

Є.Г. Афтандіянц, О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Рекомендовано Міністерством освіти і науки, молоді та спорту
України в якості підручника для студентів вищих навчальних закладів
освіти України*

Київ - 2012

УДК – 669.01 (075)

ББК 030.3я73

ISBN 978-966-2393-67-5

*Гриф надано Міністерством освіти і науки, молоді та спорту України
(лист №1/11-18055 від 20 листопада 2012 р.)*

Рецензенти: **Зауличний Я.В.**, д.ф.-м.н., професор, завідувач кафедри металознавства та термічної обробки Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»
Ільченко В.В., д.ф.-м.н., професор, завідувач кафедри нанофізики та наноелектроніки Київського національного університету ім. Т. Шевченка
Антрапцева Н.М., д.х.н., професор, завідувач кафедри загальної хімії Національного університету біоресурсів і природокористування України

Афтанділянц Євгеній Григорович,

Зазимко Оксана Володимірівна

Лопатько Констатин Георгієвич

Матеріалознавство: Підручник. К.: Вища освіта, 2012.- с 548.

Підручник написаний у відповідності до програми курсу «Матеріалознавство» для студентів технічних та технологічних напрямів підготовки та спеціальностей вищих навчальних закладів України.

Розглянуто кристалічна будова металів і сплавів, діаграми стану подвійних систем, процеси формування структури металів, сталей, чавунів, чорних і кольорових сплавів, теоретичні основи легування і технологія об'ємної та поверхневої термічної обробки матеріалів.

Наведено класифікація, властивості, маркування, призначення найбільш поширених іноземних матеріалів та надана інформація щодо відповідності української, європейської, американської та японської систем позначення матеріалів.

Представлені корозійностійкі, жаростійкі та жароміцні сталі та сплави, сплави з високим електроопором і низьким коефіцієнтом лінійного розширення, високоміцні, зносостійкі, магнітні сталі та сплави, композиційні, біметалеві та аморфні матеріали, а також матеріали з пам'яттю форми.

Наведені основи комп'ютерного матеріалознавства та вивчення структури металів и сплавів за допомога комп'ютера.

Надано докладний опис структури, властивостей і застосування полімерів, пластмас, гуми, деревини, клеїв, неорганічного скла, лакофарбових і електроізоляційних матеріалів.

ПЕРЕДМОВА

Мета видання підручника – допомогти студентам засвоїти теоретичні основи формування структури та властивостей найбільш розповсюджених металевих та неметалевих матеріалів, вивчити галузі їх застосування, а також набутти практичних навичок цілеспрямованого управління структурою та властивостями матеріалів шляхом їх термічної обробки та зміни хімічного складу.

Металеві та неметалеві матеріали з давніх часів до сьогодні є необхідним атрибутом життя людини. Використання таких матеріалів постійно збільшується. Так, наприклад, ще два століття тому щорічний випуск сталі складав близько 3 млн. тон, у середині минулого сторіччя - понад 700 млн. тон, а на початку нинішнього - понад 2 млрд. тон.

В останні роки інтенсивне застосування отримали такі неметалеві матеріали як полімери, пластмаси, гума, деревина, клеї, неорганічне скло, лакофарбові та електроізоляційні матеріали. Щорічне світове виробництво лише пластмас вимірюються зараз мільйонами тон.

Кожного дня мільярди людей використовують дуже широкий асортимент металевих та неметалевих виробів. Для надання кожному такому виробу певної форми необхідні знання про ті процеси, які відбуваються при їх отриманні, обробці та експлуатації.

Підручник написано науково-педагогічними працівниками кафедри технології конструкційних матеріалів та матеріалознавства Національного університету біоресурсів і природокористування України.

Підручник складається з розділів, присвячених: металознавству (глави 1-3, 8-11), термічній обробці (глави 4-7), неметалевим матеріалам (глави 12-16) та методам дослідження структури та властивостей матеріалів (глава 17).

Афтанділянцем Є.Г. написані передмова, глави 8 – 11, додатки I, IV.1;

Зазимко О.В. – вступ, глави 1, 3, 4, 6, 7, додатки II, III

Лопатько - К.Г. - глави 2, 5, 12 – 17, додатки IV.2- IV.4.

Автори вдячні завідувачу кафедри металознавства та термічної обробки Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут», доктору фізико-математичних наук, професору Зауличному Я.В., завідувачу кафедри нанофізики та наноелектроніки Київського національного університету ім. Шевченка, доктору фізико-математичних наук, професору Ільченку В.В., завідувачу кафедри загальної хімії Національного університету біоресурсів і природокористування України, доктору хімічних наук,

професору Антрапцевої Н.М. за зауваження, які були зроблені при рецензуванні підручника.

Підручник призначений для студентів технічних та технологічних (не металургійних) напрямів підготовки та спеціальностей вищих навчальних закладів України, а також може бути корисним аспірантам і технічним працівникам у різних галузях господарства та економіки України.

ВСТУП

Матеріалознавство - наука, що вивчає залежність між складом, будовою та властивостями металевих та неметалевих матеріалів, закономірності їх змін у процесі експлуатації та дії зовнішніх факторів (фізичних, хімічних, механічних, електромагнітних, радіаційних тощо).

У 1831 році начальник Златоустівських збройних заводів гірничий інженер П.П. Аносов вперше в історії застосував мікроскоп для вивчення будови сталі, для чого протравив її поліровану поверхню хімічним реактивом та спостерігав за структурою в мікроскоп у відображеному світлі.

Англійський петрограф Г. Сорбі використав у 1864 році аналогічний метод для вивчення будови залізних метеоритів. Ці роботи стали початком мікроструктурного аналізу металів, який до сьогодні є найбільш поширеним методом дослідження у металознавстві.

Російський металург Д. К. Чернов, з'ясовуючи причини низької міцності сталевих гармат на Обухівському заводі, відкрив у 1868 р. критичні температури перетворень структури сталі і пов'язав з ними вибір режиму термообробки для отримання необхідних властивостей. Це відкриття зробило визначальний вплив на подальше становлення і розвиток науки про метали.

