

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
«УКРАЇНСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ХІМІКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ
УНІВЕРСИТЕТ»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

З ДИСЦИПЛІНИ “ТЕХНОЛОГІЯ КОНСТРУКЦІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ
І МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО”

ДО ВИКОНАННЯ ЛАБОРАТОРНОГО ПРАКТИКУМУ З РОЗДІЛУ
“ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА
ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ, ЧАСТИНА II
(ОСНОВИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ)”
ДЛЯ СТУДЕНТІВ I–III КУРСІВ УСІХ ФОРМ НАВЧАННЯ

Затверджено на засіданні
кафедри матеріалознавства
Протокол № 11 від 05.06.2013

Методичні вказівки з дисципліни “Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство” до виконання лабораторного практикуму з розділу “Вплив деформації та термічної обробки на структуру та властивості матеріалів, частина II (Основи термічної обробки сталі)” для студентів I–III курсів усіх форм навчання / Укл.: Трофименко В.В., Клименко О.П., Овчаренко В.І. – Д.: ДВНЗ УДХТУ, 2014. – 36 с.

Укладачі: В.В. Трофименко, канд. техн. наук
О.П. Клименко, канд. техн. наук
В.І. Овчаренко, канд. техн. наук

Відповідальний за випуск О.Б. Гірін, д-р техн. наук

Навчальне видання

Методичні вказівки з дисципліни “Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство” до виконання лабораторного практикуму з розділу “Вплив деформації та термічної обробки на структуру та властивості матеріалів, частина II (Основи термічної обробки сталі)” для студентів I–III курсів усіх форм навчання

Укладачі: ТРОФИМЕНКО Віталій Васильович
КЛИМЕНКО Олександр Павлович
ОВЧАРЕНКО Володимир Іванович

Редактор Л.М. Тонкошкур
Коректор В.П. Синицька

Підписано до друку 25.03.14. Формат 60×84 1/16. Папір ксерокс. Друк різнограф. Умов. друк. арк. 1,64. Обл.-вид. арк. 1,72. Тираж 100 прим. Зам. № 163. Свідоцтво ДК № 303 від 27.12.2000.

ДВНЗ УДХТУ, 49005, м. Дніпропетровськ, 5, просп. Гагаріна, 8
Видавничо-поліграфічний комплекс ІнКомЦентру

ВСТУП

Термічна обробка полягає у нагріванні сталі до обраної температури, витримки для рівномірного прогрівання виробу та завершення фазових перетворень і у подальшому охолодженні з певною швидкістю.

Мета термічної обробки – отримати необхідну структуру для забезпечення потрібних властивостей без зміни хімічного складу сталі.

Термічній обробці підлягають зливки, прокат, поковки, штамповки, зварні з'єднання, деталі машин та інструмент.

Існують чотири основні види термічної обробки (додаток А), які по різному впливають на структуру і властивості сталі:

- відпал;
- нормалізація;
- гартування;
- відпускання.

Перші три види термічної обробки мають спільним те, що сталь нагрівається в аустенітний стан (вище критичних точок), а відрізняються швидкістю охолодження. На рис. 1 ці швидкості схематично нанесені на криву ізотермічного розпаду для евтектоїдної сталі. Для деяких видів відпалу t_n може бути нижчою за A_{c1} .

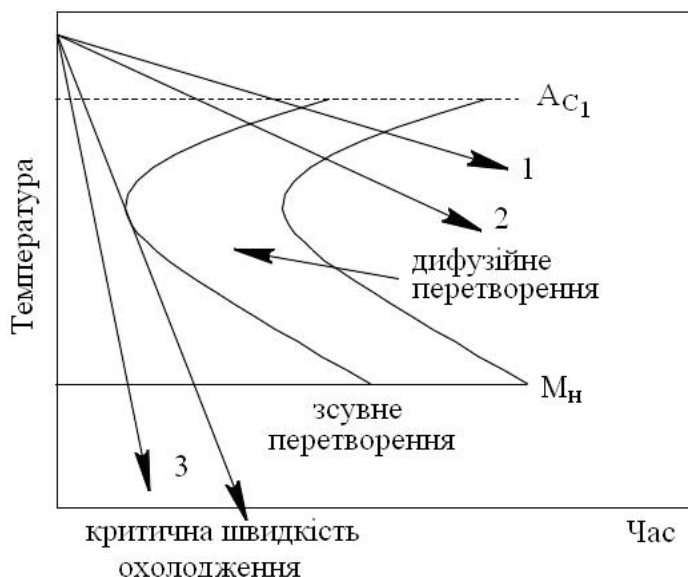


Рис. 1. Швидкість охолодження при відпалі (режим 1), нормалізації (режим 2) і гартуванні сталі (режим 3)

Відпускання проводять при нагріванні нижче критичної точки A_{c1} , тому цей режим не наведений на рис. 1.

ВІДПАЛ ТА НОРМАЛІЗАЦІЯ

Відпал – це термічна обробка, яка полягає в нагріванні сталі до певної температури (вище або нижче критичних точок), витримки при цій температурі та подальшому дуже повільному охолодженні (частіше за все разом з піччю). Відпал може супроводжуватися або не супроводжуватися фазовими перетвореннями.

Мета відпалу:

- усунення наклепу, який виник при попередній обробці;
- зняття напружень після попередньої обробки (штампування, лиття);
- покращення оброблюваності різанням;
- виправлення структури після попередньої обробки (наприклад, подрібнення зерна перегрітої сталі);
- усунення ліквації.

Як правило, відпал – це попередня термічна обробка, хоча для великогабаритних багатотонних виливків, особливо з легованих сталей, така обробка використовується як кінцева.

Залежно від мети існують різні види відпалу: *рекристалізаційний, повний, неповний, ізотермічний, циклічний, низький, дифузійний* (додаток А).

Зазвичай, ці види термічної обробки проводять до механічної обробки після лиття (зливки, виливки), кування (поковки, штамповки), прокатування (прокат різного призначення) тощо.

Найчастіше застосовують такі різновиди відпалу: для доевтектоїдних сталей – повний відпал та нормалізація; для евтектоїдної та заевтектоїдних – сфероїдизуючий відпал.

Нормалізація – це термічна обробка, яка полягає в нагріванні сталі вище критичних точок A_{c3} (A_{cm}), витримки та наступному охолодженні на повітрі (додаток А). Цю термічну обробку можна розглядати як різновид повного відпалу, особливо для великогабаритних виробів. Тривалість витримки при температурі нагріву розраховують виходячи з розмірів виробу (~ 3 хв/мм перерізу).

Нормалізація має ту ж мету, що і повний відпал, і за режимами відрізняється тільки більш прискореним охолодженням після нагрівання, яке здійснюють на спокійному повітрі. Цим вона більш економічна.

Після нормалізації за рахунок більш високої швидкості охолодження у порівнянні з повним відпалом зерно більш дрібне, зростає кількість перлітної (точніше квазіперлітної) складової, підвищується ступінь дисперсності самого перліту.

Останні чинники можуть призводити до підвищення твердості та погіршення обробки різанням легованих сталей та сталей з підвищеним вмістом вуглецю ($\geq 0,3\%$). Для пом'якшення таких сталей після нормалізації проводять високе відпускання. Сталь після повного відпалу, нормалізації або нормалізації з високим відпусканням має високу пластичність, низьку твердість, добре оброблюється різанням та характеризується низьким рівнем залишкових напружень.

Повний відпал застосовують переважно для конструкційних сталей з вмістом вуглецю до $\sim 0,7\%$. При повному відпалі доевтектоїдну сталь нагрівають до температури на $30...50^\circ\text{C}$ вище точки A_{c3} , витримують і повільно охолоджують з піччю, найчастіше до $\sim 500...600^\circ\text{C}$, а потім на повітрі. За повного відпалу відбувається повна перекристалізація сталі, тобто початкова ферито-перлітна структура під час нагрівання вище точки A_{c3} переходить в аустенітну (при цьому подрібнюючись), а потім під час повільного

охладження аустеніт зворотно перетворюється, але вже в рівноважну дрібнозернисту ферито-перлітну структуру зі зниженою твердістю і міцністю та підвищеною пластичністю і в'язкістю.

Для сталей вмістом вуглецю понад 0,7%С (У7-У13) і особливо легованих (ХВГ, 9ХС, ШХ15 тощо), проводять *сфероїдизуючий відпал* (відпал на зернистий перліт). Основна мета такого відпалу – змінити пластинчастий перліт на зернистий. Сталь з такою структурою порівняно з пластинчастим перлітом має меншу твердість, більшу пластичність, добре оброблюється різанням, а сама структура є оптимальною перед кінцевою обробкою – гартуванням. *Сфероїдизуючий відпал* включає нагрівання сталі вище точки A_{c1} на 10...50°C (залежно від марки сталі), витримку і подальше повільне охолодження (зазвичай з піччю) до 550...600°C, далі на повітрі (додаток А).

Нормалізація може застосовуватися замість гартування з відпусканням в тих випадках, коли деталь не дуже навантажена.

ГАРТУВАННЯ ТА ВІДПУСКАННЯ СТАЛІ

Гартування – це зміцнювальна термічна обробка, яка полягає в нагріванні сталі до температури вище критичних точок, витримки та подальшому охолодженні зі швидкістю, що перевищує критичну.

Під критичною швидкістю гартування розуміють мінімальну швидкість охолодження, за якої виключається дифузійний розпад аустеніту на рівноважну ферито-карбідну суміш, а переохолоджений аустеніт перетворюється за бездифузійним (зсувним) механізмом у *мартенсит* – пересичений твердий розчин вуглецю в α -Fe з високою твердістю (до HRC 60...65) та міцністю.

У деяких випадках метою гартування є отримання бейнітних структур.

Механічні властивості які отримує сталь після гартування, визначаються хімічним складом сталі, температурою нагрівання та швидкістю охолодження.

Після правильно виконаного гартування (оптимальна температура нагрівання, швидкість охолодження вища за критичну) структура доевтектоїдної сталі (до ~0,5%С) буде складати мартенсит, сталей із вмістом вуглецю понад 0,5% – мартенсит та залишковий аустеніт, і заевтектоїдних сталей при вмісті $\geq 0,9\%C$ – мартенсит, залишковий аустеніт та карбіди.

Кристали мартенситу у вуглецевих сталях мають форму пластин, орієнтованих одна відносно другої під кутами 60 та 120°. На мікроструктурах кристали мартенситу мають вигляд світлих голок (наслідок перетину пластин площиною шліфа) на фоні сірувато-темного поля залишкового аустеніту, якщо він є у структурі загартованої сталі. Карбіди (вони отримали назву залишкових) мають форму світлих кристалів округлої форми.

При охолодженні сталей з швидкостями меншими за критичну можливе утворення ферито-карбідних сумішей з різною дисперсністю (перліт, сорбіт, троостит).

Внаслідок мартенситного перетворення кристалічна решітка α -твердого розчину викривлюється (спотворюється), а утворений мартенсит називається тетрагональним. Чим вище вміст вуглецю в аустеніті, тим більша

тетрагональність і твердість мартенситу. При цьому достатньо висока твердість мартенситу досягається вже в сталях з вмістом вуглецю 0,3...0,35% і зростає при його збільшенні.

Починаючи з концентрації 0,7–0,8% вуглецю твердість загартованої сталі практично не змінюється. Це пов'язано з тим, що в загартованій сталі з вмістом вуглецю понад 0,5% внаслідок великих термічних і структурних напружень не весь аустеніт перетворюється в мартенсит, а частина його залишається у вигляді залишкового аустеніту, який затиснутий між пластинами мартенситу. При цьому кількість залишкового аустеніту в структурі загартованої сталі збільшується при збільшенні вмісту в ній вуглецю.

Гартівними середовищами найчастіше є вода, водні розчини солей, лугів, мінеральні масла тощо. Вибір гартівних середовищ проводиться виходячи з інтенсивності їх охолодження в інтервалах найменшої стійкості переохолодженого аустеніту і мартенситного перетворення.

Гартування сталі супроводжується значним збільшенням об'єму, що в умовах високої швидкості та неоднорідності перетворення по об'єму гартованої деталі спричинює появу значних внутрішніх напружень.

Гартівні напруження можуть призвести до жолоблення виробів (деталей) і утворення тріщин в процесі гартування. Окрім того, залишкові високі напруження протягом часу в умовах експлуатації можуть спричинити деформацію деталей. У зв'язку з цим після гартування деталі завжди піддають відпусканню.

Гартування разом із подальшим відпусканням є остаточною термічною обробкою, що формує кінцеву структуру і властивості сталі.

Здатність сталей до зміцнення термічною обробкою характеризується їх загартовуваністю та прогартовуваністю (додаток Б).

