

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет кораблебудування
імені адмірала Макарова

Н. Ю. Лебедєва

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ
до лабораторних робіт з дисципліни "Термічна обробка"

Рекомендовано Методичною радою НУК

Миколаїв 2007

УДК 621.785

Лебедєва Н.Ю. Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з дисципліни "Термічна обробка". – Миколаїв: НУК, 2007. – 32 с.

Кафедра матеріалознавства та технології металів

Містять загальні теоретичні відомості та рекомендації для виконання лабораторних робіт, що пов'язані з термічною обробкою вуглецевих і легованих сталей, чавунів, сплавів кольорових металів.

Призначено для студентів спеціальностей 8.090103 "Композиційні та порошкові матеріали, покриття", 8.092301 "Технологія та устаткування зварювання".

Рецензент д-р техн. наук, проф. О.М. Дубовий

© Видавництво НУК, 2007

Навчальне видання

ЛЕБЕДЄВА Наталья Юрївна

**МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ
до лабораторних робіт з дисципліни "Термічна обробка"**

(українською мовою)

Редактор *Т.Б. Забабуріна*

Комп'ютерна правка та верстка *В.Г. Мазанко*

Коректор *М.О. Паненко*

Свідцтво про внесення суб'єкта видавничої справи до Державного реєстру видавців, виготівників і розповсюджувачів видавничої продукції
ДК № 2506 від 25.05.2006 р.

Підписано до друку 10.10.07. Папір офсетний. Формат 60×84/16.
Друк офсетний. Гарнітура "Таймс". Ум. друк. арк. 1,9. Обл.-вид. арк. 2,0
Тираж 100 прим. Вид. № 13. Зам. № 234. Ціна договірна

Видавець і виготівник Національний університет кораблебудування,
54002, м. Миколаїв, вул. Скороходова, 5

Лабораторна робота № 1

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НАГРІВАННЯ ДЛЯ ГАРТУВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета роботи: дослідити вплив температури нагрівання для гартування на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі; набути практичні навички визначати температуру гартування для конструкційної вуглецевої сталі.

Теоретичні відомості

Гартування – зміцнювальний вид термообробки, в результаті якої у сплавах утворюється нерівноважна (метастабільна) структура, який широко застосовується в машинобудуванні для підвищення міцності, твердості та стійкості до спрацювання сталевих деталей.

Для набуття метастабільних структур сталеві деталі нагрівають і витримують при температурі існування аустеніту, а потім охолоджують зі швидкістю, яка дає змогу зафіксувати мартенсит. *Мартенсит* – орієнтована структура, яка являє собою пересичений твердий розчин вуглецю в α -залізі. Властивості після гартування залежать від температури нагрівання, тривалості витримки, швидкості охолодження деталей тощо.

Процес гартування сталі внаслідок перетворення кристалічних решіток супроводжується збільшенням внутрішніх напружень, які можуть бути більшими за границю міцності сталевих деталей, що гартується.

Гартують, як правило, сталі з підвищеним вмістом вуглецю, а сталі,

в яких він менший за 0,3 %, не гартують, оскільки в них не відбувається істотного підвищення твердості та міцності. Міцність сталі після гартування підвищується в міру збільшення вмісту вуглецю до 0,7 %, а потім вона залишається практично сталою на рівні приблизно 670 НВ.

Загартована доєвтектоїдна сталь, як правило, має структуру дрібно-голкового мартенситу з незначною кількістю залишкового аустеніту, евтектоїдна сталь – структуру мартенситу із залишковим аустенітом, а заєвтектоїдна – структуру мартенситу з вторинним цементитом і залишковим аустенітом.

Залежно від режиму термообробки розрізняють повне та неповне гартування сталі. Для повного гартування сталь нагрівають на 30...50 °C вище критичної точки A_{c3} (A_{ct}), а для неповного – вище точки A_{c1} , але нижче A_{c3} (A_{ct}).

Температура гартування визначається залежно від вмісту вуглецю по лініях діаграми стану сплавів залізо–цементит (рис. 1.1). При нагріванні до точки 1 структура сталі не змінюється. Нагрівання до точки 2 призводить до перетворення перліту в аустеніт і незначного розчинення фериту в аустеніті. Після гартування з цієї температури структура сталі буде складатися з мартенситу і фериту. Ферит зменшує твердість і міцність сталі. Підвищення температури гартування до точки 3 збільшує кількість аустеніту при нагріванні та кількість мартенситу після охолодження. Твердість і міцність сталі зростають. Структура сталі після нагрівання до точки 4 складається тільки з аустеніту, тому після охолодження досягаються максимальні значення твердості та міцності. Надмірне перевищення температури вище точки A_{c3} пов'язане з ростом зерна, що призводить до зниження міцності й опору крихкому руйнуванню. Для доєвтектоїдної сталі застосовують повне гартування.

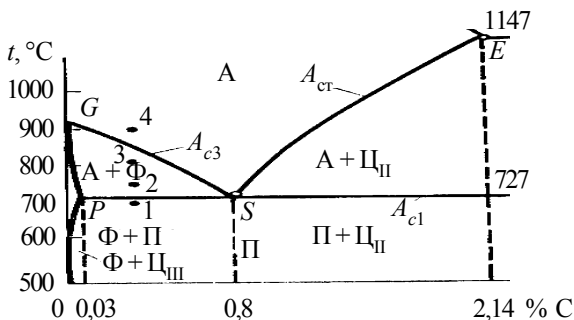


Рис. 1.1. Сталевий кут діаграми залізо–цементит

Для заевтектоїдної сталі застосовують неповне гартування, коли в її структурі залишається надмірний цементит, який не розчинився. Цементит – складова міцна, тому наявність його в загартованій сталі підвищує міцність, але знижує пластичність деталі. З метою зменшення крихкості загартованої сталі перед гартуванням слід виконати нормалізацію або сфероїдизацію сталі, щоб усунути цементитну сітку. Нагрівати заевтектоїдну сталь вище критичної точки A_{ct} (повне гартування) недоцільно, оскільки при охолодженні в сталі утвориться великогочатий мартенсит. Крім того, збільшується аустенітне зерно, з поверхні виробів вигоряє вуглець і підвищуються гартівні напруження.

Температура нагрівання сталі для гартування залежить від її хімічного складу.

Час витримки в електричних повітряних пічах складає 0,8...1 хв на 1 мм перерізу. Швидкість нагрівання в соляній ванні в 2 рази вище, ніж в електричній печі, а в рідкому металі – в 3–4 рази.

Порядок виконання роботи

1. Зразки циліндричної форми діаметром 10...15 мм і висотою 15...20 мм з вуглецевих сталей 40 й У12 покласти у піч та нагріти до температури 680, 720, 760, 800, 840, 880 °С.

2. Після необхідної витримки зразки охолодити у воді.

3. Загартовані зразки зашліфувати з двох боків для видалення окалини, а потім заміряти твердість на пристрої Роквелла.

4. Отримані дані занести у таблицю, форма якої наведена нижче, і побудувати графік зміни твердості від температури нагрівання.

Температура нагрівання, °С	Твердість за Роквеллом, HRC	Мікроструктура

5. Дати аналіз мікроструктур після гартування з різних температур за діаграмою залізо–цементит.

6. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, графічні залежності, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч; бак з водою для охолодження; пристрій типу Роквелла; зразки вуглецевої сталі 40; шліфувальну шкурку.

Контрольні питання

1. Що таке гартування сталі?
2. Як визначити температуру нагрівання для гартування доєвтектоїдної та заєвтектоїдної сталі?
3. Як змінюється структура доєвтектоїдної сталі при її нагріванні в інтервалі $A_{c1} \dots A_{c3}$?
4. Чому після гартування з межкритичного інтервалу температур з підвищенням температури твердість зростає?
5. Які існують структури загартованих сталей?
6. Чому для доєвтектоїдних сталей проводять повне, а для заєвтектоїдних – неповне гартування?