Французький інженер Ф. Осмонд, що працював на збройовому заводі Крезо (Франція), застосував винайдену Ле-Шательє платино родій - платинову термопару для встановлення критичних точок у сталях методом термічного аналізу (за появою теплових ефектів перетворень) і використовував винайдений Ле-Шательє спеціалізований мікроскоп для виявлення структурних складових у сталях після різної їх обробки.

Ці та наступні роботи створили фундамент сучасного металознавства і термічної обробки сталі. У 1892 р. Осмонд запропонував називати нову науку, яка описує будову металів, *металографією*. Останні роки XIX століття та перші два десятиліття XX століття можна назвати періодом класичної металографії, основними методами якої були мікроструктурний і термічний аналізи. За допомогою цих методів експериментально була побудована діаграма стану системи залізо-вуглець, а потім діаграми стану безлічі інших систем. Науковою базою побудови цих діаграм була термодинамічна теорія гетерогенних рівноваг і правило фаз Дж. Гіббса (1876 р.).

На початку ХХ сторіччя велику роль у розвитку металознавства зіграли роботи Н. С. Курнакова, який застосував для дослідження металів методи фізико-хімічного аналізу (електричний, дилатометричні, магнітний тощо). Н. С. Курнаковим (1860-1944 рр.) і його учнями було вивчено велику кількість металевих систем, побудовані діаграми стану сплавів і встановлені залежності між складом, структурою і властивостями сплавів.

До 20-х років ХХ століття були накопичені експериментальні дані про структуру і властивості різноманітних металів і сплавів, встановлені важливі для практики закономірності впливу хімічного складу і структури на властивості сплавів, а також закономірності зміни структури і властивостей металів і сплавів при тепловому і механічному впливі. Зміст науки про метали вийшло за рамки класичної металографії. Набула поширення більш ємна її назва - *металознавство*.

У 1912 р. М. Лауе відкрив явище дифракції рентгенівських променів на кристалах, а професор Петербурзького університету Г. В. Вульф і англійський фізик У.Л. Брегг вивели формулу, що дозволило визначити міжплощинні відстані у кристалічних ґратках металів. Починаючи з 20-х років ХХ століття рентгеноструктурний аналіз стає основним методом дослідження атомно-кристалічної будови металів і сплавів.

Широке використання рентгенівського аналізу, розпочате з 20-х рр., дозволило встановити кристалічну будову металевих сплавів і фаз та вивчити зміни в залежності від обробки сплаву. Ці важливі дослідження виконували М. Лауе і П. Дебай (Німеччина), Г. В. Вульф (СРСР), У. Г. Брегг і У. Л. Брегг (Англія), А. Вестґрен, В. Фрагмен (Швеція) та ін.

Винятково важливим було широке застосування, починаючи з 50-х рр, електронної мікроскопії, що дозволило більш детально дослідити структуру металевих матеріалів. Починаючи з 1928-1930 рр. велика увага приділяється теорії фазових перетворень у сплавах. Це дало можливість визначити механізм перетворень, розробити теорію і практику термічної обробки сталі, дюралюмінію і ряду інших технічно важливих сплавів. У числі робіт, що виконувалися в цьому напрямку слід насамперед відзначити дослідження С. Штейнберга і його школи (СРСР), Е. Бейна і Р. Мейла (США) і Велера (Німеччина).

Вельми велике значення для розвитку як металофізики, так і металознавства мали роботи Г. В. Курдюмова, А. А. Бочвара, В. Д. Садовського, С. Т. Конобеєвського (СРСР), Юм-Розері і Н. Мотта (Англія), Ф. Зейтца (США) та ін.

У 1927 р. Г. В. Курдюмов, Н. Т. Гудцов і Е.Я. Селяков встановили, що структура загартованої сталі – це перенасичений вуглецем твердий розчин заліза.

Значний внесок у розвиток металознавства зробив А. А. Бочвар (1870 - 1947 рр.), який розробив теорію підшипникових сплавів, створив ряд марок цих сплавів і цим започаткував у Росії металознавство кольорових сплавів. Він розробив теорію рекристалізації металів і провів великі дослідження у галузі теорії жароміцності сплавів.

У створенні нової технології термічної і хіміко-термічної обробки сталі і розробці різних композицій сплавів велика заслуга вчених Н. А. Мінкевича, Н. Т. Гудцова, А. А. Бочвара та ін. Найбільші теоретичні дослідження термічної обробки алюмінієвих сплавів були виконані З. Т. Конобеєвським.

Поняття «неметалеві матеріали» включає широкий асортимент матеріалів - таких як полімери, пластмаси, гуми, клеї, лакофарбові покриття, деревина, скло та ін.

Неметалеві матеріали є не тільки заміниками металів і сплавів, а й застосовуються як самостійні матеріали. Застосування неметалевих матеріалів, наприклад, полімерів, пластмас і гуми забезпечує значну економічну ефективність.

Засновником структурної теорії хімічної будови органічних сполук є великий російський хімік А. М. Бутлеров. Промислове виробництво перших синтетичних пластмас (фенопластів) стало результатом глибоких досліджень, проведених Г. С. Петровим (1907-1914 рр.). Блискучі дослідження дозволили С. В. Лебедєву вперше в світі здійснити промисловий синтез каучуку (1932 р.). Н. Н. Семеновим розроблена теорія ланцюгових реакцій (1930-1940 рр.) і поширена на механізм ланцюгової полімеризації.

Успішний розвиток хімії та фізики полімерів пов'язано з іменами видатних вчених: П. П. Кобеко, В. А. Картина, А. П. Александрова, С. С. Медведєва, С. Н. Ушакова, В. В. Коршака та ін. Важливим є внесок К. А. Андріанова у розвиток хімії кремнійорганічних полімерів, які широко застосовуються в якості термостійких матеріалів.

Матеріалознавство у зв'язку з безперервним зростанням рівня сучасної техніки і вимог, що ставляться до властивостей і якості матеріалів, продовжує успішно розвиватися і в даний час.

Глава 1. АТОМНА – КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛІВ

1.1. Короткий історичний огляд

Металознавство це наука, яка вивчає атомна – кристалічну будову та взаємозв'язок між хімічним складом, внутрішньою будовою та властивостями металів та сплавів. У металознавстві широко використовують хімічні, фізичні та структурні дослідження, а також випробовування для визначення властивостей на основі, яких визначають доцільність застосування металів в умовах експлуатації. Знання теоретичних засад металознавства дає змогу глибше зрозуміти процеси ливарного та зварювального виробництва, обробки металів тиском і різанням.