Відпускання – це остаточно термічна обробка, яка полягає в нагріві загартованої сталі до температури нижче критичної точки A_{c1} , витримки і наступному охолодженні (найчастіше на повітрі) (додаток А).

Мета відпускання:

- зняти частково або повністю напруження, які виникли при гартуванні;
- отримати більш рівноважну структуру для забезпечення необхідного комплексу механічних властивостей (твердість, пластичність і в'язкість).

Залежно від необхідних експлуатаційних властивостей використовують три види відпускання:

- низькотемпературне, або низьке;
- середньотемпературне, або середнє;
- високотемпературне, або високе.

Термічна обробка, яка складається із гартуванням з наступним високим відпусканням, називається *поліпшенням*. Поліпшенню, як правило, піддають деталі, виготовлені з середньовуглецевих конструкційних сталей (вали, осі, зубчасті колеса).

Відхилення від оптимальних режимів термічної обробки можуть привести до різних дефектів (додаток Г).

МЕТОДИ БОРОТЬБИ З ДЕФЕКТАМИ, ЩО ВИНИКАЮТЬ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ ВИРОБІВ

Технологічні процеси термічної обробки деталей мають забезпечувати необхідну зміну властивостей за гарантованої надійності результатів термообробки, а також незмінність інших властивостей виробів, а саме – первинної геометричної форми, розмірів і якості поверхні.

Задоволення цих вимог належить до конструкторських і технологічних завдань. Конструкція виробу й технологія процесу вимагають прогнозування межі ймовірної деформації, з урахуванням якої можна коригувати розміри, а також визначення технологічних припусків на механічну обробку.

Гартування завжди супроводжується виникненням напружень, величина яких підвищується зі зростанням температури нагріву і швидкості охолодження в мартенситному інтервалі. В разі, якщо метал достатньо пластичний, зменшення (релаксація) цих напружень відбувається шляхом пластичної деформації, наслідком чого є короблення (жолоблення).

Коробленням називають несиметричну деформацію деталей. Воно часто виникає при нерівномірному і дуже високотемпературному нагріві в процесі гартування при неправильному розташуванні деталі у охолоджувальному середовищі. Деталі з великим відношенням довжини до перерізу (різні типи циліндричних деталей – валики, пальці тощо) слід занурювати у охолоджувальне середовище вертикально. Для запобігання короблення плоских деталей з великим відношенням діаметра до товщини (диски, шестерні) використовують гартування у затиснутому стані (у штампах, пресах, спеціальних пристроях).

У малопластичному стані при гартуванні можуть утворитися тріщини, якщо величина напружень перевищує опір сталі руйнуванню. Схильність до появи тріщин зростає зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі, з підвищенням температури нагріву під гартування і швидкості охолодження, особливо в температурному інтервалі мартенситного перетворення.

Небезпека утворення тріщин підвищується у виробках, які мають конструктивні концентратори напружень різного виду (шліци, різь, отвори, зміна перерізу тощо).

Тріщини – це невиправний дефект. Самий ефективний спосіб підвищення напружень і запобігання тріщин це повільне охолодження в інтервалі мартенситного перетворення. Деталі складної форми мають бути виготовлені з легованих сталей, які загартовують в оливі.

Знеуглецювання і окиснення поверхні. Для захисту від окиснення та знеуглецювання використовують захисні атмосфери або нагрів у вакуумі. Якщо ж нагрів здійснюється у повітрі, то деталь повинна мати більші припуски на механічну обробку шліфуванням для видалення поверхневих окислених та знеуглецьованих шарів, що істотно ускладнює технологічний процес виготовлення деталі й здорожує його.

Знижена та нерівномірна твердість після гартування. Причинами зниженої твердості і виникнення м'яких плям можуть бути:

- недогрів (недостатня температура у печі);
- скорочена видержка при правильному виборі температури нагріву, в результаті чого у виробу не встигають відбутися процеси розчинення карбідів та гомогенізації аустеніту;
- недостатня інтенсивність охолодження.

В цих випадках поряд з мартенситом в сталі присутні структурні складові недостатньої твердості. Такий брак можна виправити, застосувавши після перевірки вказаних параметрів повторне гартування.

Знижена твердість після відпуску є наслідком нагріву загартованої сталі до більш високих температур. Щоб ліквідувати цей вид браку, необхідно також зробити повторну термічну обробку (гартування й відпуск) з дотриманням належних режимів.

Підвищена твердість після відпуску свідчить про недостатню температуру відпуску. Цей дефект усувається нагрівом до вищої температури (без повторного гартування).

Підвищена крихкість є наслідком перегріву в процесі гартування. При високих температурах зростає зерно аустеніту, що після охолодження призводить до зменшення ударної в'язкості, тобто до окрихчення сталі. Для усунення цього браку необхідно подрібнити зерно, що відбувається при повторному нагріві сталі в аустенітну область (вище A_{c3} на 30–50°C). Як правило, в такому разі виконують спочатку нормалізацію для отримання дрібного зерна, а потім здійснюють гартування з додержанням рекомендованих режимів.

При дуже високій температурі близько до лінії солідус має місце зростання зерен аустеніту, а границі зерен окиснюються і підплавляються. Такий вид браку називається перепалом, і його виправити не можна, оскільки, не зважаючи на подрібнення зерна при повторному нагріві, метал залишиться крихким через присутність на границях зерен крихких оксидів.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ СТАЛІ

Мета роботи: Ознайомитись з основними операціями термічної обробки сталі, набуті практичних навичок проведення гартування. Визначити вплив швидкості охолодження на температурні інтервали розпаду аустеніту, мікроструктуру та твердість зразків. Ознайомитись з магнітним методом реєстрації процесів фазових перетворень у вуглецевій сталі.

Загальні відомості

Термічна обробка – процес теплового впливу на матеріали з метою зміни їхньої структури й властивостей у заданому напрямку.

Параметри термічної обробки:

- температура нагрівання;

- швидкість нагрівання;
- час витримки при нагріванні;
- швидкість охолодження для одержання необхідного рівня властивостей.

Критичні точки сталей – температури поліморфних перетворень, межі областей існування фаз. В “сталевій” області діаграми Fe–C у твердому стані основні фази аустеніт, ферит, цементит рис. 1.1. Температури рівноважних критичних точок сталі позначають літерою “A”.

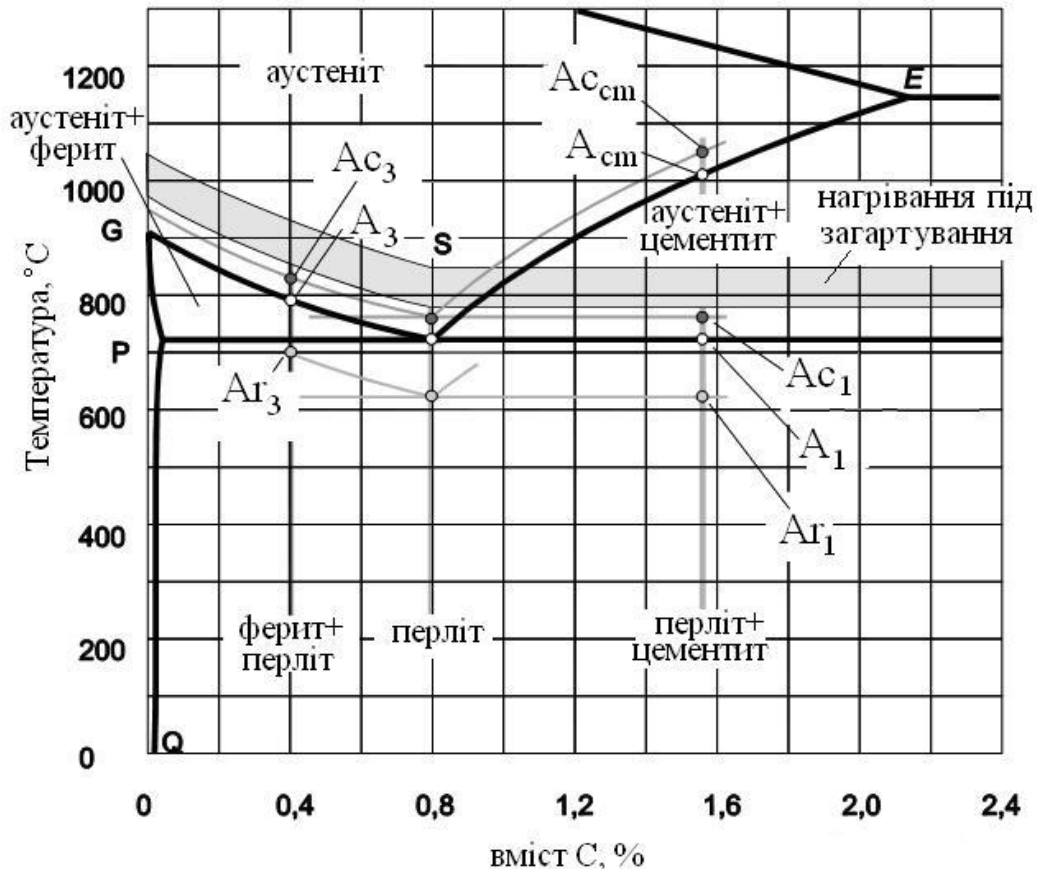


Рис. 1.1. Температури критичних точок вуглецевих сталей

Температури критичних точок при нагріванні підвищуються в порівнянні з рівноважними рис. 1.1. Їх позначають додаванням індексу “с” до позначень рівноважних точок – “Ac”. При охолодженні температури точок знижуються і їх позначають додаванням індексу “r” – “Ar”:

Ac₁ – температура початку перетворення перліту в аустеніт.

Ac₃ – температура закінчення перетворення надлишкового фериту доєвтектоїдної сталі в аустеніт.

Ac_{cm} – температура закінчення перетворення надлишкового цементиту заєвтектоїдної сталі в аустеніт.

Температура нагрівання залежить від хімічного складу сталі (додаток А).

Вибір температури нагрівання

Доевтектоїдну сталь нагрівають до $A_{c3}+50^{\circ}\text{C}$.

Заевтектоїдну сталь для відпалу та загартування нагрівають до інтервалу температур між точками A_{c1} та A_{cm} .

Евтектоїдну сталь нагрівають до температур $A_{c1}+50^{\circ}\text{C}$.

Вибір часу витримки сталі при нагріванні

Час нагрівання – це час наскрізного прогріву виробу + час витримки. Час витримки при нагріванні залежить від хімічного складу сталі:

- вуглецеві сталі – 1 хв на мм перетину виробу;
- леговані сталі – 2 хв на мм перетину.

Вибір швидкості охолодження сталі

Поліморфні перетворення при охолодженні сталей.

Перлітне дифузійне перетворення. При охолодженні аустеніту з малими швидкостями нижче температури A_{r1} відбувається його перетворення в перліт рис. 1.2,а:



Збільшення швидкості охолодження сталі призводить до зниження температурного інтервалу фазових перетворень, збільшенню ступеня переохолодження аустеніту перед фазовим перетворенням. Зростає дисперсність ферито-цементитної суміші, підвищується твердість сталі.

Коли швидкість охолодження стає настільки великою, що дифузійне перетворення аустеніту у ферито-цементитну суміш стає неможливим, відбувається зміна механізму перетворення. В аустеніті відбувається нерівноважне перетворення, з утворенням нової фази мартенситу рис. 1.2,в.

Мартенситне зсувне, бездифузійне перетворення. Аналогом може бути деформація двійникуванням, що призводить до значного зміцнення матеріалу.

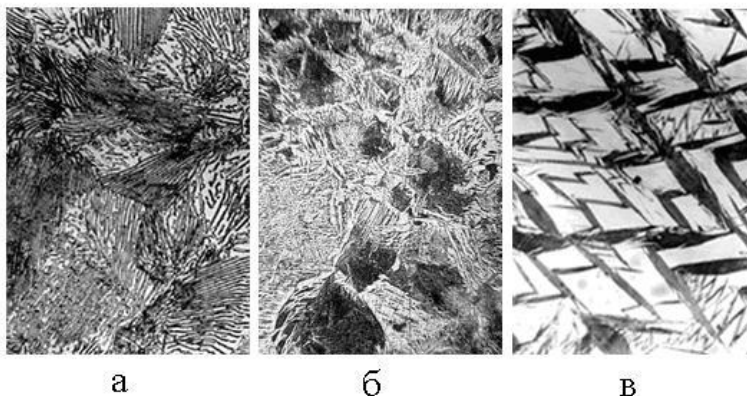


Рис. 1.2. Типи фазових перетворень в сталі, x1000:
а – перлітне; б – бейнітне; в – мартенситне

Мартенсит пересичений твердий розчин вуглецю в α -Fe з тією же концентрацією вуглецю, що й в аустеніті. Зародження мартенситу результат втрати стійкості ґратки аустеніту під дією великих стискаючих напружень, що виникають при високих швидкостях охолодження сталей. Мартенситне перетворення сполучає зміну типу ґратки з додатковою пластичною деформацією нової ґратки рис. 1.3.