Лабораторна робота № 2

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ГАРТУВАННІ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета роботи: дослідити вплив швидкості охолодження на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі; набути практичні навички проводити гартування.

Теоретичні відомості

У практиці термообробки перетворення аустеніту часто відбувається при неперервному охолодженні сталі з різною швидкістю. Оскільки діаграми ізотермічного перетворення аустеніту побудовано в координатах температура–час, вони дають можливість мати якісне уявлення про характер перетворень при неперервному охолодженні сталі. Для цього накладемо криві охолодження евтектоїдної вуглецевої сталі на її С-подібну діаграму (рис. 2.1,а). Швидкість охолодження V характеризується нахилом кривої (одиниця швидкості охолодження – $^{\circ}\text{C}/\text{с}$). Чим повільніше відбувається охолодження сталі, тим більш пологою стає крива її охолодження. Перетворення аустеніту при дуже малій швидкості V_1 відбувається в умовах, близьких до рівноважних, за температури, наближеної до A_1 . При цьому утворюються грубодисперсні феритно-цементитні суміші. Під час неперервного охолодження аустеніт переохолоджується до температури нижче точки A_{f1} , при цьому підвищення швидкості

оохолодження зумовлює зниження температури перлітного перетворення (рис. 2.1,б). Ця температура характеризує нерівноважні умови перетворення сталі.

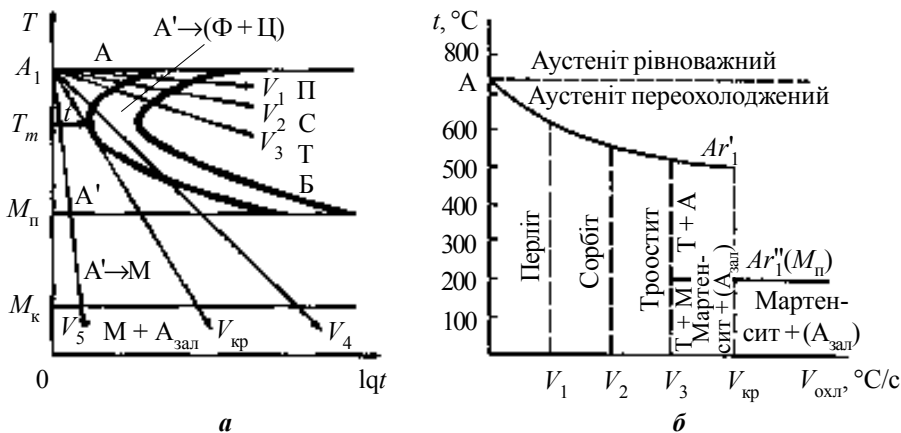


Рис. 2.1. Залежність структури евтектоїдної вуглецевої сталі (а) та положення критичної точки (б) від швидкості охолодження

Перетворення аустеніту на перліт при неперервному охолодженні сталі розвивається в інтервалі температур. Чим більша швидкість охолодження і менший температурний інтервал розпаду аустеніту, тим вища дисперсність феритно-цементитних сумішей, що утворюються. При невеликій швидкості охолодження V_1 утворюється *перліт*, при більшій V_2 – *сорбіт*, а при ще більшій V_3 – *троостит*.

При значно більших швидкостях охолодження сталі, наприклад V_4 , аустеніт розпадається у двох температурних інтервалах: частина його зазнає спочатку перлітного, а потім бейнітного перетворення, а залишкова частина переохолоджується до температури, що відповідає точці M_{π} , і перетворюється на мартенсит. Унаслідок цього утворюється мішана структура трооститу, бейніту та мартенситу. При швидкостях охолодження сталі спостерігаються дві критичні точки: A_{r1} і M_{π} . Як видно з рис. 2.1,а, утворення чисто бейнітної структури при неперервному охолодженні аустеніту вуглецевої сталі неможливе.

При надто швидкому охолодженні, наприклад зі швидкістю V_5 , переохолоджений аустеніт повністю зберігається до лінії точок M_{π} і перетворюється на мартенсит. Нижче точки M_{π} дифузійна рухливість атомів вуглецю стає дуже малою. У цих умовах перетворення аустеніту відбу-

вається бездифузійним шляхом: кристалічні решітки Fe_γ завдяки кооперативному (одночасному) зміщенню однієї чи кількох суміжних площин атомів заліза перетворюються на решітки Fe_α . Оскільки дифузійні процеси загальмовані, весь вуглець, розчинений в аустеніті, залишається в решітках Fe_α . Розчинність вуглецю в аустеніті значно більша (максимум у 100 разів), ніж у фериті, тому утворюється пересичений твердий його розчин в α -залізі, який називається *мартенситом*. Мартенситне перетворення сталі завершується після досягнення температури, що відповідає точці M_s . Це перетворення відбувається в сталі при її гартуванні. При утворенні мартенситу решітки Fe_α дуже спотворюються, перетворюючись із кубічних на тетрагональні. Це дуже міцна та тверда структурна складова сталі, разом з цим і крихка. Велика твердість мартенситу пояснюється значними внутрішніми напруженнями в його решітках, зумовленими надмірно розчинним вуглецем, подрібненням блокової структури його зерна та високою щільністю дислокацій. Властивості мартенситу залежать від вмісту вуглецю в ньому: зі збільшенням вмісту вуглецю твердість, а в деякому інтервалі й границя міцності зростають, а пластичність та ударна в'язкість спадають.

Для розроблення технології термічної обробки крім діаграм ізотермічного розпаду аустеніту використовують термодинамічні діаграми. За цими діаграмами можна отримувати точні дані про температурні інтервали протікання фазових перетворень при безперервному охолодженні та про структурні складові, які при цьому утворюються. Термодинамічні діаграми також будують у координатах температура–час на основі аналізу серії кривих охолодження, на яких відмічають температури початку й кінця перлітного та проміжних перетворень і відповідної області цих перетворень (рис. 2.2). Тонкі лінії на діаграмі для евтектоїдної сталі відповідають діаграмі ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту.

Ці діаграми показують, що при малих швидкостях охолодження у вуглецевій сталі протікає тільки дифузійний розпад аустеніту з утворенням феритно-цементитної структури різного ступеня дисперсності. При високих швидкостях охолодження (вище критичної) дифузійний розпад аустеніту пригнічується і протікає мартенситне перетворення. У легovanій сталі існує й область проміжного бейнітного перетворення, в якій аустеніт розпадається з утворенням бейніту. Прискорення швидкості охолодження пригнічує перлітне перетворення і призводить до утворення бейніту. Проміжне перетворення не проходить до кінця, тому після охо-

лодження поряд з бейнітом завжди будуть присутні мартенсит і залишковий аустеніт.

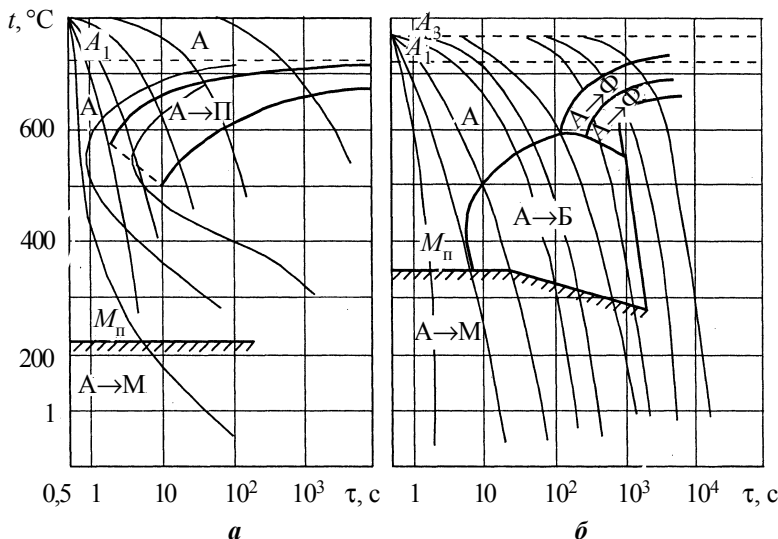


Рис. 2.2. Термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту: **а** – евтектоїдна сталь; **б** – доевтектоїдна сталь з 0,4 % С, 1 % Cr, 0,15 % Мо

Мінімальна швидкість охолодження сталі, яка забезпечує утворення чисто мартенситної структури, називається *критичною швидкістю гартування* ($V_{\text{кр}}$). Її можна визначити графічно, провівши дотичну до кривої початку ізотермічного перетворення сталі біля її виступу. Числове значення критичної швидкості гартування сталі можна знайти за формулою

$$V_{\text{кр}} = \frac{A_1 - T_m}{1,5\tau_m},$$

де A_1 – температура критичної точки сталі, $^{\circ}\text{C}$; T_m – температура біля виступу кривої початку ізотермічного перетворення сталі, $^{\circ}\text{C}$; τ_m – тривалість мінімальної стійкості аустеніту, с.