Одночасно з отриманням першого металевого виробу велись інтенсивні пошуки шляхів покращення властивостей металевих матеріалів.

Вперше сталь як сплав заліза та вуглецю досліджував у 1799 р. французький вчений Гютон де Морво. У 1802 р. Девід Мюшет дослідив, що сталь містить 0,8-2 % С, а чавун — 4-6 % С.

У 1824 р. німецький вчений Карл-Бернгард Карспієн (1782-1853) писав, що вуглець у залізобуглецевих сплавах може бути в трьох виглядах: у чистому (графіт), у хімічній сполуці (карбід) та у зв'язаному (за сучасними поняттями — у твердому розчині).

Перші спроби дослідити і сфотографувати травлені шліфи під мікроскопом зробили англійський вчений Генрі-Кліфтон Сорбі (1826-1908) у 1864 р. та німецький вчений А. Мартенс (1850-1914) у 1878 р.

Російський інженер Дмитро Чернов (1839-1921), з'ясовуючи причини частих руйнувань дул гармат, досліджував механічні властивості зразків із них, охолоджених з різних температур. У результаті досліджень в 1868 р. він відкрив критичні температури, але не встановив їх значень, через відсутність на той час необхідних вимірювальних приладів.

У 1882 р. Р. Гадфільд (1858-1923) запатентував високомарганцеву (12 % Mn) сталь. Сталь Гадфільда відзначалась великою зносостійкістю, незважаючи на те, що гартувати її не вдавалося.

У 1886 р. француз Ф. Осмонд (1849-1912) визначив значення критичних температур, відкритих Д. Черновим.

Р. Аустен (1843-1902) дослідив методом термічного аналізу 16 сплавів заліза з вуглецем і побудував у 1897 р. ще неповну, але вже близьку до сучасної діаграму залізобуглецевих сплавів.

У 1900 р. американські дослідники Ф. Тейлор (1856-1915) і М. Уайт на Всесвітній виставці в Парижі представили інструментальну сталь, що містила 4 % хрому та 18 % вольфраму і цим започаткували

широке впровадження у металообробку нової групи високопродуктивних інструментальних матеріалів, відомих тепер під назвою швидкорізальні сталі.

1.2. Класифікація та будова металів

Метали це хімічно прості речовини, які мають особливий металевий блиск, високу пластичність, електро- та теплопровідність.

За загальною і найбільш поширеною класифікацією метали поділяють на дві групи: чорні і кольорові.

Чорні метали мають темно-сірий колір, більш високі температури плавлення, значну твердість і щільність, здатні до поліморфних перетворень (крім Ni). За класифікацією О.П. Гуляєва серед них розрізняють:

- залізні - Fe, Co, Ni, Mn;
- тугоплавкі – температура плавлення яких вища за температуру плавлення заліза (понад 1539 °С) - W, Ta, Mo, Re, Nb, Ti, V, Cr;
- уранові (актиніди) – U, Th, Pa, Np, Pu, Am, Cm, Bk, Cf та ін.;
- рідкісноземельні (РЗМ) – La, Ce, Nd, Pm, Sm, Eu, Gd та ін.;
- лужноземельні – Li, Na, K, Rb, Cs, Fr.

Для *кольорових металів* характерні забарвлення (червоне, жовте, біле), висока пластичність, низька твердість, відносно низька температура плавлення. Серед кольорових металів розрізняють:

- легкі - Be, Mg, Al;
- благородні - Ag, Au, Pt та метали платинової групи - Pd, Ir, Os, Ru, Rh і напівблагородна мідь (Cu);
- легкоплавкі - Zn, Cd, Hg, Sn, Pb, Bi, Tl, Sb;
- елементи з послабленими металевими властивостями - Ga, Ge.

На відміну від неметалів, в яких зовнішні оболонки атомів містять значну кількість електронів (6-8), зовнішні електронні оболонки металів містять невелику (2 – 3) кількість електронів, які мають недостатній зв'язок із ядром. Тому атоми металів досить легко втрачають зовнішні електрони при хімічних реакціях з неметалами і перетворюються на позитивно заряджені іони. Вільні (валентні) електрони легко переміщуються в усіх напрямках між утвореними позитивно зарядженими іонами, нагадуючи рух частинок газу ("електронний газ").

Типи зв'язків у речовинах. Типи зв'язків між елементарними частинками в твердому тілі визначаються електронною будовою

атомів, які взаємодіють між собою, що істотно впливає на властивості матеріалів. Розрізняють іонний, ковалентний і металевий зв'язки.

Іонний зв'язок виникає між різнорідними атомами, наприклад натрію і хлору, один з яких віддає свій валентний електрон і перетворюється у позитивно заряджений іон (Na^+), а інший приймає електрон і стає негативно зарядженим іоном (Cl^-). Отже, іонний зв'язок обумовлюється електростатичною взаємодією протилежно заряджених іонів. Такий зв'язок типовий для неорганічних сполук.

Ковалентний зв'язок створюється за рахунок об'єднання валентних електронів сусідніх атомів у одному енергетичному рівні (зовнішній орбіті). Об'єднані електрони належать водночас обом атомам і перебувають на спільній орбіті. Ці електрони мають протилежно скеровані спіни (напрямки обертання навколо вісі електронів) і взаємодіють як два електромагніти. Ковалентний зв'язок утворюють як однорідні атоми (кремній, вуглець в кристалічній ґратці алмазу), так і різнорідні (залізо - вуглець у хімічній сполуці Fe_3C , алюміній - азот у хімічній сполуці AlN). Ковалентний зв'язок дуже міцний. Багато кристалів з таким зв'язком відзначаються високою температурою плавлення, значною твердістю (карбіди, нітриди) і суттєвою зносостійкістю.