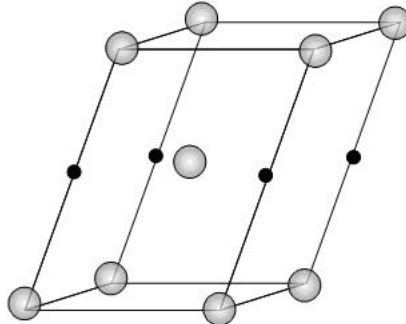


Рис. 1.3. Схема кристалічної ґратки мартенситу сталі

Швидкість перетворення досягає швидкості звуку в металі й нагадує проходження ударної хвилі деформації через матеріал.

Зазначені особливості перетворення пояснюють високу твердість і крихкість сталі зі структурою *мартенситу* (на честь німецького металознавця А. Мартенса).

В інтервалі температур між перлітним і мартенситним перетвореннями протікає проміжне або бейнітне перетворення.

Бейнітне перетворення сполучає особливості дифузійного та зсувного перетворень:

- аустеніт збіднюється вуглецем через виділення карбідів, як при дифузійному перетворенні;

- $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення проходить за зсувним, мартенситним механізмом.

Дифузійні процеси перерозподілу вуглецю визначають швидкість проміжного бейнітного перетворення. Вид структури бейніту (на честь німецького металознавця Е.С. Бейна) (рис. 1.2,б) залежить від температури його утворення.

При термічній обробці сталей найбільш часто застосовують охолодження деталей в печі, на повітрі, в маслі та воді. Розміри зразків сталі У8, які застосовано в лабораторній роботі, дозволяють одержати в зазначених середовищах наступні швидкості охолодження:

- охолодження зразків з піччю: $0,2^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
- охолодження на повітрі: $2,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
- охолодження в маслі: $150^{\circ}\text{C}/\text{с}$;
- охолодження у воді: $550^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Крім того застосовують прискорене охолодження виробів форсунками з подачею стисненого повітря, води, повітряно-водяними сумішами. Необхідно визначити швидкості охолодження, температури закінчення прискореного охолодження та його тривалості. Різним структурам відповідають певні характеристики механічних властивостей сталей.

В узагальненому вигляді дані про вплив швидкостей охолодження на співвідношення фаз у мікроструктурі та твердість стали надають у вигляді термодіаграм рис. 1.4.

Одним з методів реєстрації перетворень в сталях є магнітний метод.

Магнітний метод заснований на реєстрації змін магнітних властивостей матеріалу:

– $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при нагріванні супроводжується переходом Fe з феромагнітного до парамагнітного стану;

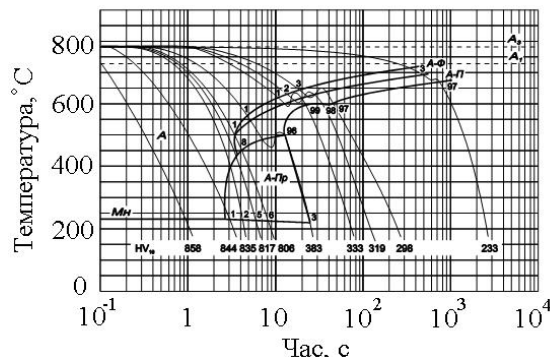


Рис. 1.4. Термодіаграма сталі У8

– дифузійне та зсувне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення при охолодженні супроводжуються зворотним переходом від парамагнітного до феромагнітного стану зразків;

– магнітне перетворення при нагріванні й охолодженні спостерігається також у цементиті.

1.1. ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА ІНСТРУМЕНТИ

Зразки евтектоїдної вуглецевої сталі У8, мікро шліфи досліджуваних зразків, піч, індуктивний датчик, тензопідсилювач УТ4-1, потенціометри ЛКД-4-003, ПДП-4-002.

Експериментальне визначення температурних інтервалів та тривалості поліморфних перетворень у зразках стали при нагріванні й охолодженні проводять на лабораторній установці (рис. В.1, додаток В).

Лабораторна установка

Зразок сталі 1 (рис. В.1, додаток В) закріплюють у короткозамкненому витку магнітного датчика 2. Датчик підключений до одного із входів тензопідсилювача УТ4-1 5. Вихід тензопідсилювача підключений до входу вертикальної координати потенціометра 7. Температуру зразка вимірюють термопарою, виводи якої підключені до входів вимірювальних систем вертикальних координат потенціометрів ЛКД-4-003 6 і ПДП-4-002 7. Роботою печі 3 керує блок 4.

Індуктивний датчик реєстрації зміни магнітних характеристик зразків у процесі нагрівання та охолодження рис. 1.5.

Датчик містить короткозамкнений виток 2, у який установлюють зразок сталі 3. Виток є сердечником котушки 1, що включена в одне плече напівмоста. Інше плече утворене котушкою з короткозамкненим еталонним витком-сердечником. Напівміст підключено до входу тензопідсилювача 4.

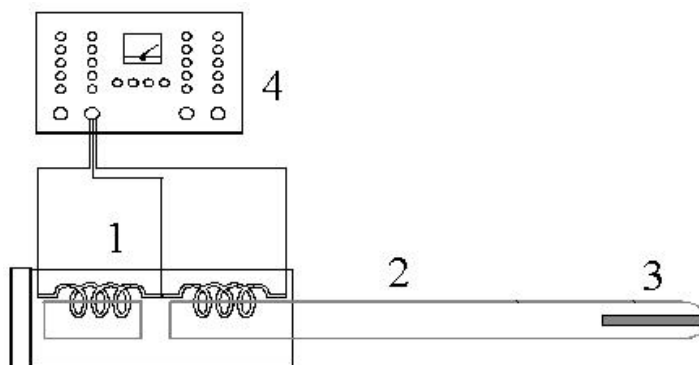


Рис. 1.5. Схема індуктивного датчика реєстрації:

1 – котушка; 2 – короткозамкнений виток; 3 – зразок; 4 – тензопідсилювач

Температурні інтервали поліморфних перетворень визначають по немонотонних змінах магнітних властивостей зразка, які реєструють потенціометром 7 (рис. Б.1). Криві охолодження зразків реєструють потенціометром 6. Його горизонтальна координата працює в режимі переміщення моста за часом. Швидкість переміщення задають перемикачами.

1.2. ПОСЛІДОВНІСТЬ ВИКОНАННЯ РОБОТИ

1. Визначити по довіднику критичну точку A_{c1} сталі У8.
2. По критичній точці вибрати температуру нагрівання сталі.
3. Нормалізований зразок сталі У8 помістити до витка магнітного датчика.
4. Виводи датчика підключити на вхід тензопідсилювача УТ4-1.
5. Виводи термопари, дотримуючись полярності, підключити до координат «У» двохкоординатних потенціометрів ПДП-4-002 і ЛКД-4-003. Перемикачі потенціометрів ПДП-4-002 і ЛКД-4-003 «*Предел измерения*» каналу «У» установити в положення $2mV/cm$.
6. Вихід тензопідсилювача УТ4-1 підключити до координати «Х» потенціометра ПДП-4-002. Перемикачі «*Предел измерения*» каналу "Х" установити в положення $1mV/cm$, множник « $x2$ ».
7. Перемикачі ЛКД-4-003 «*Масштаб*» каналу «Х» установити в положення «Т», «*Скорость перемещения*» каналу «Х» установити в положення $0,2 xв/см$.
8. На аркушах паперу розміром 25×35 см нанести координатну сітку розміром 20×25 см. По осі У шкала температур з діапазоном $0-900^{\circ}C$. Для потенціометра ПДП-4-002 по осі Х нанести умовну шкалу зміни магнітних властивостей. Для ЛКД-4-003 по осі Х нанести шкалу часу.
9. Аркуші встановити на потенціометрах. Клавшами «Вкл» включити живлення. Для електростатичного втримання аркуша нажати клавші «Диагр».

-

14

29. Отримані значення твердості перенести на діаграму до відповідних кривих охолодження.

1.3. ЗМІСТ І ВИМОГИ ДО ЗВІТУ

У звіті необхідно:

1. Вказати порядковий номер і назву лабораторної роботи та висвітлити мету роботи.
2. Коротко охарактеризувати основні операції термічної обробки сталей: режими, структури, властивості й застосування.
3. Описати основні положення перетворень в сталі при нагріванні та охолодженні.
4. Зарисувати “сталевий кут” діаграми Fe-Fe₃C та вказати на ньому інтервал оптимальних температур гартування сталей.
5. За одержаними результатами вимірювання твердості зразків після охолодження на повітрі, у воді та маслі побудувати графік у координатах “твердість, межа міцності” (вісь ординат) - “охолоджуюче середовище” (вісь абсцис).
6. Проаналізувати результати дослідження та зробити висновки щодо залежності структури і властивостей сталі від швидкості охолодження з температури аустенізації.

1.4. КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ

1. Що таке термічна обробка?
2. Якими параметрами характеризується процес термічної обробки?
3. Що таке критичної точки сталей?
4. Як визначити температуру нагрівання під загартування сталей з різним процентним вмістом вуглецю?
5. Як визначити час витримки стали при нагріванні під загартування?
6. Як визначити швидкість охолодження стали при загартуванні?
7. Що таке мартенсит?
8. Порядок виконання роботи.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСІВ ВІДПУСКУ ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ

Мета роботи: визначити взаємозв'язок стадій процесу відпуску зі змінами мікроструктури й властивостей стали. Ознайомитися з дилатометричним методом реєстрації процесів, які протікають при відпуску загартованої сталі, її видами та призначенням.

Загальні відомості

Зміцнююча термічна обробка сталі складається із загартування з поліморфним перетворенням і подальшого відпускання.

Загартування з поліморфним перетворенням складається з нагрівання сталі вище критичних температур, витримки та охолодження зі швидкістю, яка забезпечує протікання зсувного мартенситного перетворення.

Мартенситне перетворення – бездифузійне. Зародження мартенситу є результатом втрати стійкості гратки аустеніту під дією високих стискаючих напружень, що виникають у процесі загартування. Зміна граток відбуваються за механізмом, подібним пластичній деформації двійникуванням і супроводжується сильним зміцненням матеріалу.

Пластини мартенситу ростуть зі швидкістю розповсюдження звуку в металі. Виникаючі ударні хвилі призводять до додаткової пластичної деформації нової гратки і зміцненню сталі.

Мартенсит – пересичений твердий розчин вуглецю в α -залізі. Надлишкова кількість вуглецю в мартенситі призводить до додаткових спотворень гратки мартенситу. Спотворення гратки зростають зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі.

Мартенситне перетворення, відрізняється від дифузійного тим, що не йде до кінця. Високий рівень стискаючих напружень та спотворення гратки перешкоджають перетворенню частки аустеніту в мартенсит. Після загартування між пластинами мартенситу зберігається залишковий аустеніт.

Залишковий аустеніт відрізняється великою щільністю дефектів структури, які виникають в результаті пластичної деформації, що супроводжує виникнення мартенситу.

Вказані особливості перетворення пояснюють високу твердість і крихкість сталі зі структурою мартенситу. Мікроструктура мартенситу наведена на рис. 2.1.

Остаточне формування структури та властивостей сталі при зміцнюючій термічній обробці відбувається в процесі відпускання.

Відпускання – операція термічної обробки, яка складається з нагрівання загартованої сталі нижче критичної точки A_{c1} , витримування та подальшого охолодження (додаток А).

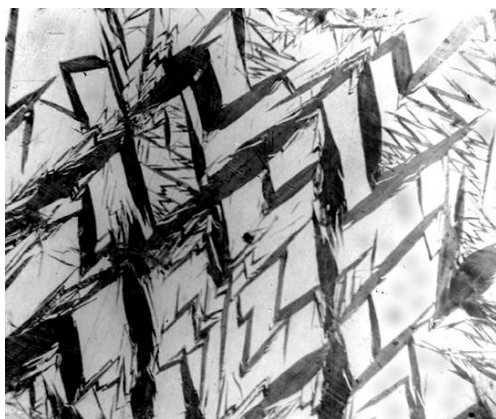


Рис. 2.1. Мікроструктура мартенситу загартованої сталі, x1000

У результаті відпускання нестабільні структури мартенситу і залишкового аустеніту, сформовані при загартуванні, перетворюються в більш стабільні. Це викликає зниження рівня залишкових напружень, змінюються показники міцності та пластичності сталі.