Дійсна критична швидкість гартування сталі приблизно в 1,5 рази менша, ніж визначена графічно. Це і враховується коефіцієнтом у знаменнику формули.

Значення критичної швидкості гартування залежать від стійкості аустеніту. Чим вона вища, тобто, чим правіше зсунуті криві на С-подібній

діаграмі, тим менша критична швидкість гартування сталі. Отже, її значення залежить від вмісту вуглецю в сталі.

Вирішальну роль в утворенні мартенситу при гартуванні сталі відіграє швидкість охолодження аустеніту. Як видно з діаграми ізотермічного розпаду аустеніту, вона має бути більшою за $V_{кр}$, не повинна виходити за межі інтервалу температур мінімальної стійкості аустеніту (поблизу точки T_m).

В області температур, розташованих вище точки T_m , доцільним є охолодження сталі з помірною швидкістю. Для середньовуглецевих сталей область мінімальної стійкості лежить між 650 і 500 °С. При вищих температурах аустеніт відносно стійкий, і передчасне перетворення його на ферито-перлітну суміш не відбувається. У той же час при плавному охолодженні сталі в області високих температур вирівнюється температура по перерізу і зменшуються температурні напруження. Сталь ще досить пластична, тому ймовірність короблення сталевих виробів та утворення тріщин – мінімальна.

Повільне охолодження сталі бажане також в області, розташованій нижче інтервалу температур мінімальної стійкості аустеніту, оскільки там його стійкість знову підвищується. При $t = 300$ °С і нижче швидке охолодження сталі особливо небезпечне внаслідок того, що вона стає не такою пластичною, ніж при високих температурах. Термічні напруження в сталі додаються до напружень, які виникають при перетворенні аустеніту на мартенсит. Тому при швидкому охолодженні підвищується небезпека утворення тріщин і короблення сталі.

Швидкість охолодження сталевих деталей можна регулювати, застосовуючи різноманітні гартівні середовища: воду, водні розчини солей, кислот, лугів і полімерів, різні масла, розплавлені солі та метали, емульсії тощо (табл. 2.1).

Головною вимогою до гартівних середовищ є велика охолодна здатність в інтервалі температур 650...550 °С і зменшена охолодна здатність при $t = 300$ °С та нижче.

Гартування найчастіше здійснюють занурюванням нагрітого виробу в охолодне середовище. Охолодження відбувається в три стадії: спочатку плівкове кипіння, потім бульбашкове та конвективний теплообмін. Спершу швидкість охолодження виробу незначна, оскільки на *першій стадії* утворюється плівка пари, що обгортає всю поверхню виробу й уповільнює теплообмін. Далі настає *друга стадія* охолодження, яка характеризується руйнуванням парової плівки. Внаслідок цього відбувається зіткнення всієї поверхні виробу з рідиною. Збільшуються тепло-

обмін і швидкість охолодження. А далі виріб охолоджується до температури, за якої не відбувається кипіння рідини та пароутворення. Тому процес охолодження виробу проходить з невеликою швидкістю, в основному відведенням теплоти рідиною, тобто охолодження переходить у третю стадію – конвективний теплообмін.

Таблиця 2.1. Швидкість охолодження сталі в різних гартівних середовищах

Гартівне середовище	Швидкість охолодження (°C/c) в інтервалі температур, °C	
	650...550	300...200
Дистильована вода	250	200
Вода при температурі, °C:		
18	600	270
28	500	270
46	100	270
74	30	200
10 %-й розчин при 18 °C:		
NaOH	1200	300
NaCl	1100	300
Na ₂ CO ₃	800	270
H ₂ SO ₄	750	300
5 %-й водний розчин KMnO ₄	450	100
Гліцерин	135	175
Емульсія масла у воді	70	200
Мильна вода	30	200
Масло:		
мінеральне машинне	150	30
трансформаторне	120	25
Сплав 75 % Sn і 25 % Cd при 175 °C	450	50
Плити:		
мідні	60	30
сталеві	35	15
Повітря:		
спокійне	3	1
під тиском	30	10

Порядок виконання роботи

Роботу виконують на зразках з вуглецевої сталі 40 і У12.

1. Заміряти твердість зразків у стані після відпалу.
2. Визначити за діаграмою залізо–цементит оптимальну температу-

ру нагрівання (для даної сталі). Розрахувати час витримки виходячи з розмірів зразка.

3. Провести нагрів і охолодження зразків на повітрі, у маслі та воді.

4. Загартовані зразки зашліфувати з двох боків для видалення окалини, а потім заміряти твердість на пристрої Роквелла. Отримані дані занести у таблицю.

Марка сталі	Твердість у вихідному стані, HRC	Температура гартування, °C	Охолодне середовище	Твердість після гартування, HRC	Мікро-структура
40					
У12					

5. Дати аналіз мікроструктур за діаграмою ізотермічного розпаду аустеніту.

6. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч; бак з водою і маслом для охолодження; прибор типу Роквелла; зразки вуглецевої сталі 40 і У12; шліфувальну шкурку.

Контрольні питання

1. Які структури можуть утворюватися у сталі, яка нагріта до аустенітного стану при охолодженні?

2. Чим відрізняються перліт, сорбіт і троостит?

3. Від чого залежить структура та властивості загартованої сталі?

4. Які охолодні середовища застосовують під час гартування сталі?

5. Що таке критична швидкість охолодження?

6. Яка структура утворюється при охолодженні зі швидкістю вищою, ніж критична?

7. Які властивості має сталь з мартенситною структурою?

8. Які стадії має процес охолодження?

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ ВІДПУСКУ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ ЗАГАРТОВАНОЇ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета роботи: дослідити перетворення, які відбуваються у загартованій вуглецевій сталі після відпуску; провести аналіз структури і властивостей після відпуску.

Теоретичні відомості

Відпуск сталі належить до завершальних операцій її термообробки і здійснюється після гартування сталі. Відпуском усувають надмірну крихкість загартованої сталі та здобувають структуру, стійкішу при звичайній температурі. Крім того, відпуск повністю або частково усуває внутрішні напруження, що виникають при гартуванні. Ці напруження знімаються тим швидше, чим вища температура. Відпуск сталі полягає в тому, що загартовані деталі нагрівають до температури, нижчої за межу структурних перетворень (727°C), витримують і потім охолоджують з довільною швидкістю.

Сталеві деталі гартування мають метастабільну структуру. Нагрівання їх збільшує рухливість атомів, що сприяє процесу утворення більш рівноважної структури. Найважливішою особливістю при відпуску сталі є розпад мартенситу.

Зміна структур, яка відбувається при відпуску деталей з вуглецевих сталей, визначається температурою і тривалістю відпуску, а також концентрацією вуглецю в сталі. Чим більше вміст вуглецю в аустеніті, тим вища перенасиченість α -розчину та нижча температура мартенситного перетворення при гартуванні сталі, тим більша кількість залишкового аустеніту в ній.