Металевий зв'язок реалізується за рахунок електростатичної взаємодії між позитивно зарядженими іонами та негативно зарядженими вільними електронами. Якщо створити у металі різницю потенціалів, рух електронів набуде певного напрямку і виникне електричний струм. Наявністю вільних (колективізованих) електронів пояснюють існування спільних для всіх металів властивостей (пластичність, непрозорість, блиск, високі електро- і теплопровідність), а їх кількістю - різний ступінь "металевості" окремих металів.

Властивості металів зумовлює як атомна будова, так і структура. Під *структурою* розуміють взаємне розташування атомів (іонів) у речовині. Залежно від будови та упорядкованості розташування атомів тверді тіла поділяють на *аморфні* і *кристалічні*.

Аморфні матеріали характеризуються хаотичним розташуванням атомів у просторі. Тому, зберігаючи постійну форму, вони не мають певних температур плавлення та кристалізації. Залежно від зовнішніх умов їхні властивості змінюються поступово.

Кристалічна будова характеризується закономірним, геометрично правильним розташуванням атомів (іонів) у просторі. Атоми (іони) металу перебувають на такій регулярній відстані між собою, при якій енергія взаємодії позитивно і негативно заряджених частинок

мінімальна. Якщо через центри атомів кристалу провести лінії, то отримаємо просторову ґратку, а якщо через ряди атомів провести площини, то утвориться безліч однакових елементарних геометричних фігур. Найменший об'єм, що дає уявлення про будову всього кристалу називається *елементарною кристалічною ґраткою* (рис. 1).

Типи кристалічних ґраток та їх основні параметри. Просторове розташування атомів у кристалічному тілі залежить від природи металу, характеру міжатомних зв'язків, температури, тиску. Прагнення атомів до найбільш щільного розміщення призводить до значної кількості комбінацій їхнього взаєморозташування. Серед промислових металів найпоширенішим є утворення трьох основних типів кристалічних ґраток: об'ємноцентрованої кубічної (ОЦК), гранецентрованої кубічної (ГЦК) і гексагональної щільного пакування (ГЦП) (рис. 1).

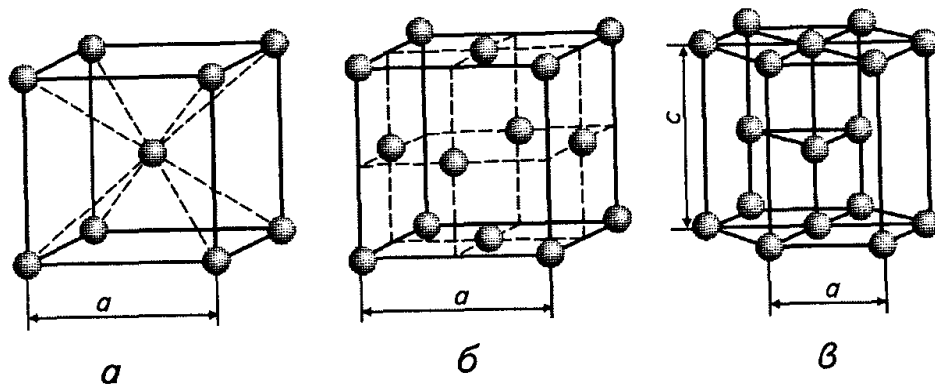


Рис. 1. Елементарні кристалічні ґратки металів:

a - об'ємноцентрована кубічна (ОЦК); *б* - гранецентрована кубічна (ГЦК); *в* - гексагональна щільного пакування (ГЦП)

У *об'ємноцентрованій кубічній ґратці* (рис. 1, *a*) атоми розташовані у вершинах куба і один атом у центрі куба. Таку кристалічну ґратку мають Р, К, Na, Li, Ti_β, Zr_β, Ta, W, V, Fe_α, Cr, Nb, Ва та інші метали.

У *гранецентрованій кубічній ґратці* атоми розташовані у вершинах куба і в центрі кожної грані (рис. 1, *б*). Кристалічну ґратку такого типу мають: Ca_α, Ce, Sr_α, Th, Pb, Ni, Ag, Au, Pd, Pt, Ir, Fe_γ, Cu та інші метали.

Гексагональну ґратку щільного пакування мають Mg, Ti_α, Cd, Re, Os, Ru, Zn, Co_β, Be, Ca_β та інші метали. Атоми у ГЦП-ґратці

розташовані у вершинах і центрі шестигранних основ призми та три атоми - у середній площині призми (рис. 1, в).

Основні параметри кристалічних ґраток наступні:

- *період або параметр ґратки* дорівнює довжині ребра ґратки у напрямі головних осей кристалічної ґратки;
- *координаційне число (К)* характеризує щільність пакування ґратки, визначає кількість найближчих і рівновіддалених атомів у певній кристалічній ґратці;
- *базис* це кількість атомів (іонів), що належать до однієї ґратки;
- *атомний радіус* це половина відстані між центрами найближчих атомів у кристалічній ґратці певної кристалічної системи;
- *коефіцієнт компактності* це відношення об'єму, що займають атоми (іони), до всього об'єму ґратки даного типу.

Для характеристики просторової орієнтації кристалічної ґратки використовують також індекси площин та напрямків індекси Міллера (рис. 2).

Площини позначають цифрами у круглих дужках, наприклад (100). Сукупності аналогічних площин позначають цифрами у фігурних дужках, наприклад {100}. При позначенні напрямків використовують прямокутні дужки, наприклад [100].

Реальні полікристалічні метали завжди мають дефекти (недосконалість) кристалічної будови. Дефекти будови кристалічної ґратки за геометричними ознаками поділяють на: точкові (нульвимірні); лінійні (одновимірні); поверхневі (двовимірні); об'ємні дефекти.

До *точкових дефектів* (невеликі розміри у трьох вимірах) належать міжвузлові атоми та вакансії.

Міжвузлові атоми це атоми, що вийшли з вузлів кристалічної ґратки і зайняли місце у міжвузлах (рис. 3, а).

Вакансія - це вузли кристалічної ґратки, в яких атоми відсутні (рис. 3, б). На вільне місце у ґратці може переміщуватись інший атом, залишаючи нове вакантне місце, що сприяє перерозподілу атомів.