Низьке відпускання: температура нагрівання $100 \div 250^{\circ}\text{C}$:

Знижується рівень залишкових напружень при збереженні високої твердості та зносостійкості. Використовують для інструментальних і підшипникових сталей з $0,7 \div 1,3\% \text{C}$.

Середнє відпускання: $350 \div 450^{\circ}\text{C}$:

Досягається висока границя пружності при збереженні рівня міцності. Використовують для пружин і ресор, які виготовляють зі сталей із $0,55 \div 0,7\% \text{C}$.

Високе відпускання: $500 \div 680^{\circ}\text{C}$:

Дозволяє одержати сполучення високої в'язкості при достатньо високих значеннях твердості й межі міцності сталі.

Поліпшення – термічна обробка, яка включає загартування і високе відпускання. Використовують для конструкційних сталей із вмістом вуглецю до $0,45\%$.

Характер процесів, ступінь зміцнення структури і властивостей сталі залежать від температури та тривалості відпускання.

Процеси в карбідній фазі

При температурах відпускання до 100°C утворюються *сегрегації атомів вуглецю* в кристалах мартенситу та домішкові хмари Коттрелла на дефектах ґратки.

При температурах вище 100°C утворюється метастабільний ϵ -карбід Fe_2C з гексагональною ґраткою. Він виділяється у вигляді пластин або стрижнів розміром $10 \div 100 \text{ нм}$ з наступним їх збільшенням.

При температурах вище 250°C утворюється *цементит* Fe_3C з ромбічною ґраткою. Найбільш активно процес проходить при температурах $300 \div 400^{\circ}\text{C}$. Спочатку цементит росте у вигляді дисперсних частинок, напівкогерентних до матриці.

При температурах відпускання вище 350°C відбувається *коагуляція цементиту* за рахунок розчинення дрібних часточок та *сфероїдизація цементиту*. Вище 600°C відбувається тільки коагуляція часток.

Розпад залишкового аустеніту

При температурах відпускання $200 \div 300^{\circ}\text{C}$ простежується розпадання *залишкового аустеніту*, відбувається утворення мартенситу з наступним виділенням карбідної фази.

Розпад мартенситу

При температурах відпускання 150°C відбувається зміна ступеню тетрагональності ґратки мартенситу через утворення сегрегацій атомів вуглецю.

При температурах $150 \div 300^{\circ}\text{C}$ відбувається збіднення α -розчину вуглецем і зростання карбідних часток. Мартенсит переходить у ферит. Тетрагональність ґратки зберігається до температур 300°C . Вище 400°C завершується перехід мартенситу у ферит.

Повернення та рекристалізація в α -фазі

Відбувається в широкому інтервалі температур відпускання. Процес стримується карбідними часточками, які закріплюють окремі дислокації, дислокаційні стінки, висококутові границі. Тривале відпускання при температурах вище 600°C приводить до росту рекристалізованих зерен. Структура втрачає ознаки мартенситу.

Зменшення ступеню нерівноваги структури та зниження рівня залишкових напружень викликає зміну розмірів зразків (рис. 2.2).

При температурах 70÷200°C відбувається зменшення довжини зразка за причиною зменшення тетрагональності ґратки при виділенні проміжних карбідів. Структуру, що утвориться, *називають відпущений мартенсит* (рис. 2.3,б).

При температурах 200÷300°C відбувається збільшення довжини зразка в результаті розпаду залишкового аустеніту з утворенням та наступним розпадом мартенситу. Утвориться *троостит відпускання* (на честь французького вченого Троості) (рис. 2.3,в).

При температурах вище 450°C відбувається зменшення довжини зразка при утворенні ферито-цементитної структури *сорбіту відпускання* (на честь англійського дослідника Сорбі) (рис. 2.3,г).

Значимі зміни довжини зразків дозволяють застосувати для визначення стадій відпускання дилатометричний метод (рис. В.2, додаток В).

2.1. ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА ІНСТРУМЕНТИ

Зразки зі сталі У8 та 12Х18Н10Т, піч, термопари, вимірник малих переміщень 214-П-15, АЦП АДАМ 4019+/4020, комп'ютер, програма «Excel».

Лабораторна установка для визначення стадій відпускання дилатометричним методом приведена на рис. В.2 (додаток В). Зразок 2 розташовують між кварцовими опорою 5 і штовхачем 3. Зразок нагрівають у печі 1. Температуру вимірюють термопарою 6.

При нагріванні або охолодженні змінюється довжина зразка. Зміщується кварцовий штовхач 3. Переміщення штовхача реєструє прилад 214-П-15 з індуктивним датчиком 4.

Сигнали від приладу й термопари через АЦП 9 поступають на комп'ютер. За результатами заміру змінення довжини зразка при нагріванні загартованого зразка визначають температурні інтервали стадій відпускання.

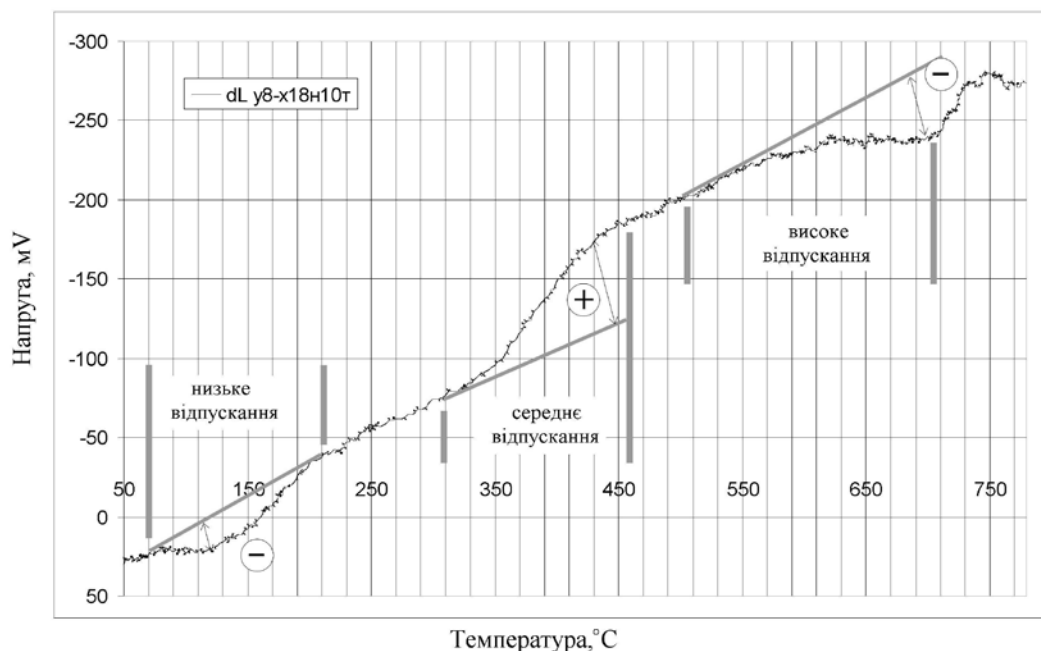


Рис. 2.2. Схема зміни довжини загартованого зразка в процесі відпускання

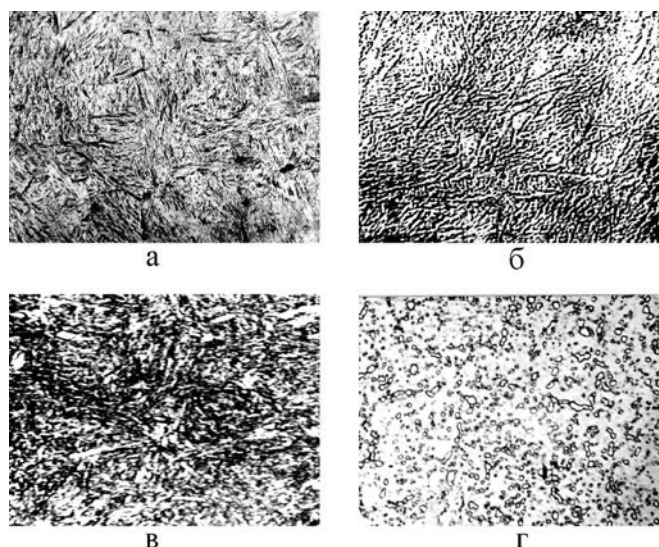


Рис. 2.3. Змінення мікроструктури сталі У8 при відпусканні, $\times 1000$:
а – загартований зразок; б – низьке відпускання;
в – середнє відпускання; г – високе відпускання

2.2. ПОСЛІДОВНІСТЬ ВИКОНАННЯ РОБОТИ

1. Загартований зразок із сталі У8 встановити між кварцовою опорою й кварцовим штовхачем дилатометра.

2. На приладі 214-П-15 установити межу виміру «0,2». Включити прилад. Переміщенням датчика грубо, потім рукояткою приладу точно встановити стрілку приладу на «0».

3. Включити АЦП ADAM, запустити програму «ADAM Net Utility». Установити кількість каналів і межі вимірювання. Установити частоту вимірювань 1 с.

4. Реєструвати криві нагрівання до температури 800°C та криві зміни довжини зразка в процесі нагрівання.

5. За п.п. 1÷4 реєструвати криві зміни довжини еталона із сталі 12X18H10T.

6. В програмі «Excel» за одержаними даними побудувати графіки залежності лінійного розширення зразків від температури.

7. За різницею величин лінійного розширення зразка та еталона побудувати графік відносного подовження зразка сталі У8 та визначити температурні інтервали стадій відпускання з урахуванням особливостей зміни довжини зразка на кожній стадії.

2.3. ЗМІСТ І ВИМОГИ ДО ЗВІТУ

У звіті необхідно:

1. Вказати порядковий номер і назву лабораторної роботи.
2. Сформулювати мету роботи.
3. Стисло описати характер процесів, ступінь змінення структури і властивостей сталі в залежності від температури та тривалості відпускання.
4. Стисло описати призначення низько-, середньо- та високотемпературного відпускання.
5. За експериментальними даними побудувати графік залежності “твердість-температура відпускання”.
6. Зробити висновок щодо впливу температури відпускання на мікроструктуру і твердість загартованої вуглецевої сталі У8.

2.4. КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ

1. Що таке зміцнююча термічна обробка сталі?
2. Що таке загартування з поліморфним перетворенням?
3. Що таке мартенситне перетворення?
4. Що таке відпускання загартованої сталі?
5. При якій температурі і з якою метою проводять низьке відпускання?
6. При якій температурі і з якою метою проводять середнє відпускання?
7. При якій температурі і з якою метою проводять високе відпускання?
8. Що таке поліпшення?
9. Які процеси відбуваються при відпусканні загартованої сталі?
10. Які процеси відбуваються при розпаді залишкового аустеніту?
11. Які процеси відбуваються при розпаді мартенситу?
12. Що таке троостит відпускання?
13. Що таке сорбіт відпускання?
14. З яких вузлів і блоків складається дилатометр?
15. Порядок виконання роботи.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА СПЛАВІВ АЛЮМІНІЮ (ЗАГАРТУВАННЯ Й СТАРІННЯ)

Мета роботи: ознайомитися із процесами загартування й старіння, сплавів алюмінію.

Загальні відомості

Термічна обробка – процес теплового впливу на матеріали з метою змінення їх структури й властивостей.

Зміцнююча термічна обробка сплавів алюмінію складається з операцій загартування і старіння.

Вибір параметрів зміцнюючої термічної обробки містить:

При *загартуванні*:

- визначення температур нагрівання сплаву під загартування;
- визначення часу витримки при нагріванні;
- визначення критичної швидкості охолодження, що забезпечує отримання структури пересиченого твердого розчину.

При *старінні*:

- визначення температури старіння загартованого сплаву;
- визначення тривалості старіння загартованого сплаву для одержання потрібного рівня механічних властивостей.

Загартування в сплавах алюмінію один з видів фазових перетворень. При нагріванні інтерметалідні фази розчиняються в алюмінії, а при охолодженні знов виділяються з твердого розчину.