Відпуск вуглецевих сталей супроводжується структурними змінами передусім у кристалах мартенситу. Першою причиною таких змін є утворення в мартенситі ділянок з неоднорідною концентрацією (сегрегацій) вуглецю.

Експериментально встановлено, що дефекти кристалічних решіток є енергетично сприятливими для розміщення атомів вуглецю, тому вони притягуються до дислокацій і дислокаційних стінок. Унаслідок того, що в нормальних решітках мартенситу позиції атомів вуглецю енергетично

менш стійкі, ніж дефектні, в місцях структурних недосконалостей навіть при кімнатній температурі відразу після гартування сталі й у процесі її охолодження від температури початку мартенситного перетворення до кімнатної утворюються сегрегації вуглецю.

Утворення кластерів (плоских скупчень атомів вуглецю одноатомної товщини) проявляється при температурі до 100...150 °С у мартенситі сталей з вмістом вуглецю більше за 0,7 %. Скупчення атомів вуглецю зумовлює зміщення атомів заліза, що призводить до спотворення решіток мартенситу.

Наступною структурною зміною під час відпуску сталі можна вважати виділення проміжних карбідів з мартенситу. Експериментально виявлено при температурі приблизно 100 °С метастабільну структуру ξ -карбіду з імовірно такою формулою: $\text{Fe}_{2,4}\text{C}$. Цей карбід має гексагональні кристалічні решітки на відміну від ромбічних решіток цементиту. Не виділяється ξ -карбід в сталях з концентрацією вуглецю менше за 0,2 %, оскільки під час відпуску більшість атомів вуглецю зв'язані з дислокаціями.

При температурі вище 250 °С і в інтервалі температур 300...400 °С дуже активно відбувається утворення більш стабільної структури цементиту Fe_3C . Вона близька до структури цементиту відпаленої сталі.

До завершальних процесів карбідоутворення під час відпуску сталі належать процеси, не пов'язані з фазовими перетвореннями: коагуляція і сфероїдизація цементиту. Його частинки набувають круглої форми і збільшуються в розмірах.

Відпуск високовуглецевих сталей супроводжується розпадом залишкового аустеніту, який при гартуванні цих сталей утворюється у великій кількості. Його розпад спостерігається в інтервалі температур 200...300 °С. Під час відпуску сталі залишковий аустеніт перетворюється на нижній бейніт.

Під час відпуску сталі відбувається також зміна стану матричної фази, що спостерігається у всьому температурному інтервалі та характеризується зменшенням вмісту вуглецю в α -розчині при виділенні карбідної фази.

Розпад мартенситу відбувається при температурі нижче 150 °С (двофазний розпад) і при температурі 150...300 °С, коли настає збіднення вуглецем α -розчину при одночасному зростанні карбідних частинок.

На першій стадії розпаду мартенситу рухливість атомів вуглецю досить мала, але достатня для утворення карбідних пластин з мартен-

ситного оточення. Через недостатню рухливість атомів вуглецю не забезпечується дифузійний ріст частинок карбіду з неохопленим розпадом ділянок мартенситу з високим вмістом вуглецю. Внаслідок цього утворюється мартенсит з різним вмістом вуглецю, тобто в структурі одночасно існує два твердих α -розчини з різним вмістом вуглецю. Тому такий розпад називається *двофазним*. Розвиток процесу розпаду в цьому випадку відбувається не завдяки росту карбідних частинок з розчину, а внаслідок утворення нових частинок карбіду з мартенситу з вихідним вмістом вуглецю.

Підвищення температури до рівня 150...300 °C сприяє прискоренню дифузії вуглецю. Така температура достатня, щоб забезпечити дифузійний ріст карбідних частинок одночасно з двофазним розпадом α -розчину. При температурі близько 300 °C α -розчин швидко збіднюється, в ньому залишається близько 0,1 % вуглецю, і процес розпаду швидко згасає. Подальше нагрівання сталі призводить до стану, коли різницю між решітками матричного α -розчину й α -заліза виявити неможливо.

Важливими процесами, що відбуваються в α -фазі під час відпуску сталі, є також повернення і рекристалізація.

Структура відпущеної сталі формується в період витримки при температурі відпуску, тому інтенсивність наступного охолодження не зумовлює яких-небудь змін у ній. Як правило, сталеві деталі охолоджують на спокійному повітрі.

Залежно від температури та структури металу, що утворилася, розрізняють низький, середній та високий відпуски сталі.

Низький відпуск здійснюється нагріванням сталі до 150...250 °C й охолодженням її з будь-якою швидкістю. Цей вид відпуску застосовують для різноманітного різального та вимірювального інструментів з вуглецевих і низьколегованих сталей, а також деталей після обробки їхніх поверхонь гартуванням, цементацією тощо.

Середній відпуск здійснюється нагріванням сталі до 300...450 °C, коли мартенсит перетворюється на троостит відпуску. Середній відпуск використовується, наприклад, при виготовленні різних сталевих деталей, що працюють за умов тертя (пружин, ресор штампів тощо).

Високий відпуск здійснюється нагріванням сталі до 500...650 °C, коли мартенсит перетворюється на сорбіт відпуску. Деякі сталі після цього відпуску охолоджують у воді або маслі. Високий відпуск застосовують для деталей з конструкційних сталей, що працюють при підвищених і динамічних навантаженнях.

Процес гартування з високим відпуском називають *поліпшенням сталі*. Після такої обробки сталь набуває кращого поєднання міцності та в'язкості порівняно з відпалюванням і нормалізацією.

У сталі, обробленій на сорбіт відпуску, зменшується твердість до 250...350 НВ, знижується міцність у 1,5–2 рази, а пластичність і в'язкість збільшується в кілька разів.

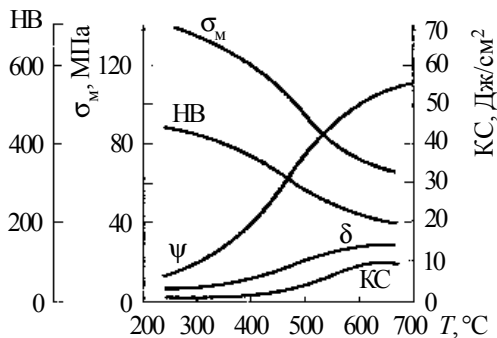


Рис. 3.1. Вплив відпуску сталі 45 на її механічні властивості

Відпуск при температурі 600...650 °C усуває внутрішні напруження в сталі повністю. Зміння механічних властивостей у залежності від температури сталі 45 наведено на рис. 3.1.

На практиці режимні параметри відпуску сталі визначають за довідниками, а також спеціальними номограмами, в яких взаємопов'язані між собою процентний вміст вуглецю в сталі, температура нагрівання, тривалість витримки та твердість HRC. Користуючись номограмою, можна визначити твердість вуглецевої сталі, відпущеної за певним режимом.

Порядок виконання роботи

Роботу виконують на зразках з вуглецевої сталі 40.

1. Провести гартування у воді трьох зразків сталі 40. Заміряти твердість за Роквеллом, дані занести у таблицю.

Номер зразка	Твердість після гартування, HRC	Твердість після відпуску, HRC, при t , °C		
		200	400	600
1				
2				
3				

2. Провести низький, середній і високий відпуски. Зразки зашліфувати і заміряти твердість. Отримані дані занести у таблицю.

3. Побудувати графік залежності твердості від температури відпуску.

4. Проаналізувати перетворення і дати характеристику мікроструктур, які утворилися при різних температурах відпуску.

5. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельні печі; бак з водою для охолодження; пристрій типу Роквелла; зразки вуглецевої сталі 40; шліфувальну шкурку.

Контрольні питання

1. Що таке відпуск сталі, для чого його застосовують і які види відпуску існують?
2. Який відпуск сталі називається низьким, середнім і високим та яке їх призначення?
3. Як змінюється структура сталі внаслідок її відпуску?
4. Які існують інтервали температур, за яких відбуваються перетворення в структурі сталі під час її відпуску?
5. Яка різниця між структурами мартенситу, трооститу і сорбіту відпуску?