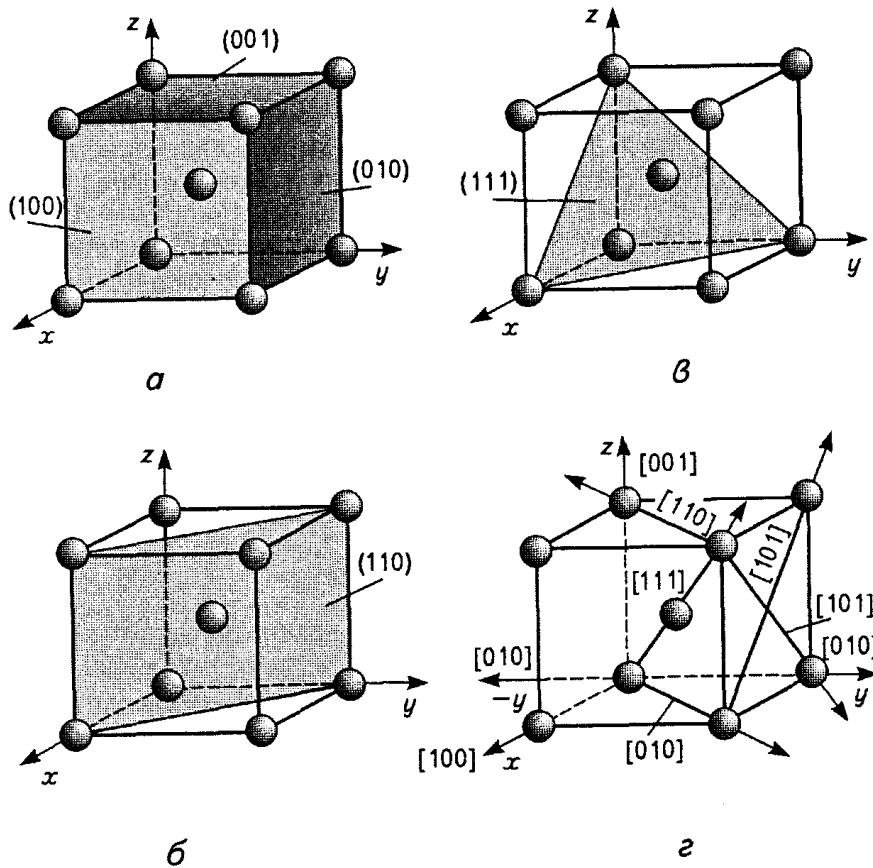


Рис. 2. Індеси кристалографічних площин (а - в) і напрямків (г) в об'ємноцентрованій кубічній гратці (ОЦК)

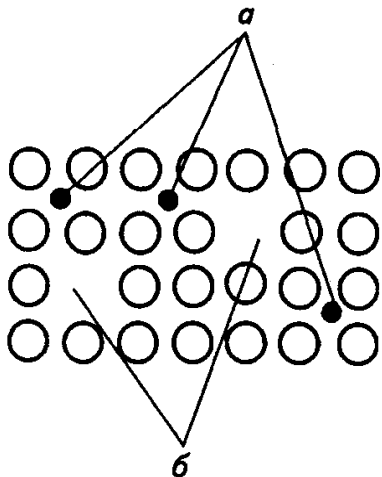


Рис. 3. Точкові дефекти у кристалічній гратці:
а - міжвузлові атоми;
б - вакансії

Кількість вакансій при кімнатній температурі порівняно із загальною кількістю атомів незначна (приблизно одна вакансія на 10^{18} атомів), але дуже зростає при підвищенні температури. Так, при температурі, що майже дорівнює температурі плавлення, одна вакансія припадає вже на 10^4 атомів металу.

До *лінійних дефектів* належать такі, що мають невеликі розміри у двох вимірах і значну протяжність у третьому. Це може бути низка вакансій або міжвузлових атомів. Особливим і найважливішим видом лінійної недосконалості є *крайові і гвинтові дислокації* (рис. 4).

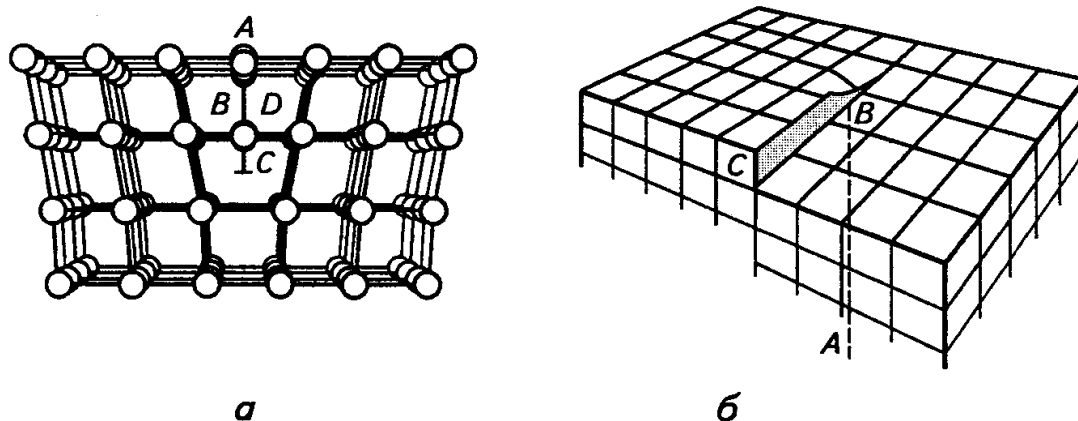


Рис. 4. Схеми крайової (а) та гвинтової (б) дислокацій у кристалічній ґратці металу

Крайова дислокація (рис. 4, а) це локалізоване викривлення кристалічної ґратки внаслідок присутності в ній "зайвої" напівплощини (екстра-площини). Край цієї площини утворює дефект ґратки — лінійну (крайову) дислокацію, біля якої виникають пружні викривлення ґратки і відбувається зміщення атомів відносно їх нормальних положень при невеликому дотичному напруженні. У цьому випадку екстраплощина шляхом незначного зміщення при пластичній деформації у повну площину кристалу, а функції екстраплощини будуть передані сусідній площині.