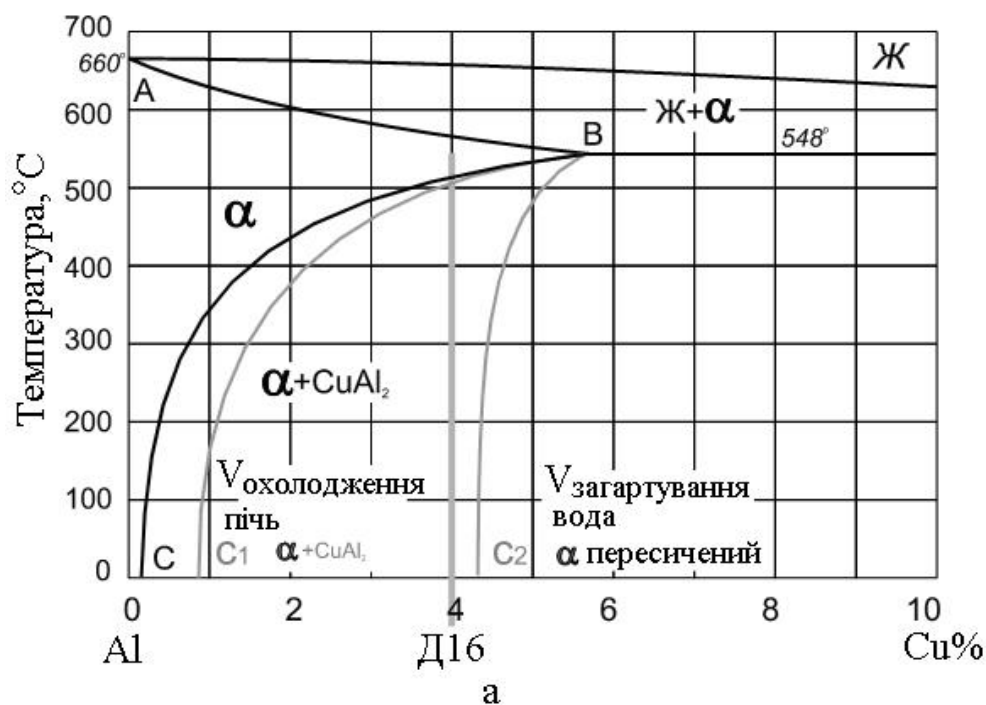
Загартування можливе для сплавів алюмінію, які містять легуючі елементи Cu, Mn, Si, Zn, Li, розчинність яких в твердому алюмінії змінюється з температурою. Елементи вводять до сплаву в кількостях, що перевищують розчинність в алюмінії при кімнатній температурі.

При збільшенні швидкості охолодження зменшується кількість інтерметалідних фаз, що виділяються. Утворюється пересичений твердий розчин легуючих елементів в алюмінії.

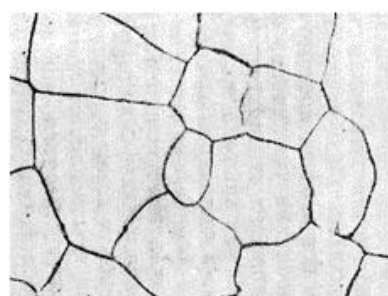
Мета загартування – одержати пересичений твердий розчин з максимальним вмістом легуючих елементів. Це забезпечує підвищення твердості та міцності в порівнянні з рівноважним станом, і дає можливість додаткового зміцнення при наступному старінні.

Визначення температур нагрівання сплаву під загартування

Дуралюмін марки Д16 містить 4%Cu; 0,5%Mg; 0,5%Mn (додаток В). При загартуванні сплав Д16 нагрівають до температури вище лінії ВС, але нижче лінії солідуса АВ (рис.3.1) і витримують впродовж часу, необхідного для повного розчинення θ -фази Al_2Cu в алюмінії.



б



в

Рис. 3.1. Діаграма стану Al-Cu (а) і мікроструктура сплаву Д16, х400:
вертикальна лінія відповідає змісту Cu в сплаві Д16;
показано зміну положення межі області вторинної кристалізації ВС при зміні швидкості
охолодження сплаву Д16;
б – мікроструктура після охолодження з піччю; в – загартування в воді

На рис. 3.2 наведені діаграми ізотермічного розпаду твердих розчинів у сплаві Al-4,2%Zn-1,9%Mg і сплаві Al-Cu-Mg Д16. Стійкість переохолодженого твердого розчину сплаву Al-Zn-Mg вище, ніж у сплава Д16 Al-Cu-Mg. Тому критична швидкість охолодження сплаву Al-Zn-Mg $0,3 \div 0,5^\circ\text{C}/\text{с}$, а у Д16 – $60 \div 90^\circ\text{C}/\text{с}$.

Тонкостінні вироби зі сплавів Al-Zn-Mg загартовують при охолодженні на повітрі, а для виробів зі сплаву Al-Cu-Mg Д16 необхідне охолодження у воді.

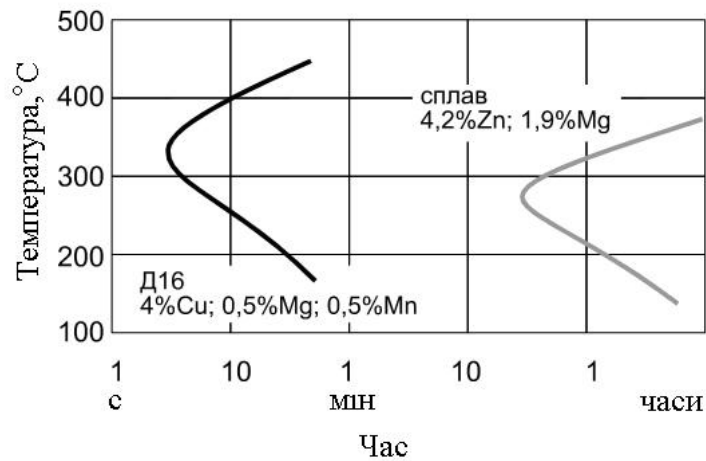


Рис. 3.2. Діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого твердого розчину в сплавах Al-Cu-Mg (Д16) і Al-Zn-Mg.

Зазначено межі початку розпаду твердого розчину сплавів

Під час загартування товстостінних виробів у воді швидкість охолодження по мірі видалення від поверхні зменшується, і центр виробу може охолоджуватися зі швидкістю, меншою за критичну. Виріб не прогартується наскрізь. Товщина виробу, при якій центральні об'єми охолоджуються при загартуванні із критичною швидкістю, характеризує прогартуваність сплаву. Прогартуваність тим вище, чим менше критична швидкість охолодження.

Максимальна товщина плити, що прогартується наскрізь у сплаву Al-Zn-Mg, 250÷300 мм, а у сплаву Al-Cu-Mg Д16 – 100÷120 мм.

У великогабаритних виробів складної конфігурації охолодження у воді призводить до утворення великих внутрішніх напружень і коробленню виробів. Необхідно підбирати оптимальні охолоджуючі середовища для різних виробів.

Після загартування сплави мають підвищену в порівнянні з відпаленим станом міцність й зберігають високу пластичність. Подальше підвищення міцності відбувається при старінні.

Старіння – витримання загартованого сплаву при температурах, що відповідають проходженню підготовчих процесів і початкових стадій розпаду пересиченого твердого розчину.

Мета старіння – додаткове підвищення міцності загартованих сплавів. В таблиці 3.1 наведена зміна характеристик механічних властивостей сплаву Д16 після різних видів термічної обробки.

Пересичений твердий розчин загартованого сплаву термодинамічно нестабільний. Його розпад, що наближає фазовий стан до рівноважного, є процесом, що відбувається самовільно.

Таблиця 3.1

Механічні властивості листів зі сплаву Д16

Стан	Механічні властивості		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Після відпалу	200	100	25
Після загартування	300	220	23
Після загартування й старіння	450	340	18

Визначення температури старіння загартованого сплаву

У багатьох загартованих алюмінієвих сплавах підготовчі стадії та початок розпаду проходять без спеціального нагрівання під час вилежування деталей на складі. Витримку загартованих алюмінієвих сплавів при температурі навколишнього середовища називають *природним старінням*.

В деяких сплавах для підготовки до розпаду та проходження початкових його стадій потрібна термічна активація дифузійних процесів. Нагрівання загартованих алюмінієвих сплавів до $100\div 200^{\circ}\text{C}$ називають *штучним старінням*.

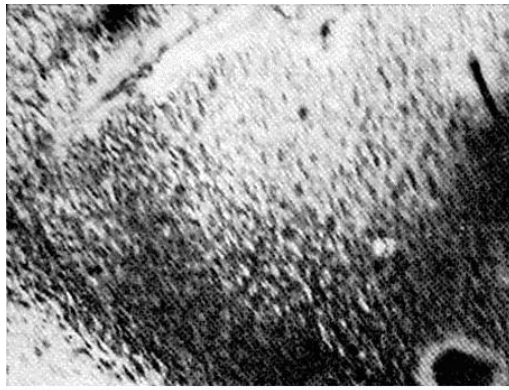
Визначення тривалості старіння загартованого сплаву для отримання необхідного рівня механічних властивостей. Тривалість витримки при температурах старіння залежно від хімічного складу сплаву перебуває в межах від декількох годин до декількох десятків годин.

Процес розпаду пересиченого твердого розчину сплаву Д16 по мірі підвищення температури нагрівання і збільшення тривалості витримки відбувається за наступною схемою:

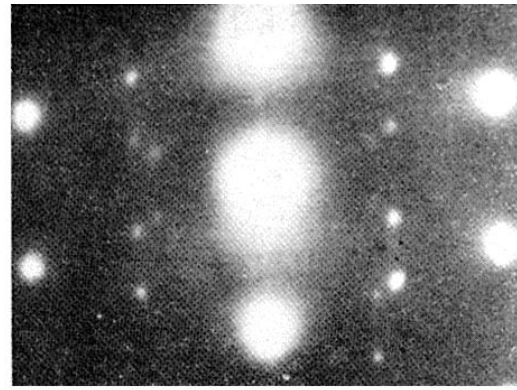
I. В твердому розчині утворюються субмікроскопічні області – *зони Гінъс-Престона (ГП)* з підвищеним вмістом міді. Стала ґратки зон ГП менше, ніж у твердого розчину, тому що атомний радіус Cu менше, ніж в Al. Зони ГП мають пластинчасту форму і утворюються на кристалографічних площинах (100). Товщина зон $0,5\div 1,0$ нм, діаметр зон $4\div 10$ нм. Зони ГП не спостерігаються у світловому, не завжди спостерігаються в електронному мікроскопі. Їх виявляють спеціальними методами рентгеноструктурного аналізу.

II. Утворюються виділення *проміжної θ' -фази*, склад якої відповідає Al_2Cu , рис. 3.3. Фаза θ' з тетрагональною ґраткою, що різниться від матриці повністю когерентна з α -алюмінієвим твердим розчином і не має границі розділу з матрицею. В θ' -фазі впорядковане взаємне розташування атомів міді й алюмінію, частина площин зайнята тільки атомами Cu, а частина тільки атомами Al. Максимальна товщина виділень θ' -фази 10 нм, діаметр до 150 нм.

III. θ' -фаза перетворюється в частково когерентні частки *проміжної θ' -фази*, зі складом, відповідним до рівноважної θ -фази Al_2Cu , рис. 3.4. Ґратка θ' -фази відрізняється, як від ґратки алюмінію, так і від ґратки θ' -фази. Вона сполучена когерентно із ґраткою алюмінію по площинах (100) і не повністю відділена від матриці поверхнею розподілу. Не всі утворення θ' -фази перетворюються в частки θ' -фази, частина їх розчиняється в матриці. Можливе утворення часток θ' -фази безпосередньо із твердого розчину.

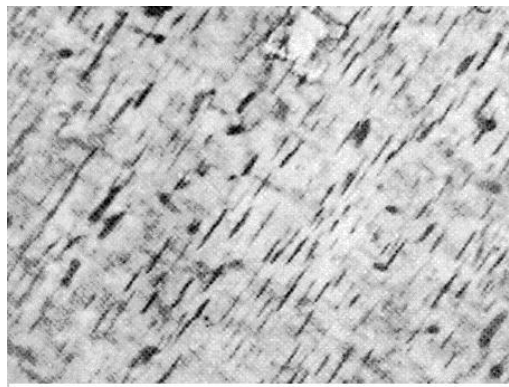


а

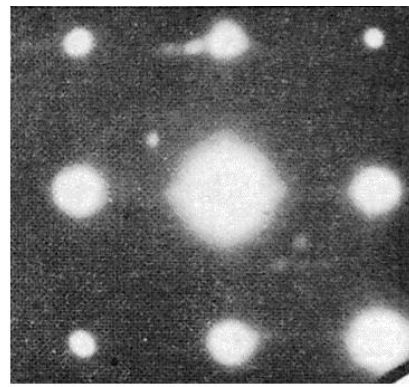


б

Рис. 3.3. Мікроструктура сплаву Д16, старіння 160°C 24 години, $\times 28000$:
а – виділення θ'' -фази; б – мікродифракція $\langle 311 \rangle$



а



б

Рис. 3.4. Мікроструктура сплаву Д16, старіння 180°C 24 години, $\times 28000$:
а – виділення θ' -фази; б – мікродифракція $\langle 001 \rangle$

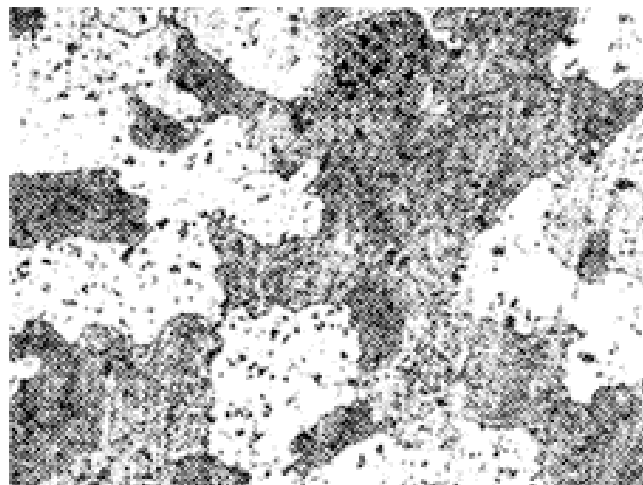


Рис. 3.5. Мікроструктура сплаву Д16, частки θ -фази, $\times 400$

IV. Утворення стабільної θ -фази Al_2Cu , когерентність ґраток матриці й фази, що виділяється, повністю порушується, рис. 3.5.