Лабораторна робота № 4

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ ЧАВУНУ

Мета роботи: дослідити вплив гартування та відпуску на мікроструктуру і твердість перлітного чавуну.

Теоретичні відомості

Термічна обробка чавуну сприяє зменшенню внутрішніх напружень у виливках, утворенню стабільних структури і розмірів, забезпеченню підвищеної міцності та пластичності (після відпаду й старіння), підвищеної твердості та стійкості до спрацювання (після гартування і відпуску).

Специфічними процесами термообробки чавунів є: графітизація – розкладання цементиту для зменшення кількості зв'язаного вуглецю; розчинення графіту та збагачення вуглецем аустеніту, що зумовлює збільшення кількості перліту в структурі чавуну.

Однією з особливостей термообробки чавуну, на відміну від сталі, є необхідність більш строгого врахування структури і фізико-механічних властивостей матеріалу у вихідному стані.

Швидкість нагрівання й охолодження чавунів мають бути такими, щоб у виливках не утворювалися термічні напруження, зовнішні та внутрішні тріщини, деформації. Небезпечною є підвищена швидкість нагрівання й охолодження в температурній області пружного стану чавуну: від кімнатної до 500 °С. Тому чим більше та складніші за формою виливки, тим швидкість нагрівання й охолодження їх має бути нижчою. В області вищих температур, коли виникають пластичні деформації, швидкість нагрівання та охолодження виливків може бути підвищена.

При всіх видах відпалу відбувається графітизація чавунів, і в їхній структурі збільшується кількість фериту. Мала швидкість нагрівання, а також надмірна витримка при температурі відпалу зумовлюють розкладання цементиту, що входить до складу перліту. Це призводить до погіршення механічних властивостей чавуну. Тому швидкість нагрівання й охолодження, тривалість витримки виливків при температурі відпалу мають бути оптимальними. Їх визначають дослідним шляхом.

Для скорочення тривалості відпалу застосовують різні способи: модифікацію чавуну алюмінієм, підвищення температури першої стадії графітизації, гартування виливків перед відпалом.

Виливки із сірого і високоміцного чавунів піддають відпалу з метою зняття внутрішніх напружень, які виникають при литті та з часом спричиняють утворення тріщин, зміну форми і розмірів виливків. Внаслідок відпалу знижуються твердість, поліпшується оброблюваність чавуну різанням, підвищується його пластичність та в'язкість.

Поширеними є в основному три види відпалу чавунних виливків:

відпал середньотемпературний графітизувальний. Він виконується при температурі 680...750 °С. Залежно від потрібної структури тривалість витримки становить 1...4 год;

відпал високотемпературний графітизувальний. Температура відпалу сірих чавунів становить 850...950 °С, високоміцних – 900...950 °С; тривалість витримки – 0,5...5 год;

пом'якшувальний відпал. Застосовують для виливків з високоміцного чавуну з метою поліпшення його оброблюваності різанням. Він виконується за таким режимом: нагрівання до температури 900 °С, витримка 2 год, охолодження в печі до 740 °С, витримка 2...5 год, охолодження в печі до 680 °С, потім – охолодження на повітрі.

Для підвищення твердості, міцності, а також стійкості до спрацювання виливки з сірого, ковкого і високоміцного чавуну часто піддають *нормалізації* при температурі 850...950 °С. Витримка при температурі нормалізації становить 1...3 год. Структура чавуну після нормалізації: перліт + графіт або сорбіт + графіт. У випадках, коли нормалізовані вироби мають підвищену твердість, після нормалізації їх піддають високому відпуску при температурі 550...600 °С з витримкою 1...2 год.

Суттєво підвищити твердість, міцність та зносостійкість чавунних виробів можна, застосувавши *гартування з відпуском*. Гартування чавуну виконується в аустеніто-графітній області температур. У процесі нагрівання й охолодження графітні включення мало змінюються за розмірами, формою та характером розташування.

У процесі нагрівання і витримки при температурі гартування частини графіту розчиняється в аустеніті. Тому умови нагрівання вибирають із розрахунку, щоб вміст вуглецю не перевищував евтектоїдного складу. Інакше в структурі загартованого чавуну буде зберігатися велика кількість залишкового аустеніту, а утворення мартенситу з високою концентрацією вуглецю збільшує схильність чавуну до гартівних тріщин. Охолодження простих виливків здійснюють у воді, а складних – у маслі. Гартування виливків з ковкого чавуну можна виконувати також після закінчення першої стадії графітизації.

Температуру відпуску вибирають залежно від потрібних властивостей у межах 200...600 °С.

Значно поліпшує комплекс механічних властивостей чавуну ізотермічне гартування, що розширює можливості його використання для виготовлення відповідальних деталей машин. Унаслідок ізотермічного гартування зростає не лише міцність і зносостійкість, а й в'язкість чавуну.

При ізотермічному гартуванні виливки піддають аустенізації за температури 820...870 °С протягом 0,2...1,5 год, а потім переохолодженню в розплавах солей при температурі від 250...300 до 450...500 °С залежно від потрібного рівня механічних властивостей. При ізотермічному розпаді аустеніту утворюються структури: бейніт + графіт або голчатий троостит + графіт.

У структурі бейніту може зберігатися значна кількість залишкового аустеніту. Це створює резерв поліпшення механічних властивостей чавуну обробкою холодом. Твердість чавунів після ізотермічного гартування може досягати 39...41 HRC.

Високонавантажені чавунні виливки, від яких вимагають підвищеної

зносостійкості, піддають поверхневому гартуванню з нагріванням поверхневого шару газовим полум'ям, струмом високої частоти або в електроліті. Температура нагрівання становить 900...1100 °С, тривалість витримки – 6...10 с. Охолодження здійснюється у воді, маслі або масляній емульсії. Відпуск ведуть при температурах 200...600 °С. У результаті підвищуються твердість, міцність, зносостійкість поверхневого шару за наявності м'якої серцевини виливка.

Для ефективного зняття внутрішніх напружень і забезпечення сталості форми та розмірів при виготовленні, а також тривалій експлуатації чавунних виливків застосовують старіння (стабілізацію) чавуну.

Розрізняють два види старіння: природне та штучне.

Природне старіння чавуну здійснюється при витримці виливків на відкритому повітрі або в приміщенні протягом 3...15 місяців. Зняття напружень відбувається в місцях їх найбільшої концентрації завдяки пластичній деформації чавуну, що створюється температурними коливаннями повітря. Зниження рівня залишкових напружень при природному старінні чавуну становить 2...10 %. Метод застосовується для стабілізації деталей металооброблюваних верстатів як самостійна операція або після інтенсивної стабілізації іншими методами. Чим жорсткіші вимоги ставляться до точності верстатів, тим триваліша витримка деталей при старінні.

Штучне старіння чавуну здійснюється при температурі 500...600 °С протягом 1...8 год. Швидкість нагрівання виливків становить 30...150 °С/год, швидкість охолодження до температури 150...200 °С не повинна перевищувати 20...50 °С/год. При цьому, чим більші та складніші за формою виливки, тим швидкість нагрівання їх має бути меншою. Чим вища температура нагрівання виливків при старінні, тим повніше знімаються напруження. Остаточню виливки охолоджують на повітрі.

Метод забезпечує зменшення напружень до 60...70 % відносно початкового рівня. Його використовують для зменшення або зняття напружень, запобігання деформації та тріщиноутворенню під час механічної обробки й експлуатації чавунних виробів.

Зміцнювальне теплове старіння відбувається при нагріванні чавунних виливків до температури 250 °С. Швидкість нагрівання виливків не повинна перевищувати 150 °С/год. Тривалість витримки становить 5 год. Охолодження здійснюється на повітрі.

Також застосовують більш економічні методи інтенсивної стабілізації розмірів чавунних виливків.