Порушення порядку розташування атомів може призвести до утворення іншого виду дефекту - *гвинтової дислокації* (рис. 4, б). У цьому випадку кристал можна уявити як такий, що складається з однієї атомної площини, закрученої у вигляді гвинтової поверхні. Енергію викривлення ґратки характеризує так званий вектор Бюргерса, з величиною якого пов'язують здатність дислокації до переміщення.

Реальний металевий кристал містить не лише атомно-кристалічні дефекти (вакансії, дислокації), а й структурні недосконалості (блоки, фрагменти, субзерна).

Полікристал складається з великої кількості зерен, кристалічні ґратки яких розорієнтовані (за кристалографічними напрямками) на кути до кількох десятків градусів. Тому границі між зернами називають великокутовими. Кожне зерно складається з окремих фрагментів — субзерен, розорієнтованих один від одного на один або кілька градусів. Границі між ними називають малокутовими. Субзерна у свою чергу складаються немовби з мозаїки окремих блоків розміром

1000 - 100 000 Å, кристалографічні площини яких розорієнтовані на невеликий кут — менше 1°.

Поверхневі дефекти незначні за розмірами лише в одному вимірюванні - це поверхні розділу між окремими зернами або субзернами у полікристалічному металі.

До *об'ємних дефектів* належать скупчення точкових дефектів, що утворюють пори, а також вкраплення іншої фази.

1.3. Дифузія

Дифузійною (від лат. diffusio - поширення, розтікання, розсіювання) називається переміщення частинок різної природи, обумовлене хаотичним тепловим рухом молекул або атомів (іонів) в одно або багатокомпонентних газових або конденсованих середовищах. Переміщення здійснюється за наявності градієнта вільної енергії, як правило, пропорційної концентрації частинок.

Розрізняють дифузію колоїдних частинок (броунівська дифузія), у твердих тілах, молекулярну, нейтронів, носіїв заряду в напівпровідниках та ін. Усі зазначені види дифузії описуються одними феноменологічними співвідношеннями.

Головною характеристикою дифузії є щільність дифузійного потоку J , який визначається як кількість речовини, перенесеної в одиницю часу через одиницю площі поверхні, перпендикулярної напрямку переносу. Якщо у середовищі, де відсутні градієнти температури, тиску, електричного потенціалу та інше, є градієнт, що характеризує зміну концентрації $c(x, t)$ на одиницю довжини у напрямку x (одновимірний випадок) у момент часу t , то в ізотропному спокійному середовищі, згідно з першим законом Фіка

$$J = -D \frac{\partial c}{\partial x},$$

де D - коефіцієнт дифузії, який характеризує ефективність впливу середовища на атоми, ($\text{м}^2/\text{с}$).

Знак «мінус» вказує на те, що дифузійний потік спрямований від великих концентрацій до менших. Просторово-часовий розподіл концентрації в одновимірному випадку описується другим законом Фіка

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}(-J) = \frac{\partial}{\partial x}\left(D \frac{\partial c}{\partial x}\right).$$

Тривимірний дифузійний рух $c = f(x, y, z, t)$ описується наступними рівняннями:

$$J = -D \operatorname{grad} c,$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x}\left(D \frac{\partial c}{\partial x}\right) + \frac{\partial}{\partial y}\left(D \frac{\partial c}{\partial y}\right) + \frac{\partial}{\partial z}\left(D \frac{\partial c}{\partial z}\right),$$

де J - вектор щільності дифузійного потоку,
grad - градієнт поля концентрації.

Перенесення частинок у середовищі здійснюється в результаті послідовних випадкових переміщень, причому абсолютна величина і напрям кожного з них не залежать від попередніх. Дифузійний рух у середовищі кожної частки зазвичай характеризують середньоквадратичним зсувом L^2 від вихідного положення за час t .

У разі дифузії в багатокомпонентних середовищах при відсутності градієнтів тиску і температури (*ізобарно-ізотермічна дифузія*) вираз для дифузійного потоку одного з компонентів (J_1), наприклад, у випадку одномірної дифузії у двокомпонентній системі, приймає наступний вигляд:

$$J_1 = -D_{12} \frac{\partial c_1}{\partial x} = D_{21} \frac{\partial c_2}{\partial x},$$

де $c_1 + c_2 = \text{const}$, D_{12} , D_{21} - коефіцієнти *взаємної дифузії* компонента 1 і 2.

У результаті нерівномірного нагрівання середовища під впливом градієнта температури відбувається перенесення її компонентів, що називається *термодифузійю*. Якщо між окремими ділянками системи підтримується постійна різниця температур, то в наслідок термодифузії з'являються градієнти концентрації компонентів, що ініціює звичайну дифузійну рух, яка в стаціонарному стані (при відсутності потоку речовини) врівноважує термодифузійну, і в системі виникає різниця концентрацій компонентів.

При зовнішньому впливі на систему градієнта тиску або гравітаційного поля виникає *бародифузія*, яка виражається, наприклад, в дифузійному осадженні дрібних зважених часток при зіткненні їх з молекулами газу і реалізується в процесах пиловловлення.

Дія на систему зовнішнього електричного поля викликає спрямований перенесення заряджених частинок - *електродифузію*. Наприклад, поділ під дією електричного струму іонізованих сполук внаслідок виборчого перенесення іонів через іонообмінні мембрани (електродіаліз).

Одночасно з дифузійним переносом частинок сторонніх речовин (домішок) (*гетеродифузія*), нерівномірно розподілених у будь-якому середовищі, відбувається *самодифузія* - випадкові переміщення частинок самого середовища, при постійному їх хімічному складі, що характеризується коефіцієнтом самодифузії (D_c).

Якщо для некомпенсованих вакансій (а можливо, і для некомпенсованих атомів) є стоки то при взаємній дифузії в твердих тілах потік атомів одного виду може перевершувати потік атомів іншого виду, який йде в зворотному напрямку. При цьому в кристалічному матеріалі можлива поява пор, що призводить до порушення стійкості кристалічної решітки і зміщення кристалічних площин (ефект Кіркіндаля).