V. Відбувається коагуляція θ -фази Al_2Cu .

Розподіл процесу розпаду на наведені вище стадії умовний. У сплаві одночасно можуть бути зони ГП і θ'' -фази; θ'' - і θ' -фази; θ' - і θ -фази.

При *природному старінні* утворюються зони ГП. При *штучному старінні* з нагріванням до 200°C утворюється θ' -фаза. Утворення часток стабільної θ -фази та їх коагуляція відбуваються під час відпалу при температурах 300÷400°C.

Схема розпаду пересиченого твердого розчину справедлива й для інших термічно зміцнюваних сплавів Al, але в них будуть різні за хімічним складом й властивостям зміцнюючі фази:

Al-Cu: $\alpha \rightarrow \text{зони ГП} \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta' \rightarrow \theta$ (Al₂Cu);
 Al-Cu-Mg: $\alpha \rightarrow \text{зони ГП} \rightarrow S'' \rightarrow S' \rightarrow S$ (Al₂CuMg);
 Al-Zn-Mg: $\alpha \rightarrow \text{зони ГП} \rightarrow \eta' \rightarrow \eta \rightarrow T$ (Al₂Mg₃Zn₃);
 Al-Mg-Si: $\alpha \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta$ (Mg₂Si);
 Al-Li: $\alpha \rightarrow \delta' \text{ (Al}_3\text{Li)} \rightarrow \delta$ (AlLi).

Зміни структури алюмінієвих сплавів при розпаді пересичених твердих розчинів впливають на властивості. В сплаві Д16 утворення зон ГП, виділення проміжних метастабільних θ'' -фаз й θ' -фаз викликають зростання міцності. Утворення і коагуляція стабільної θ -фази обумовлює зниження міцності.

Зони ГП і метастабільні частки θ'' -фаз й θ' -фаз у сплаві Д16 є перешкодою для руху дислокацій.

При пластичній деформації дислокації, що рухаються, перерізують зони ГП. Спотворення ґратки при когерентному стикуванні фаз, упорядковане розташування зон ГП у матриці підвищують напруги, необхідні для руху дислокацій, тобто межі плинності.

Інтерметалідні частки θ'' -фаз й θ' -фаз з кристалічними ґратками, які відмінні від матриці, й упорядкованим розташуванням атомів більш серйозна перешкода для руху дислокацій, дислокації не перерізують, а обходять ці частки. При зменшенні відстані між частками зростають напруги, необхідні для вигину дислокацій та їхнього проходження між частками, що призводить до підвищення межі плинності.

Максимальний ефект зміцнення досягається, коли після старіння утворюються дисперсні, напівкогерентні, рівномірно розподілені в матриці на невеликих відстанях інтерметалідні частки. Укрупнення часток та збільшення відстаней між ними призводить до зниження міцності. Температура старіння на максимальну міцність 125÷200°C. Тривалість старіння 8÷12 годин. Характер зміни тимчасового опору руйнуванню сплаву Д16 залежно від температури й тривалості старіння наведено на рис. 3.6.

Показники міцності

Межа плинності фізична σ_T (МПа) – найменше напруження, при якому зразок деформується без помітного збільшення навантаження, що розтягує (3.1):

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0}, \quad (3.1)$$

де P_T – навантаження, що відповідає площадці плинності, F_0 .

Визначають при наявності на діаграмі розтягання явно вираженої площадки плинності.

Межа плинності умовна $\sigma_{0,2}$ (МПа) – напруження, при якому залишкове подовження зразка досягає 0,2%. Визначають при відсутності на діаграмі площадки плинності (3.2):

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \quad (3.2)$$

де $P_{0,2}$ визначають графічно за точкою перетину технічної діаграми розтягання з прямою, яка проведена паралельно до прямолінійної початкової ділянки діаграми, на відстані від початку запису, що відповідає подовженню 0,2%.

Тимчасовий опір σ_B (МПа) – напруження, яке відповідає найбільшому навантаженню до руйнування зразка (3.3):

$$\sigma_B = \frac{P_{max}}{F_0}, \quad (3.3)$$

де P_{max} – найбільше навантаження на технічній діаграмі розтягання зразка, Н.

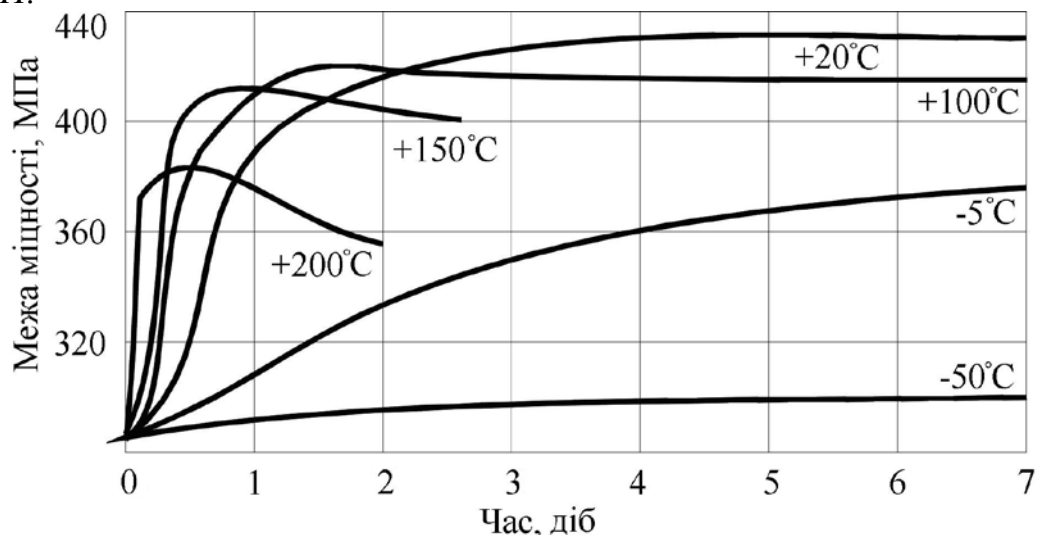


Рис. 3.6. Вплив температури й тривалості старіння на тимчасовий опір руйнуванню сплаву Д16; цифри біля кривих позначають температуру старіння сплаву

Показники пластичності

Відносне подовження δ (%) (3.4):

$$\delta = \frac{l_K - l_0}{l_0} 100, \quad (3.4)$$

де l_K – довжина зразка після розриву, мм;

l_0 – початкова розрахункова довжина зразка, мм.

Відносне звуження Ψ (%) (3.5):

$$\psi = \frac{F_o - F_K}{F_o} 100, \quad (3.5)$$

де F_o – початкова площа поперечного перетину зразка, мм^2 ;

F_K – площа поперечного перетину зразка в місці розриву, мм^2 .

3.1. ОБЛАДНАННЯ, МАТЕРІАЛИ ТА ІНСТРУМЕНТИ

Лабораторна піч, зразки сплаву алюмінію Д16, гартівний бак з водою, розривна машина 2166 Р-5, термопарі, АЦП ADAM 4019+/4020, комп'ютер, набір фотографій мікроструктур, програма «Excel».

3.2. ПОСЛІДОВНІСТЬ ВИКОНАННЯ РОБОТИ

1. Вихідний зразок сплаву алюмінію Д16 і еталон закріпити на комбінованій термопарі в лабораторній установці диференційно-термічного аналізу рис. Г.2, додаток Г.

2. Включити АЦП "ADAM", запустити програму "ADAM Net Utility". Установити число каналів і межі вимірювання. Установити частоту вимірювання 1с.

3. Реєструвати криві нагрівання зразка й еталона до температури 550°C.

4. У програмі «Excel» за отриманими даними побудувати графік в координатах “температура нагрівання – різниця температур зразка й еталона” рис. 3.7.

5. За різницею температур зразка й еталона визначити температуру нагрівання зразків сплаву Д16 під загартування.

6. Нагріти зразки сплаву Д16 в печі до обраної температури, і після витримки протягом 30 хвилин загартувати у воді.

7. Один із загартованих зразків піддати природному старінню протягом 7 днів.

8. Загартований зразок сплаву Д16 закріпити на комбінованій термопарі з еталоном і установити в піч.

9. Включити АЦП ADAM, запустити програму «ADAM Net Utility». Установити частоту вимірювань 1 с.

10. Реєструвати криві нагрівання зразка і еталона до температури 550°C.

11. В програмі «Excel» за отриманими даними побудувати графік в координатах температура нагрівання – різниця температур зразка і еталона рис. 3.8.

12. За різницею температур зразка й еталона визначити температурні стадії старіння зразків сплаву Д16.

13. Провести старіння зразків при температурах, що відповідають утворенню зон ГП, θ' -фази й θ -фази.

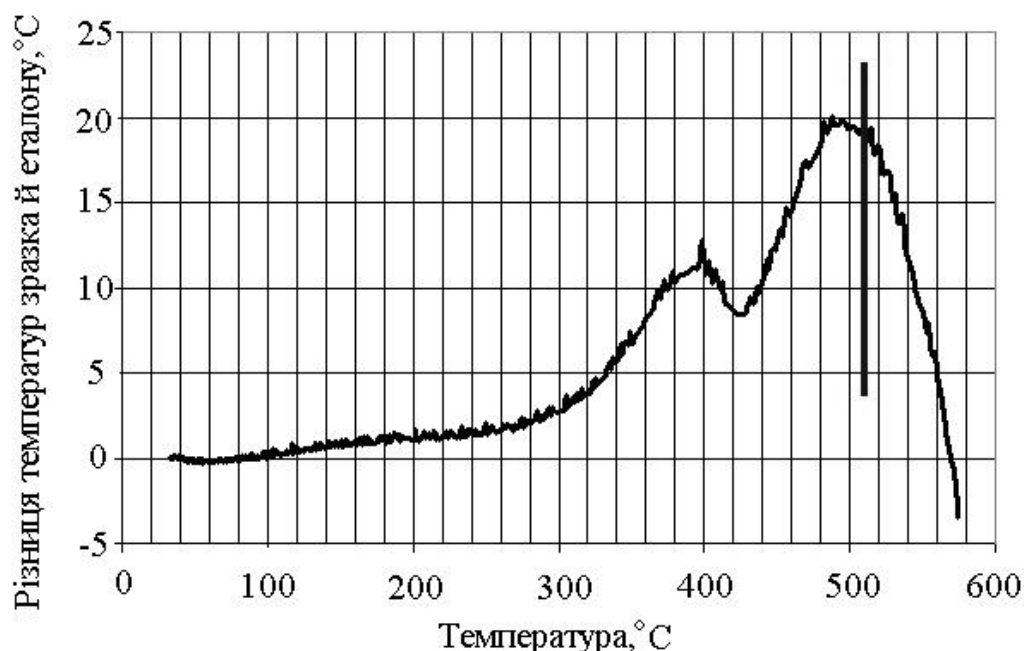


Рис. 3.7. Діаграма нагрівання сплаву Д16, вертикальна лінія вказує температуру закінчення розчинення надлишкових фаз при нагріванні

14. На зразках визначити початкову робочу довжину, товщину й ширину.
15. Провести випробування зразків сплаву Д16 на розтягання на машині 2166 Р-5 рис. 1.6 [2].
16. За технічними діаграмами розтягання вихідного, загартованого і зістарених зразків визначити навантаження, що відповідають початку пластичного плину $R_{0,2}$ і максимальні навантаження R_{max} .
17. За величиною навантаження і початкової площини робочої частини зразків визначити умовну границю плинності $\sigma_{0,2}$ (МПа).
18. Визначити тимчасовий опір руйнуванню зразків σ_B (МПа).
19. Визначити кінцеві довжини зразків.
20. По зміні початкової робочої довжини визначити величини відносного подовження δ зразків.
21. Результати вимірювань і розрахунків занести в таблицю 3.2.