Вібраційне старіння забезпечує зниження напружень у виливках на 10...15 %. Під час вібрації у виливку утворюються тимчасові напружен-

ня, які зумовлюють пластичні деформації в мікрооб'ємах чавуну і, таким чином, підвищують його стійкість до короблення.

При старінні методом статичного перевантаження додаткові тимчасові напруження у виливку виникають під дією прикладених статичних навантажень. При цьому зниження напружень досягає 10...30 %.

Старіння чавуну методом термоудару відбувається внаслідок примусової пластичної деформації, зумовленої термічним напруженням при швидкому нагріванні виливка. Для старіння виливки завантажують у піч, нагрівають до температури 400...600 °С і після нетривалої витримки (0,2...0,6 год) охолоджують на повітрі. Загальний рівень напружень у чавуні при використанні цього методу знижується на 10...20 %.

Порядок виконання роботи

1. Вивчити мікроструктуру чавуну у вихідному стані.
2. Заміряти твердість чавуну у вихідному стані.
3. Провести гартування зразків у воді або маслі з температури 860...880 °С. Тривалість витримки визначають за розрахунком 1,5...2 хв на 1 мм перерізу.
4. Заміряти твердість після гартування.
5. Вивчити мікроструктуру чавуну після гартування (1 зразок). Мікрошліф травлять 4 %-м розчином азотної кислоти у спирті.
6. Провести відпуск (за 1 зразком) при температурах 200, 300, 400, 500, 600 °С протягом 45...60 хв.
7. Заміряти твердість після відпуску.
8. Отримані дані занести у таблицю і побудувати графік залежності твердості від температури відпуску.

Твердість, HRC						
Вихідний стан	Гартування з $t = 860...880\text{ }^{\circ}\text{C}$	Відпуск при $t, ^{\circ}\text{C}$				
		200	300	400	500	600

9. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч; бак з водою та маслом для охолодження; пристрій типу Роквелла; зразки високоміц-

ного перлітного чавуну; шліфувальну шкурку; 4 %-й розчин азотної кислоти у спирті; полірувальні пасти; металографічний мікроскоп.

Контрольні питання

1. Визначте основні види відпалу чавунних виливків.
2. Які структури можуть бути в чавунах після нормалізації?
3. Як змінюються структура і властивості чавунів після гартування та відпуску?
4. У чому полягає суть ізотермічного гартування чавуну?

Лабораторна робота № 5

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ КОНСТРУКЦІЙНОЇ ЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ

Мета роботи: дослідити вплив гартування та температур відпуску на мікроструктуру і твердість низьколегованої конструкційної сталі.

Теоретичні відомості

Конструкційні леговані сталі є дуже великою групою сталей. Їх поділяють на *низьковуглецеві цементовані* і *середньовуглецеві поліпшувані*. До окремих категорій слід віднести *високоміцні* й *автоматні* сталі. Основними легуючими елементами конструкційних легованих сталей є хром, нікель, манган, кремній, молібден, вольфрам, ванадій, титан і бор.

Температура нагрівання легованих сталей залежить від виду термічної обробки та вимог до їхніх механічних властивостей. Більшість легуючих елементів підвищують критичні точки A_1 і A_3 , причому практично всі ці елементи сповільнюють проходження дифузійних процесів у сталі. Тому температура і тривалість нагрівання легованих сталей при термообробці порівняно з вуглецевими сталями вищі. Більш високі температури нагрівання легованих сталей для гартування не призводять до росту зерна, оскільки більшість легуючих елементів (крім марганцю і бору) зменшують схильність аустенітного зерна до росту.

Легуючі елементи суттєво впливають на кінетику і характер перетворення аустеніту. Це пов'язано з дією кількох факторів, які можуть впливати на цей процес спільно чи окремо: утворення нових фаз, знижен-

ня швидкості $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення, мала швидкість легуючих елементів, зниження швидкості дифузії вуглецю в присутності легуючих елементів тощо. Усі легуючі елементи, крім кобальту, підвищують стійкість переохолодженого аустеніту і зменшують швидкість його перетворення. Сумісне введення кількох елементів може впливати на стійкість аустеніту значно сильніше, ніж окреме.

Мартенситне перетворення в легованих і вуглецевих сталях має однакову природу. Проте легуючі елементи, змінюючи положення мартенситних точок, впливають на його кінетику. Більшість легуючих елементів знижують мартенситні точки, інші (алюміній, кобальт) – підвищують, а деякі (кремній) – практично не впливають на їх положення. Особливо різко знижує мартенситні точки манган.

Легуючі елементи, що знижують температуру мартенситного перетворення, підвищують кількість залишкового аустеніту. Усі легуючі елементи, крім кобальту, знижують критичну швидкість гартування і сприяють збільшенню прогартуваності.

Легуючі елементи підвищують стійкість сталі до відпуску, тому його проводять при вищих температурах, ніж відпуск вуглецевих сталей. Леговані сталі схильні до появи відпускну крихкості першого та другого родів.

Відпускну крихкість першого роду більшою чи меншою мірою властива всім сталям і не залежить від їхнього складу та швидкості охолодження після відпуску. Повторне нагрівання в інтервалі температур, за яких вона виникає (близько 300 °C), не усуває її. Якщо сталь, окрихчену при такому відпуску, відпустити при температурах вище 500 °C, то повторний відпуск в інтервалі 200...400 °C не повертає її у крихкий стан. Тому відпускну крихкість першого роду називають *необоротною*. Відпускну крихкість другого роду спостерігається у легованих сталях при повільному охолодженні після відпуску в інтервалі температур 500...650 °C. Швидке охолодження сталі від температури відпуску запобігає її розвитку. Проте вона може знову виникнути, якщо сталь повторно нагріти в цьому інтервалі й охолодити повільно. Тому відпускну крихкість другого роду називають *оборотною*.

Леговані поліпшувані сталі містять 0,3...0,5 % вуглецю. Їх застосовують в основному після термообробки, яку називають *поліпшенням* – гартуванням на мартенсит з наступним високотемпературним відпуском на структуру сорбіту. Поліпшення забезпечує найкраще поєднання механічних властивостей сталі. Ці сталі призначені для виготовлення відпо-

відальних деталей машин, що працюють в умовах циклічних або ударних навантажень, концентрації напружень, при підвищених або знижених температурах. У таких деталях потрібно забезпечити високий комплекс механічних властивостей по всьому перерізу. Тому сталі для них вибирають за прогартовуваністю.

Відпуск поліпшуваних сталей виконують при вищих температурах, ніж вуглецевих. Це дає змогу повніше зняти гартівні напруження, дістати краще поєднання міцності та в'язкості. Карбідна фаза в легованих сталях завжди більш дисперсна і тверда, ніж цементит у вуглецевих сталях, чим зумовлює сильніше зміцнення матеріалу. Додаткове підвищення механічних властивостей деталей відбувається завдяки тому, що легуючі елементи сприяють подрібненню зерна та зміцненню фериту.

Поліпшувані сталі поділяють на кілька груп.

Хромисті сталі 38ХА, 40Х, 45Х, 50Х – найдешевші. Зі збільшенням вмісту вуглецю міцність цих сталей підвищується, пластичність і в'язкість знижуються, а поріг холодноламкості зростає. Хромисті сталі схильні до відпускнуї крихкості другого роду, яку усувають швидким охолодженням від температури високого відпуску в маслі чи воді. Сталі прогартовуються на невелику глибину (15...25 мм) і застосовуються для виготовлення деталей невеликого перерізу, що працюють в умовах незначних навантажень (валки, гільзи, шпильки, гайки тощо).

Хромосиліціймнганові сталі (хромансилі) 20ХГСА, 25ХГСА, 30ХГСА, 35ХГСА мають високий комплекс механічних і технологічних властивостей. Найвищі механічні властивості вони забезпечують після ізотермічного гартування в розплаві солі з температурою 280...310 °С. Хромансилі прогартовуються в перерізах на глибину до 30...40 мм і схильні до знеуглецювання при нагріванні. Їх застосовують для виготовлення валів, тонкостінних високоміцних зварних конструкцій, деталей кермового керування автомобілів та ін.