Коефіцієнт дифузії дорівнює кількості речовини, що перейшла через одиницю площі (наприклад, 1 м^2 , 1 см^2), в одиницю часу (наприклад, 1 с) при перепаді концентрацій на одиниці площі рівній одиниці (0 і 100%) і має розмірність $\text{м}^2 / \text{с}$, $\text{см}^2 / \text{с}$. Коефіцієнти дифузії істотно розрізняються для дифузійних процесів у газових, рідких і твердих середовищах. Найбільш швидко перенесення частинок відбувається в газах і при нормальній температурі і тиску становить $D \sim 10^{-4} \text{ м}^2 / \text{с}$, повільніше - в рідинах ($D \sim 10^{-9} \text{ м}^2 / \text{с}$) і ще повільніше - в твердих тілах ($D \sim 10^{-12} \text{ м}^2 / \text{с}^2$).

Дифузія в газових середовищах. Для оцінки дифузії в газових середовищах в якості характерного (середнього) зміщення частинок приймають довжину вільного пробігу молекул

$$l = u\tau,$$

де u і τ - середні швидкість руху частинок і час між їх зіткненнями.

При цьому коефіцієнт дифузії в газах (D_r) пропорційний зсуву (l) і швидкості руху (u) частинок, температурі газу (T) і обернено

пропорційний часу між зіткненнями частинок (τ), тиску (p) і мольної масі газу

$$D_r \sim l \cdot u \sim T^{1/2} \sim l^2 \cdot \tau^{-1} \sim p^{-1}.$$

Дифузія в рідині. У рідині дифузія здійснюється шляхом переходу частинок з одного стійкого стану в інший на відстані порядку міжмолекулярної. Для цього необхідна локальна перебудова ближнього оточення кожної частки (ймовірність перебудови характеризується ентропією активації ΔS) і випадкове накопичення в цій галузі деякої кількості теплової енергії E_D (енергія активації дифузії). Величина E_D визначається природою речовини, що дифундує і середовища та не залежить від температури. Після переходу частка виявляється в новому енергетично вигідному положенні, а енергія, що виділяється розсіюється в середовищі, при цьому

$$D = D_0 \cdot \exp(-E_{dD}/RT),$$

де $D_0 = \nu \cdot \exp(\Delta S/R)$ - ентропійний фактор, що залежить від частоти «теплових ударів» молекул середовища ($\nu \sim 10^{12} \text{ c}^{-1}$),
 R - газова постійна.

Дифузійний рух частинок в ріднині визначається її в'язкістю, розмірами частинок та характеризується рівнянням Стокса-Ейнштейна.

Підвищення дифузії в рідинах, яке спостерігається при збільшенні температури, пояснюється зменшенням щільності упаковки їх молекул («розпушенням структури») і, як наслідок, збільшенням числа переходів часток в одиницю часу. Характерні значення енергії активації дифузії (E_D) різних речовин в рідині змінюються від 20 до 40 кДж / моль, а коефіцієнти дифузії при нормальних умовах, наприклад, водню у водних розчинах KCl і MgSO₄, а NaCl у воді, складають відповідно $(1,6 - 3,8) \cdot 10^{-9}$ і $1,2 \cdot 10^{-9} \text{ м}^2 / \text{с}$.

Дифузія в твердих тілах. Коефіцієнти дифузії в твердих органічних тілах мають значний розкид, досягаючи значень, порівнянних з відповідними параметрами в рідинах. Наприклад, коефіцієнти дифузії He, Ar, O₂, N₂, CO₂, H₂ в полімерах складають від $4 \cdot 10^{-12}$ до $3,7 \cdot 10^{-10} \text{ м}^2 / \text{с}$. Коефіцієнти дифузії в полімерах залежать від розмірів молекул, особливостей їх взаємодії з фрагментами макромолекул, рухливості полімерних ланцюгів, вільного об'єму полімеру (різниця між реальним обсягом і сумарним об'ємом щільно упакованих молекул) і неоднорідністю його структури.

У твердих неорганічних тілах, де частка вільного об'єму і амплітудою коливань атомів кристалічної решітки незначні, дифузія обумовлена, в основному, дефектами кристалічної структури, що виникають при їх виготовленні, нагріванні, деформаціях і інших впливах. При цьому можуть бути реалізовані наступні механізми дифузії (рис. 5):

1. *Обмінний* простий і циклічний, які полягають в обміні місцями, відповідно, двох сусідніх атомів і циклічне переміщення декількох атомів.

2. *Вакансійний* (дифузія по вакансіям), коли перехід здійснюється в результаті обміну місць атома з вакансією. Схема дифузії по вакансіям показана на рис. 6, а. Вплив температури (T) на ймовірність обміну (P_m) в процесі дифузії по вакансіям визначається наступною формулою:

$$P_m = v_0 \exp[-E_m/k_B T],$$

де E_m – висота потенціального бар'єру (енергія міграції вакансій), який повинен подолати атом, щоб перейти з положення рівноваги на місце вакансії, $v_0 \sim 10^{13} \text{ c}^{-1}$ - власна частота коливань атома.

При заданій температурі ймовірність P_m визначається величиною E_m , яка залежить від міцності зв'язку атомів в решітці. Обмінний і вакансійний механізми переважають при утворенні твердих розчинів заміщення.

3. *Міжвузловий* (переміщення між вузлами кристалічної ґратки) механізм реалізується при переході атомів зі стану рівноваги в положення міжвузлів'я, де і здійснюють рух (прямий механізм). Схема прямої міжвузлової дифузії показана на рис. 6, б. Можливі випадки, коли переміщення атома по міжвузлях закінчується його обміном з вакансією або з атомом, що знаходяться у вузлі кристалічної решітки. При цьому міжвузловий атом витісняє атом з рівноважного положення в міжвузля, а сам займає його положення у вузлі решітки (механізм витіснення). Міжвузловий механізм переважає при утворенні твердих розчинів втілення;

