається впливом ударної хвилі, дуже великий, він наноситься як здоров'ю людей, так і різним спорудам.

ВИСНОВКИ

1 При дослідженні сталі 14X17Г17АФ, із карбідо-нітридним зміцненням, встановлено характерний немонотонний (з мінімумом) хід кривої дисперсійного твердіння.

2 В сталі 30X13Г15АФ, що зміцнюється Cr_2N спостерігається

перлитоподібний переривчастий розпад твердого розчину, що є негативно з точки зору механічних властивостей.

3 При дослідженні сплаву ХН35В6ТЮ, що зміцнюється γ' - фазою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ встановлено, що при зростанні температури випробувань від 20 до 700 °С величина

КСУ зменшується від 130 Дж/см² до 46 Дж/см². Тобто спостерігається «провал» ударної в'язкості. Такий «провал» ударної в'язкості стає більш вираженим при найбільшому ступені дисперсійного твердіння.

4 При дослідженні сплавів 08ХН35ВМЮ і 35ХН35ВМЮ, що зміцнюються фазою Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$ встановлено, що введення до складу сплаву вуглецю призводить до суттєвої зміни виду зміцнювальних фаз. Після старіння при температурі 850 °С, дисперсність голок фази Лавеса в сплаві 35ХН35ВМЮ майже на порядок вище, а кількість їх значно більша у порівнянні із сплавом 08ХН35ВМЮ. Більша дисперсність частинок зміцнювальних фаз забезпечує вищу вторинну твердість в сплаві 35ХН35ВМЮ (з 32 до 40 HRC).

5 При підвищенні температури старіння до 950 °С, у сплаві 35ХН35ВМЮ частинки зміцнювальної фази Лавеса типу $\text{Fe}_2(\text{W}, \text{Mo})$, більш стійкі проти коагуляції, у порівнянні зі сплавом 08ХН35ВМЮ.

6 Виходячи з проведених розрахунків встановлено, що галузевий коефіцієнт економічної ефективності $K_{\text{НДР}} = 1,82$.

7 Розглянуто основні заходи із охорони праці безпеки у надзвичайних ситуаціях.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 300 с.
2. Новиков, И.И. Теория термической обработки металлов: Учебник для вузов. – М.: Металлургия, 1986. – 250 - 267 с.
3. Ч.Симс , В.Хагелъ. Жаропрочные сплавы . – М.:Металлургия, 1976.- 87 с.
4. Келли А., Николсон Р. Дисперсное твердение. – М.: Металлургия, 1966. – 252 с.
5. Хачатурян Л.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М., «Наука», 1974. – 384 с.
6. Ashby M.F. Strengthening methods in crystals, ed. by A. Kelly, R. B. Nicholson - New York, USA: Wiley Interscience, 1971, p.137–147.
7. Gladman T. Precipitation hardening in metals // Materials Science and Technology. 1999. V. 15, p. 30–36.
8. Gray J.M. Effect on Niobium (Columbium) on Transformation and Precipitation Processes in High Strength Low-Alloy Steels / Proceedings of Metal Society Conference entitled Heat Treatment '73, December 12-13, 1973,London, England
9. Гляйтер, Х, Хорнбоген, Е. Упрочнение при образовании твердых растворов в дисперсионном твердении // Статическая прочность и механика разрушения сталей: Сб. науч. трудов. Пер. с нем./ Под ред. Даля В., Антона В. - М.: Металлургия, 1986. - 566 с.
10. Фридель, Ж. Дислокации. - М.: Мир, 1967. - 643 с.
11. Гольдштейн, М.И. Дисперсионное упрочнение стали / М.И. Гольдштейн, В.М. Фарбер. – М.: Металлургия, 1979. – 208 с.
12. Р.Кан, Физическое Металловедение. – М.: «Мир», 1967. – 230 с.
13. Каблов, Е.Н. Современные литые никелевые жаропрочные сплавы. / Е.Н. Каблов, Н.Е. Петрушин, И.Л. Светлов // Труды международной

научно-технической конференции, посвященной 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина. – М., ВИАМ., 2006. – с.39-55.

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

15. Ланская, К.А. Жаропрочная сталь. - М.: Metallurgy, 1969. – с.245-247.

16. Бабаскин Ю.З., Шипицин С.Я., Кирчу И.Ф. Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой. – Киев:Наукова думка, 2005.–315 с.