Хромонікелеві сталі 40ХН, 45ХН, 50ХН прогартовуються в перерізах на глибину до 40...50 мм. На відміну від хромистих сталей вони мають нижчий поріг холодноламкості та менше схильні до крихкого руйнування. Ці сталі використовуються для виготовлення відповідальних деталей, що працюють при підвищених динамічних навантаженнях (черв'яки силових передач, зубчасті муфти тощо).

До кращих конструкційних поліпшуваних сталей належать *хромонікельмолібденові і хромонікельвольфрамкові сталі* 40ХНМА, 38ХНЗМА, 38ХНЗМФА, 18Х2Н4МА, 18Х2Н4ВА тощо. Збільшення вмісту нікелю в цих сталях призводить до значного зниження порогу холодноламкості, а також зростання прогартовуваності (до 100 мм і більше).

Нікель підвищує також в'язкість сталі. Проте хромонікелеві сталі схильні до відпускнуї крихкості, яка не усувається швидким охолодженням сталі. Тому ці сталі додатково легують молібденом або вольфрамом (0,3...0,5 %). Сталі цієї групи мають малу схильність до крихкого руйнування, добре витримують динамічні навантаження, слабо знеміцнюються при нагріванні, тому можуть використовуватися для деталей, що працюють при підвищених температурах (до 300...400 °C). Їх застосовують для виготовлення великих деталей найвідповідальнішого призначення (вали і ротори турбін, колінчасті вали, шатуни, зубчасті колеса, відповідальні болти та шпильки в моторобудуванні, важконавантажені деталі компресорів і редукторів). Суттєвими недоліками сталей хромонікелевої групи є висока вартість, знижена оброблюваність різанням та флокочутливість.

Для гартування леговані конструкційні сталі нагрівають до більш високих температур у порівнянні з вуглецевими, оскільки необхідно забезпечити більш повну розчинність карбідів в аустеніті. У зв'язку з великою стійкістю переохолодженого аустеніту гартування сталей здійснюється у маслі. Деякі сталі з кількома легуючими елементами загартовують на повітрі.

Після гартування структура сталей складається з мартенситу. Температуру відпуску вибирають залежно від потрібного рівня механічних властивостей і складу тому, що знеміцнення їх при відпуску відбувається неоднаково: в менш легованих сталях проходить швидше, а в більш легованих – повільніше. Після відпуску при температурі 500...640 °C структура сталі є високодисперсним зернистим сорбітом, який характеризується кращим комплексом механічних властивостей.

Режими кінцевої термічної обробки деяких легованих сталей наведено в табл. 5.1.

Таблиця 5.1.

Марка сталі	Гартування		Відпуск	
	Температура, °C	Охолодне середовище	Температура, °C	Охолодне середовище
38ХА	860	масло	550	вода чи масло
40Х	860	масло	500	вода чи масло
50Х	830	масло	520	вода чи масло
30ХН3А	820	масло	530	вода чи масло
30ХГСА	880	масло	540	вода чи масло
38ХН3МА	850	масло	590	повітря

Порядок виконання роботи

Роботу виконують на зразках циліндричної форми діаметром 10...15 мм і висотою 15...20 мм зі сталей 40Х і 30ХГСА.

1. Заміряти твердість зразків у вихідному стані за Роквеллом.

2. Зразки нагріти у печі до температури гартування (840...860 °С). Після необхідної витримки зразки охолодити у маслі.

3. Загартовані зразки зашліфувати з двох боків для видалення окалини, а потім заміряти твердість за Роквеллом.

4. Отримані дані занести у таблицю, форма якої наведена нижче, і побудувати графік змінення твердості від температури нагріву.

5. Для визначення структури на одному зразку кожної сталі зробити мікрошліф. Травлення проводити 4 %-м розчином азотної кислоти у спирті.

6. Загартовані зразки ставлять на відпуск при температурах від 200 до 600 °С через кожні 100 °С.

7. Після відпуску зразки зашліфувати і заміряти твердість за Роквеллом. Результати занести у таблицю.

Режим обробки	Твердість за Роквеллом, HRC	Мікроструктура
Вихідний стан		
Гартування		
Відпуск при температурі, °С		
200		
300		
400		
500		
600		

8. Виготовити мікрошліфи зі зразків, які відпущені при $t = 200, 400, 600$ °С, і дослідити їхню мікроструктуру.

9. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч; бак з маслом для охолодження; прибор типу Роквелла; зразки легованих сталей 40Х і 30ХГСА; шліфувальну шкурку; поліровані пасти; 4 %-й розчин азотної кислоти у спирті; металографічний мікроскоп.

Контрольні питання

1. Як впливають легуючі елементи на критичну швидкість охолодження сталі?
2. Як впливають легуючі елементи на критичні точки сталі?
3. Як впливають легуючі елементи на інтервал температур мартенситного перетворення сталі?
4. Яка природа відпускнуї крихкості сталі першого та другого родів?
5. Як впливають легуючі елементи на прогартовуваність сталі?
6. Які сталі називають поліпшуваними?

Лабораторна робота № 6

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Мета роботи: дослідити вплив гартування та старіння на мікроструктуру і твердість дюралюмінів; набуті практичні навички проведення гартування та штучного старіння.

Теоретичні відомості

Алюміній – один з найлегших конструкційних матеріалів. Його густина становить $2,7 \text{ г/см}^3$. Температура плавлення – 660°C . Алюміній має низьку міцність і високу пластичність. Чистий алюміній достатньо чинить опір корозії, оскільки на його поверхні утворюється щільна плівка оксиду алюмінію Al_2O_3 , що захищає його від взаємодії з навколишнім середовищем. Постійними домішками у чистому алюмінії є залізо і кремній. Ці елементи знижують його пластичність. Сплави алюмінію, зберігаючи низьку густину, мають досить високу міцність та здатність чинити опір інерційним і динамічним навантаженням.

Як легуючі елементи алюмінієвих сплавів використовують мідь, магній, кремній, манган, цинк, а також, у деяких випадках, нікель, титан, берилій, цирконій, літій. Більшість цих елементів утворюють з алюмінієм тверді розчини обмеженої розчинності, що змінюється з температурою, та інтерметалічні фази.

За технічними ознаками алюмінієві сплави поділяють на деформівні й ливарні. Деформівні сплави поділяються на сплави, що не зміцню-

ються термічною обробкою, і сплави, які термічною обробкою зміцнюються. Типовими представниками деформівних алюмінієвих сплавів, що зміцнюються термообробкою, є дюралюміні.

Дюралюміні є сплавами потрійної системи Al-Cu-Mg , до яких додають манган з метою підвищення опору корозії і знешкодження негативного впливу заліза та кремнію. Залежно від марки сплави містять 3,8...4,9 % Cu ; 0,4...2,6 % Mg ; 0,3...0,9 % Mn . Шкідливими домішками в дюралюмінах є Fe і Si (не більше 0,3...0,8 % кожного). Окрім цих елементів сплави можуть містити до 0,1 % Ni ; 0,1 % Ti ; 0,1...0,3 % Zn . Сплави поєднують високу міцність із задовільними пластичністю, зварюваністю, оброблюваністю різанням та корозійною стійкістю.

Зміцнювальна термообробка дюралюмінів ґрунтується на зміні розчинності компонентів у твердому розчині залежно від температури і не супроводжується поліморфним перетворенням. Так, мідь розчиняється в алюмінії при кімнатній температурі в кількості близько 0,2 %, а при температурі 548 °С – до 5,7 %. У відпаленому стані структура більшості дюралюмінів складається з α -твердого розчину компонентів сплаву в алюмінії і вторинної фази b (у дюралюмінах це інтерметалічна сполука CuAl_2).