Таблиця 3.2

Дані для розрахунку механічних властивостей сплаву Д16

Вид обробки	Розміри зразка								Навантаження при випробуванні		Показники міцності		Показники пластичності	
	до випробування				після випробування									
	l ₀ , мм	a ₀ , мм	b ₀ , мм	F ₀ , мм ²	l _k , мм	a ₀ , мм	b ₀ , мм	F ₀ , мм ²	R _{0,2} , МПа	R _{max} , МПа	σ _{0,2} , МПа	σ _B , МПа	δ, %	ψ, %
Вихідний														
Загартування														
Природне старіння														
Старіння ГП														
Старіння θ′														
Старіння θ														

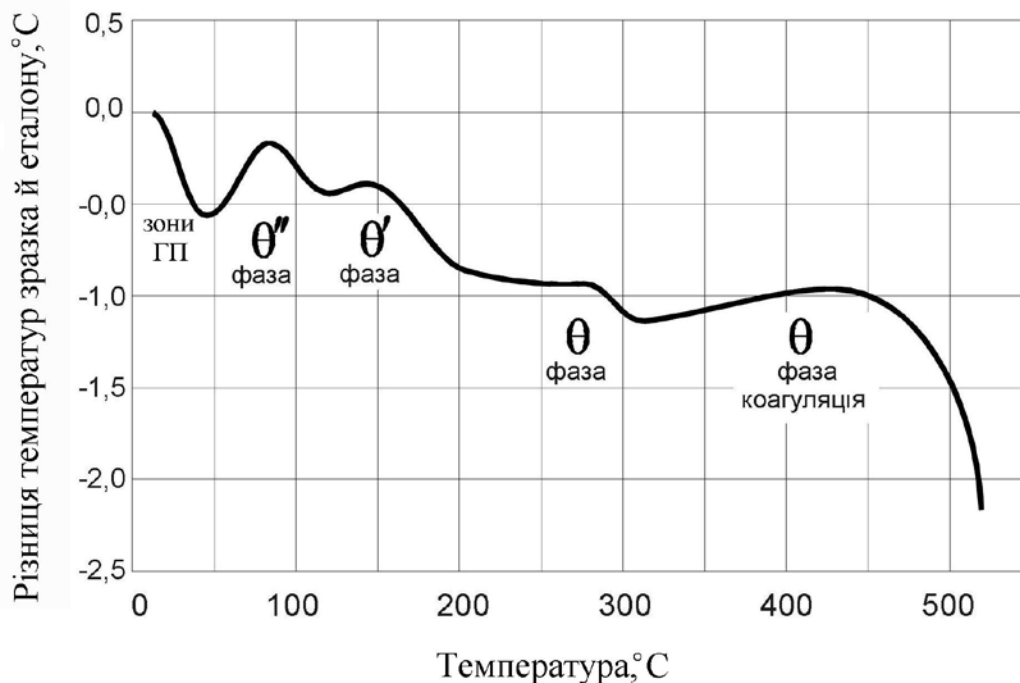


Рис. 3.8. Діаграма нагрівання загартованих зразків сплаву Д16, визначення температурних стадій старіння

22. Зробити висновки про вплив загартування і режимів старіння на характеристики міцності та пластичності сплаву алюмінію Д16.

3.3. ЗМІСТ І ВИМОГИ ДО ЗВІТУ

У звіті необхідно:

1. Вказати порядковий номер і назву лабораторної роботи.
2. Сформулювати мету роботи.
3. Стисло описати характер процесів, які відбуваються при загартуванні та старінні сплавів алюмінію, а також вплив цих процесів на механічні властивості.
4. Стисло описати схеми утворення зон Гінґе-Престона в сплаві Д16.
5. За експериментальними даними побудувати графік залежності “температура нагрівання – різниця температур зразка й еталона” та визначити температуру нагрівання під загартування та температурні стадії старіння зразків сплаву Д16.
6. За допомогою технічних діаграм розтягання вихідного, загартованого і зістарених зразків визначити характеристики міцності та пластичності сплаву Д16 і занести їх до таблиці.
7. Зробити висновок про вплив загартування і режимів старіння на характеристики міцності та пластичності сплаву алюмінію Д16.

3.4. КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ

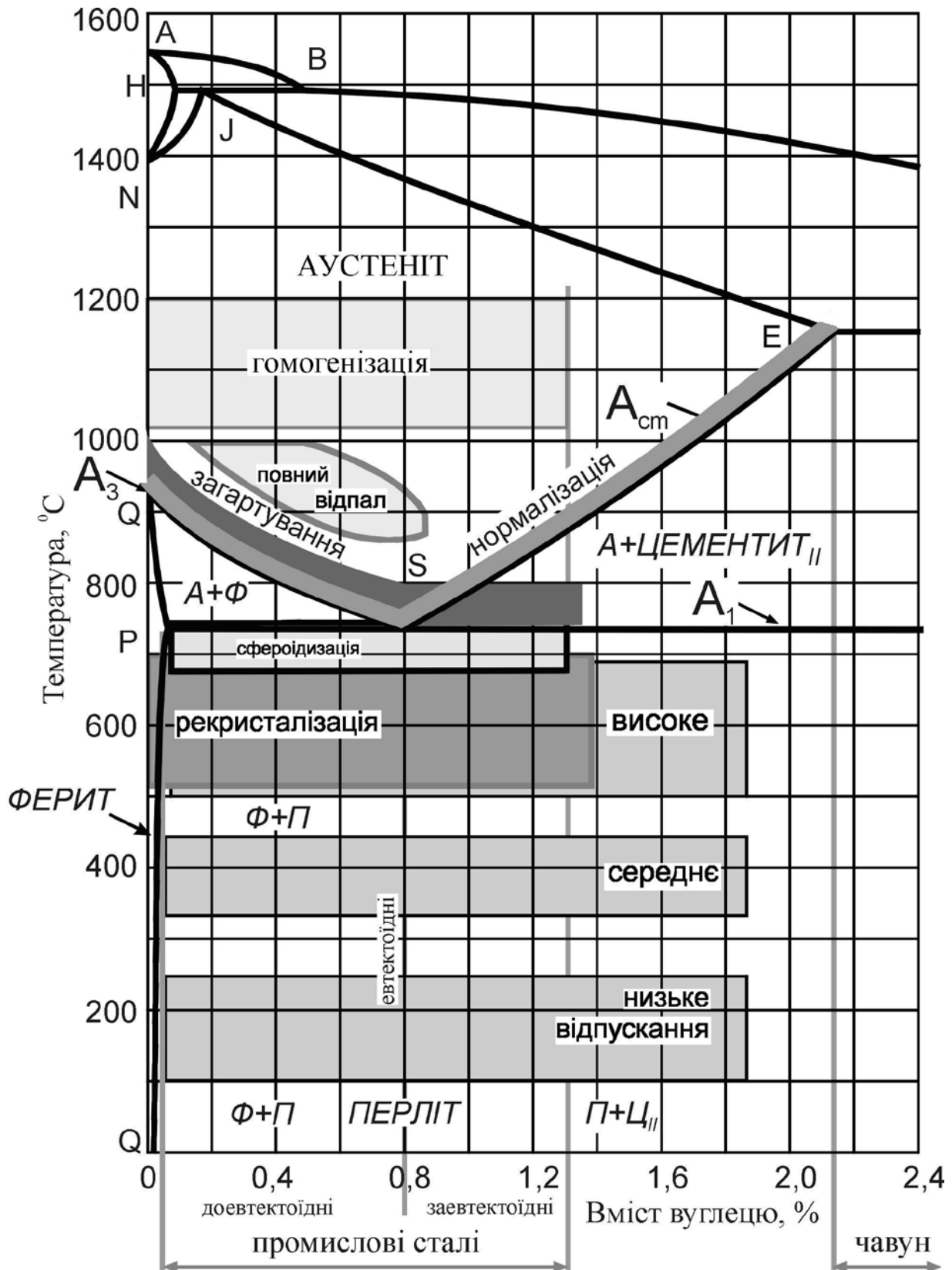
1. Що таке термічна обробка?
2. Яка мета загартування?
3. Які параметри термічної обробки вибирають при загартуванні?
4. Що таке старіння?
5. Які параметри термічної обробки вибирають при старінні?
6. Що називають природним старінням?
7. Що називають штучним старінням?
8. За якою схемою відбувається процес розпаду пересиченого твердого розчину сплаву Д16 по мірі підвищення температури нагрівання та збільшення тривалості витримки?
9. Порядок виконання роботи.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Клименко, А. П. Материаловедение : Практикум [Текст] : учебное пособие / А. П. Клименко, В. И. Овчаренко, В. В. Трофименко . – Днепропетровск : Пороги, 2011. – 186 с.
2. Вплив деформації та термічної обробки на структуру та властивості матеріалів, частина I (Вплив пластичної деформації на властивості металевих і полімерних матеріалів) [Текст] : методичні вказівки з дисципліни “Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство” до виконання лабораторного практикуму для студентів усіх форм навчання / В. В. Трофименко, О. П. Клименко, В. І. Овчаренко . – Дніпропетровськ : УДХТУ, 2013. – 27 с.
3. Натапов, Б. С. Термическая обработка металлов [Текст] : учебн. пособие / Б. С. Натапов . – Киев : Вища школа, 1980. – 288 с.
4. Мохорт, А. В. Термічна обробка металів [Текст] : навч. посібник / А. В. Мохорт, М. Г. Чумак . – К. : Либідь, 2002. – 512 с.
5. Новиков, И. И. теорія термической обработки металлов [Текст] : ученик для вузов / И. И. Новиков . – 4-е изд. перераб. и доп. – М. : Металлургия, 1986. – 480 с.
6. Кузін, О. А. Металознавство та термічна обробка металів [Текст] : Підручник / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк . – Львів : вид-во “Афіша”, 2002. – 304 с.
7. Металловедение и термическая обработка стали [Текст] : Справочник. – 3-е изд., перераб. и доп. В 3-х т. Т 2. Основы термической обработки / Под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта . – М. : Металлургия, 1983. – 368 с.

Додаток А

РЕЖИМИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛІ



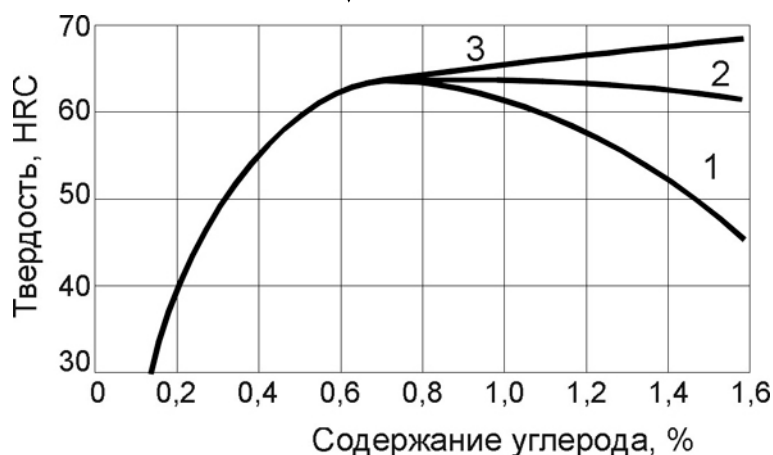
Додаток Б

ЗАГАРТОВУВАНІСТЬ І ПРОГАРТОВУВАНІСТЬ СТАЛЕЙ

ЗАГАРТОВУВАНІСТЬ

Це здатність сталі підвищувати твердість при гартуванні

Залежить від вмісту вуглецю в сталі і визначається значенням твердості



Твердість сталі в залежності від вмісту вуглецю і температури гартування:

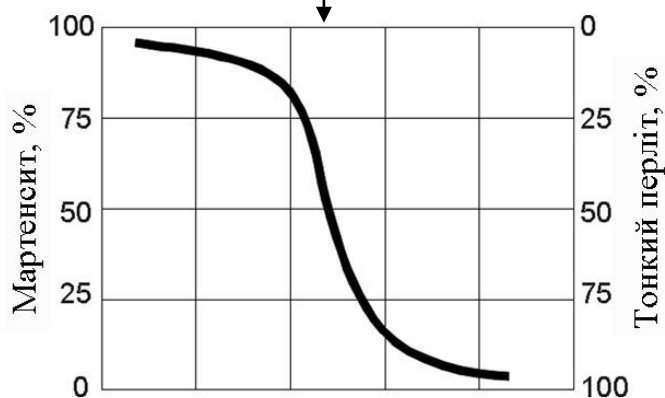
- 1 – нагрів вище A_{c3} ;
- 2 – нагрів вище A_{c1} (770°C);
- 3 – мікротвердість мартенситу