17. Физика металлов и металловедение. Влияние γ' -фазы на температурную зависимость работы разрушения жаропрочного сплава ХН 35В6ТЮ: УДК 669.14.018.44 : 539.537.[Утв. и введ. 02.01.79.]. – М: Академия наук СССР, отдельный оттиск том 49, 1980. – 880 с.

18. Симс Ч.Т. Суперсплавы II. Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. — М. : Metallurgy, 1995. – 384 с.

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Різно-технічний інститут, Інженерно-фізичний
(повне найменування інституту, назва факультету)
Фізичне Матеріалознавство
(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

Магістр

(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему Особливості використання різних зидувальних
срід в стінах з дисперсними твердими

Виконав: студент ___ курсу, групи ___
спеціальності (напряму підготовки)

6.050403 Інженерне матеріалознавство
(код і назва напрямку підготовки, спеціальності)

Мурі О.О.

(прізвище та ініціали)

Керівник Гоч.Традовський В.І.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Щенко Р.В.

(прізвище та ініціали)

08.12.17

12.12.17

м.Запоріжжя
2017 рік

ЗАТВЕРДЖУЮ

“ ” 20 року

Мурь Александр Александрович

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проекту (роботи) Особливості використання різних зидувальних
матеріалів з дисперсійними твердими

керівник проекту (роботи) Грибовський Володимир Іванович, к.т.н., доцент
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом вищого навчального закладу від “ ” 20 року №

2. Строк подання студентом проекту (роботи) 08.12.2014

3. Вихідні дані до проекту (роботи): Загальні характеристики сприйняття та розуміння літератури.

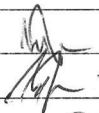
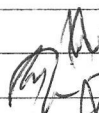
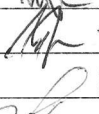
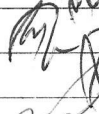
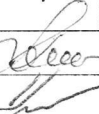
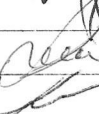
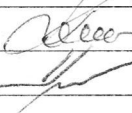
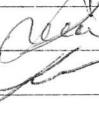
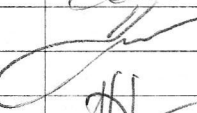
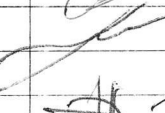
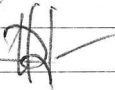
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) *Симптом диспепсії: гідночереда. Симптом п-сроби тити. МЗА(10). Неодноразово срани*

розробити) Сутність дисперсійного зварювання; Сутність у-сварки тилу $MnZ(Al, Ti)$; Особливості сварки Лаваса тилу $Fe_2W(Mo)$; Норми по сварці; Мета та постановка задачі роботи; Хронологічний склад та механізми структуризації; Вибір матеріалів уварювання та їхній вплив на процес; Механізми виробництва; Розподіл структури та складу сплаву; Час, що знадобиться на виконання та контроль роботи; Особливості уварювання дощечки металу 1-го типу тилу $MnZ(Al, Ti)$; Склади що знадобилися для Лаваса тилу $Fe_2W(Mo)$; Особливості уварювання; Склад матеріалів, що знадобилися; Склад матеріалів, що знадобилися; Охорона праці та безпека у наданні матеріалів; 5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

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

Холодный склад деформационные свойства: Значимость твердости вод
су ступенчатый при различных температурах стали ХН17Г17АФ. Результаты исследования стали
30Х13Г15АФ (после закалки при температуре 1200°C в масле). Исследованной стали ХН35Г6ТЮ зг-образно
му, $M_{02}(Al, Ti)$ (после закалки при температуре 1250°C, в масле 2 недели, + отпуски 700°C, 10 часов).
Характеристики стали ХН35Г6ТЮ после различных режимов старения: микроструктура
сплавов, из которых состоит сплав Fe₂(W, Mo), (закаленный в 1256°C, в масле).

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
Аналітичний огляд	доц. Грабовський В. Я.		
Матеріали та методика досліджень	доц. Грабовський В. Я.		
Результати досліджень	доц. Грабовський В. Я.		
Експертний огляд, ОДЗВ	доц. Крушкова В. В.		
Охорона праці та безпека	доц. Кестеров О. В.		
та безпека			

7. Дата видачі завдання 04.09.2017

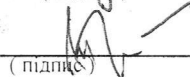
КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Аналітичний огляд	18.10.2017	
2	Матеріали та методика дослідження	01.11.2017	
3	Результати дослідження експертного твердого стану та складов.	15.11.2017	
4	Експертний огляд	23.11.2017	
5	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	05.12.2017	

Студент


(підпис)Мурь О.О.
(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)


(підпис)Грабовський В. Я.
(прізвище та ініціали)