При нагріванні сплавів кольорових металів до температури вище лінії KL (рис. 6.1) вторинна β -фаза розчиняється в α -твердому розчині. Внаслідок цього в останньому фіксується компонент B у кількості, що відповідає температурі T_0 (точка n). При швидкому охолодженні (гартуванні) сплавів від температури T_r повністю ліквідується процес виділення кристалів вторинної β -фази, внаслідок чого структура сплавів стає однофазною – твердий розчин з концентрацією C_0 . Такий розчин є перенасиченим при кімнатній температурі, оскільки його рівноважна концентрація відповідає точці b .

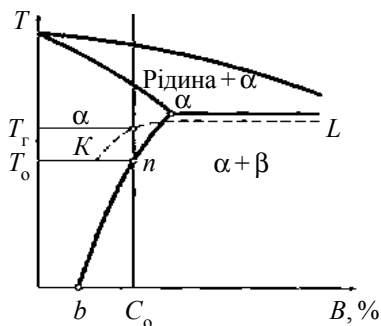


Рис. 6.1. Діаграма гартування сплавів кольорових металів без поліморфного перетворення

Перенасиченість твердого розчину майже не впливає на підвищення твердості та міцності сплавів, несуттєво змінюється також їхня пластичність. Після гартування в структурі дюралюмінів крім α -фази залишаються нерозчинені сполуки заліза.

Стан пересиченого твердого розчину термодинамічно нестійкий і згодом

у ньому розвиваються процеси, які підготовляють виділення надлишкової вторинної фази. Внаслідок тривалої витримки при кімнатній температурі міцність сплаву суттєво зростає при одночасному зниженні пластичності. Це явище називають *природним старінням сплаву*.

Для практики важливе значення має інкубаційний період – час, протягом якого загартований сплав зберігає високу пластичність. Це дає можливість безпосередньо після гартування виконувати холодну пластичну деформацію сплаву.

При нагріванні загартованого сплаву його зміцнення проходить значно швидше (рис. 6.2). Зростання міцності загартованого сплаву, що відбувається в процесі його витримки при нагріванні, називають *штучним старінням сплаву*.

Процеси при старінні загартованого сплаву. Після гартування атоми міді в решітках α -розчину розташовуються довільно. Проте відразу починається переміщення (дифузія) їх до деяких ділянок: границь блоків мозаїки, місць нагромадження дислокацій тощо. Внаслідок цього утворюються сегрегації атомів міді, що мають товщину в кілька атомних діаметрів та лінійну протяжність порядку 5 нм. Вони когерентні з решітками алюмінію і спричиняють їх спотворення, цим самим зміцнюючи сплав. Такі сегрегації називають зонами *Гіньє–Престона*. Вони мають форму пластин або дисків та певні критичні розміри, стійкі для даної температури старіння (*перша стадія старіння*).

Утворенням зон Гіньє–Престона закінчується природне та штучне старіння за температури нижче 100 °С. При підвищенні температури сплаву понад 150 °С швидкість дифузії атомів міді зростає – і в цих зонах вміст міді досягає стехіометричного співвідношення, що відповідає сполуці типу CuAl_2 . У цих зонах утворюється нова фаза (β' -фаза), але вона ще когерентна з решітками α -розчину. Спотворення в решітках α -розчину трохи збільшується, тому міцність сплаву продовжує зростати (*друга стадія старіння*).

Залежно від температури нагрівання та тривалості витримки після появи цих зон відбувається відокремлення і виділення дисперсних частинок нової β' -фази, яка перетворюється потім на стійку β -фазу. Дисперсні її частинки блокують площини ковзання в зернах сплаву, що сприяє ще

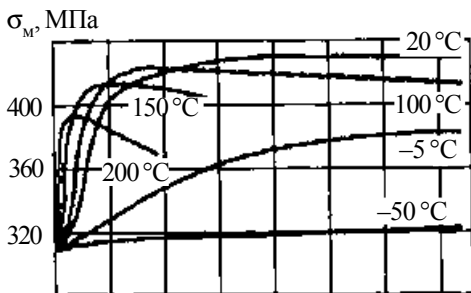


Рис. 6.2. Зміна міцності дюралюмінію при різних температурах його старіння

більшому його зміцненню та перешкоджає деформації. Підвищення міцності сплаву, яке відбувається внаслідок виділення нової фази в дисперсній формі, називають *дисперсійним твердінням сплаву*.

Подальша витримка при температурі старіння призводить до завершення розпаду α -розчину, закінчення виділення з нього вторинних фаз та їх коагуляцію, тобто наближає структуру до рівноважної. При цьому пластичність сплаву підвищується. Мікроструктура знеміцненого сплаву аналогічна його мікроструктурі після відпалу.

Старіння, яке призводить до утворення стабільної структури, називають *стабілізацією сплаву*.

Зміцнювальна термообробка дюралюмінів складається з гартування від температури 485...510 °C охолодженням у воді та наступного старіння. Природне старіння відбувається в процесі витримки деталей при температурі цеху протягом 5...7 діб. Штучне старіння проводять при температурах 165...195 °C протягом 2...4 год.

Якщо природно постарілий сплав короткочасно (протягом 20...40 с) нагрівати при температурі 200...250 °C, то він знеміцнюється та набуває високої пластичності й низької твердості. Це явище називають поверненням сплаву. Таку операцію часто застосовують перед клепанням, правкою виробів тощо.

Порядок виконання роботи

1. Зразок сплаву Д16 нагріти до температури 500 °C.
 2. Після необхідної витримки зразок охолодити у воді.
 3. Після гартування заміряти твердість на приборі Роквелла.
 4. Провести штучне старіння при температурі 100 °C протягом 15 хв.
- Проводити проміжні заміри твердості.
5. Отримані дані занести у таблицю. Побудувати графік змінення твердості від температури старіння.

Марка сплаву	Хімічний склад	Температура гартування, °C	Твердість після гартування, HRA	Твердість після старіння при $t = 100\text{ }^{\circ}\text{C}$	
				час, хв	HRA
				1	
				2	
				3	
				5	
				7	
				9	
				15	

6. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, представити результати замірів твердості, графічні залежності, аналіз мікроструктур, аналіз отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч; бак з водою для охолодження; прибор типу Роквелла; зразок сплаву Д16.

Контрольні питання

1. Як обирається температура гартування алюмінієвих сплавів?
2. Яка суть зміцнення дюралюмінів при їх старінні?
3. Визначте стадії розпаду пересиченого твердого розчину при старінні.
4. Що є причиною знеміцнення сплавів при штучному старінні?
5. Що таке повернення?

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. *Кузін О.А., Яцюк Р.А.* Матеріалознавство та термічна обробка металів: Підручник. – Львів: Афіша, 2002. – 304 с.
2. *Мохорт А.В., Чумак М.Г.* Термічна обробка металів: Навч. посіб. – К.: Либідь, 2002. – 512 с.
3. *Натапов Б.С.* Термическая обработка металлов: Учеб. пособие для ВУЗов. – К.: Вища школа, 1980. – 288 с.
4. *Новиков И.И.* Теория термической обработки металлов: Учебник. – 3-е изд., испр. и доп. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
5. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: Практикум: Навч. посіб. / *В. Попович, А. Кондир, Е. Плешаков* та ін. – Львів: Папуга, 2004. – 422 с.

ЗМІСТ

<i>Лабораторна робота № 1. Дослідження впливу температури нагрівання для гартування на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі</i>	3
<i>Лабораторна робота № 2. Дослідження впливу швидкості охолодження при гартуванні на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі</i>	6
<i>Лабораторна робота № 3. Дослідження впливу температури відпуску на мікроструктуру і твердість загартованої вуглецевої сталі</i>	13
<i>Лабораторна робота № 4. Дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру і твердість чавуну</i>	17
<i>Лабораторна робота № 5. Дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру і твердість конструкційної легованої сталі</i>	22
<i>Лабораторна робота № 6. Дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру і твердість алюмінієвих сплавів</i>	27
СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	31