Загартовуваність сталі визначають на тонких пластинках, в яких після гартування можна отримати 100% мартенситу. Тобто загартовуваність сталі характеризує максимальну твердість, яку може отримати дана сталь після гартування

ПРОГАРТОВУВАНІСТЬ

Це здатність сталі гартуватися на певну глибину, тобто отримувати мартенситну структуру на тій чи іншій відстані від поверхні

Прогартовуваність вимірюється відстанню (мм) від поверхні до напівмартенситної зони (50% мартенситу і 50% трооститу), розташування якої визначають послідовним вимірюванням твердості

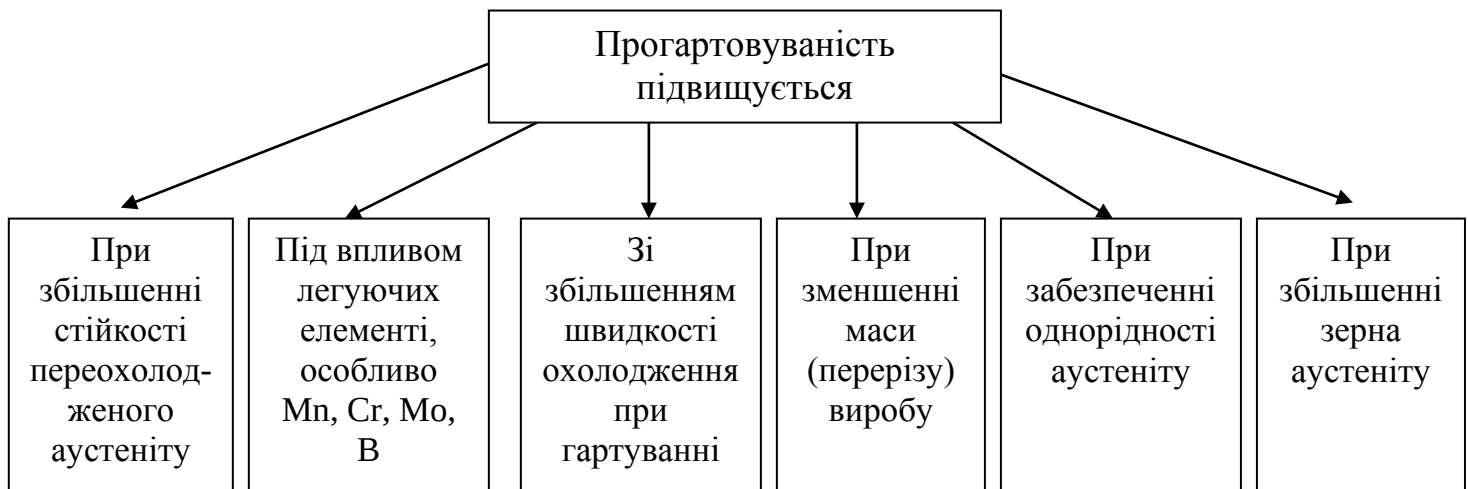


Крива змінення структури і твердості по глибині загартованої сталі

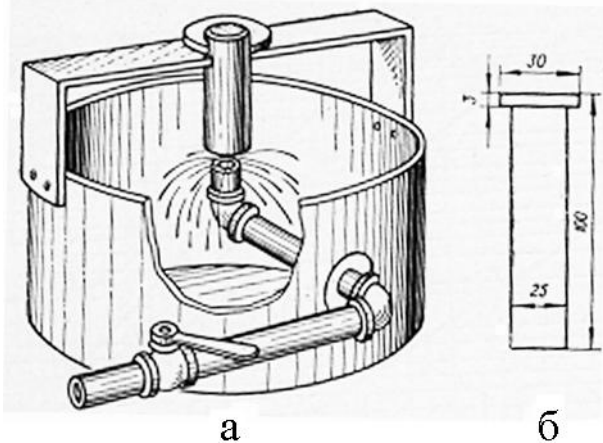
Усі фактори, що збільшують стійкість переохолодженого аустеніту та зменшують критичну швидкість охолодження $V_{кр}$, покращують прогартовуваність

Продовження додатка Б

ОСНОВНІ ФАКТОРИ, ЯКІ ВПЛИВАЮТЬ НА ПРОГАРТОВУВАНІСТЬ СТАЛЕЙ

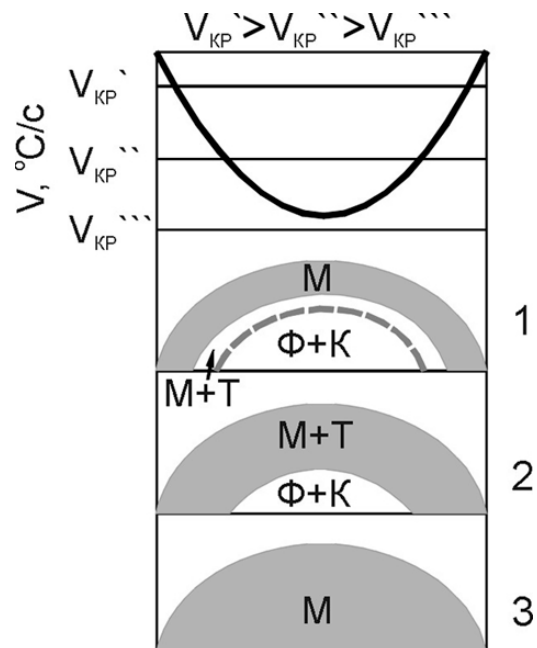


Кількісна характеристика прогартовуваності – критичний діаметр $D_{кр}$ циліндричного прутка, що наскрізь прогартовується у даному охолоджувачі. Для забезпечення наскрізного прогартування деталі необхідно, щоб $D_d \leq D_{кр}$, де D_d – дійсний діаметр виробу



Експериментальне визначення прогартовуваності методом торцевого гартування: а – установка, б - зразок

Прогартовуваність тіл простої геометричної форми (кулі, циліндри, паралелепіпеди) можна досить точно визначити за допомогою спеціальної номограми [3]



Залежність прогартовуваності від критичної швидкості охолодження для вуглецевої (1) та легованих сталей (2, 3)

Прогартовуваність є одним з основних критеріїв і при виборі марки сталі розглядається поряд з механічними властивостями, технологічністю і собівартістю. Для деталей, працюючих на крутіння або вигин, наскрізна прогартовуваність необов'язкова, достатньо мати прогартовуваність на відстані $0,5 \div 0,25$ радіусу від поверхні, виникаючі напруження зменшуються від максимальних на поверхні до нуля у серцевині.

Додаток В

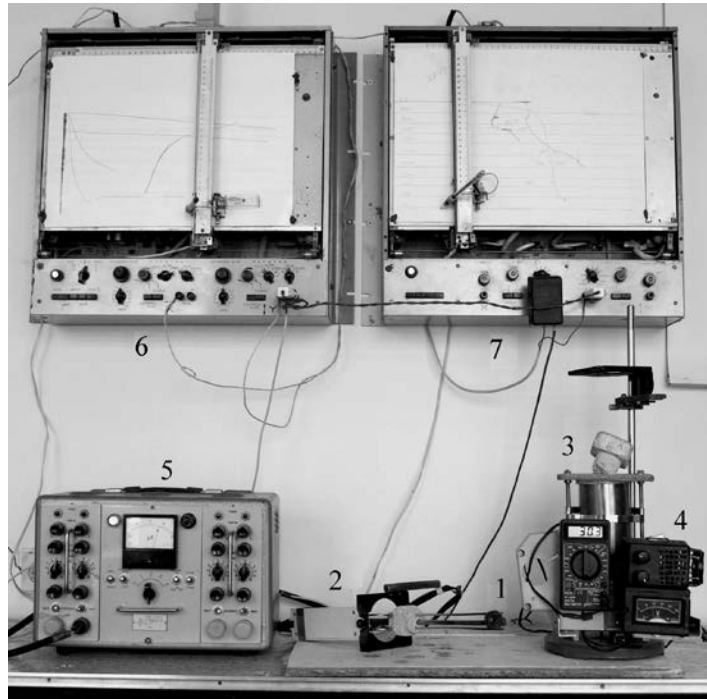


Рис. В.1. Експериментальна установка для дослідження процесів фазових перетворень в сталях магнітним методом:

- 1 – зразок; 2 – магнітний датчик; 3 – піч; 4 – блок керування піччю;
5 – тензопідсилювач УТ4-1; 6 – двокоординатний потенціометр ПДП-4-002;
7 – двокоординатний потенціометр ЛКД-4-003

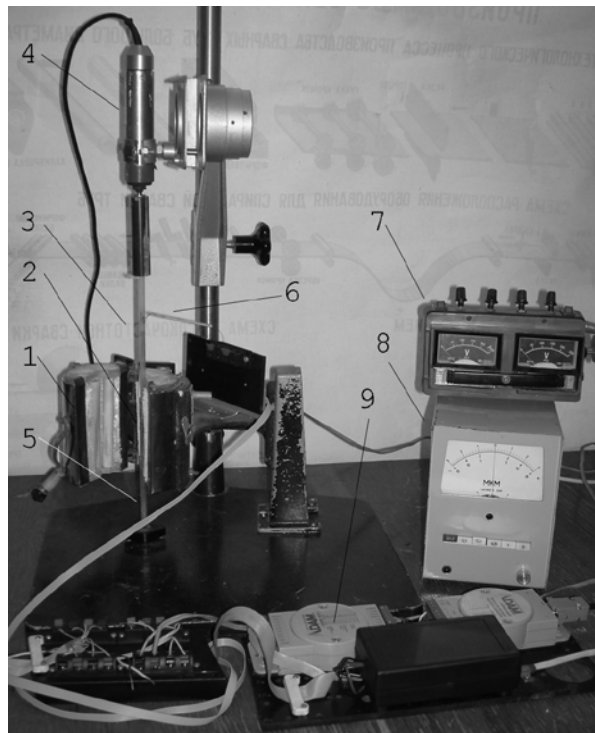


Рис. В.2. Лабораторної установка для визначення стадій відпускання дилатометричним методом:

- 1 – піч; 2 – зразок; 3 – кварцовий штовхач;
4 – індуктивний датчик малих переміщень; 5 – кварцова опора зразка;
6 – термопара; 7 – блок управління нагріванням; 8 – 214-П-15; 9 – АЦП

Додаток Г

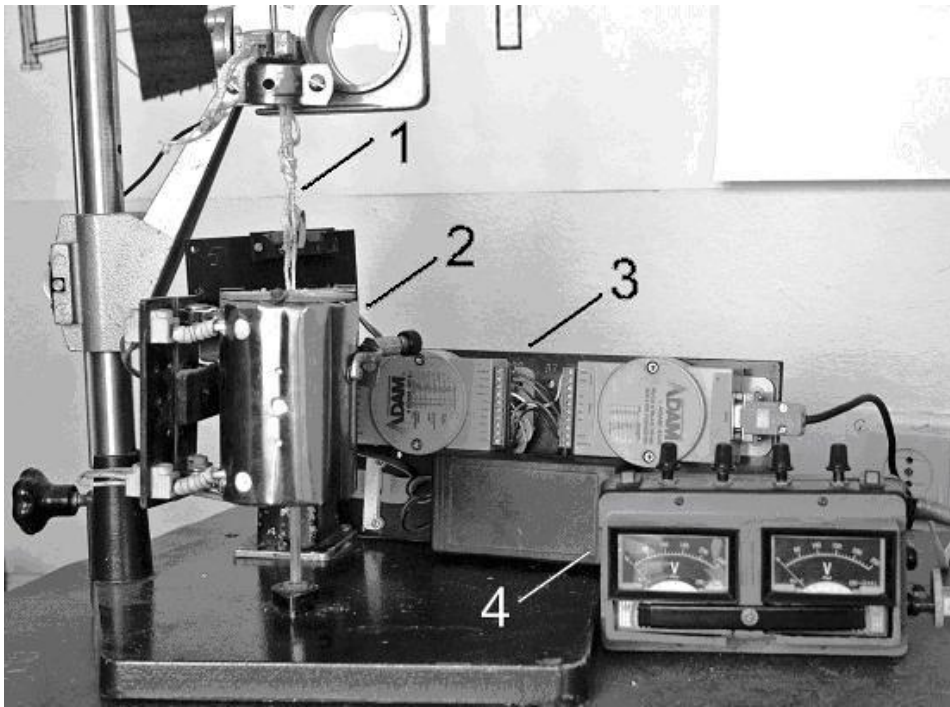


Рис. Г.1. Лабораторна установка диференційно-термічного аналізу:
1 – термопара; 2 – піч; 3 – АЦП; 4 – блок керування піччю