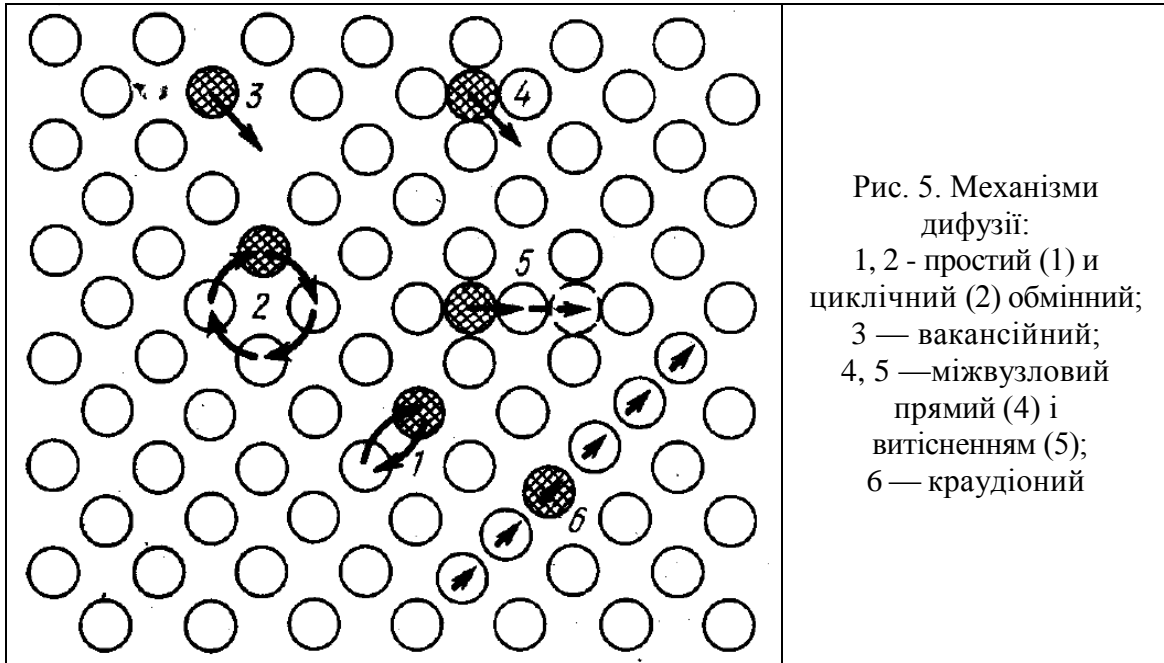


Рис. 5. Механізми дифузії:
 1, 2 - простий (1) і циклічний (2) обмінний;
 3 — вакансійний;
 4, 5 — міжвузловий прямий (4) і витіснення (5);
 6 — краудіонний

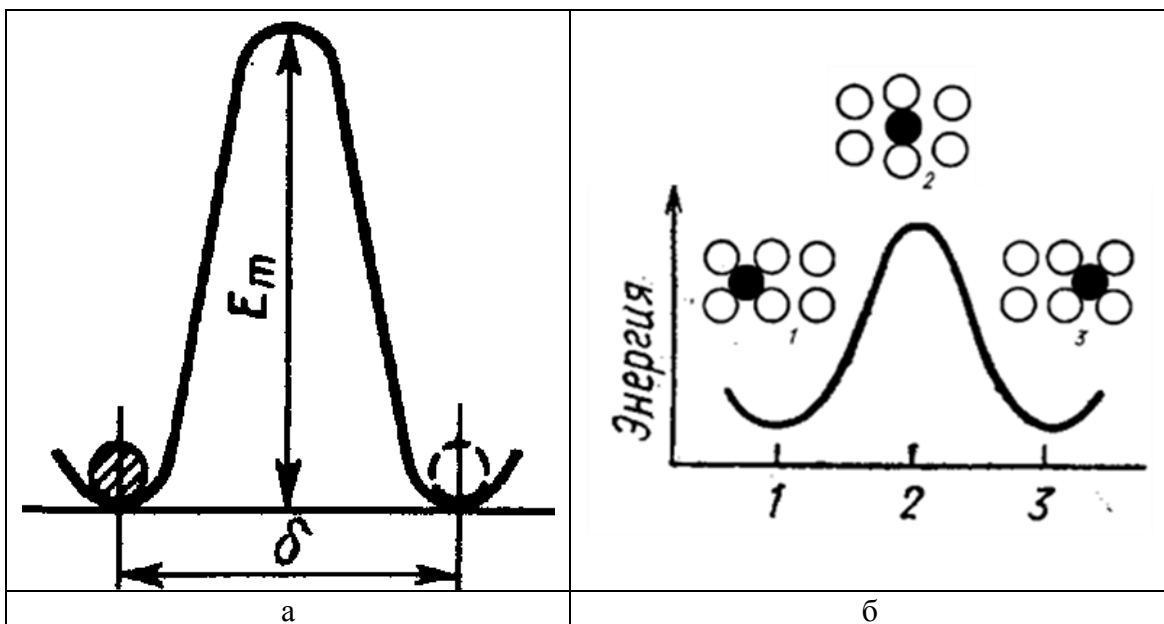


Рис. 6. Схема вакансійного (а) і міжвузлового прямого (б) механізмів дифузії атома: б - 1, 2, 3 - послідовні конфігурації і характер зміни вільної енергії решітки при переході атома (●) із одного положення рівноваги (1) в інше (3)

4. Краудіонний (crowdion - скупчення) механізм спостерігається тоді, коли в напрямку щільної упаковки з'являється один або кілька зайвих атомів, які стискають групу атомів, а вся конфігурація нагадує крайову дислокацію. Спотворення поширюється уздовж лінії, і енергія зміщення атомів мала.

5. Краудіони формуються, в основному, на кристалографічних напрямках з найбільш щільною упаковкою атомів. Максимальне зміщення атомів відносно рівноважних позицій спостерігається в центрі краудіона і убуває до периферійних ділянок. Число атомів, що беруть участь у формуванні краудіона, може бути дуже великим.

Кристалографічний напрям руху краудіонов змінюється за рахунок переорієнтації кількох атомів поблизу його центру. Тому в полікристалічних матеріалах їх рух носить статистичний характер і відбувається по каналах щільноупакованих атомних рядів з мінімальним енергетичним бар'єром. У монокристалах рух краудіона носить макроскопічний характер.

Даний механізм реалізується, в основному, в кристалах, після інтенсивного зовнішнього впливу, наприклад, опромінення або імпульсної пластичної деформації, включаючи деформацію вибухом. Краудіонний механізм переносу маси речовини реалізується при імпульсному (ударному) втисканні індентора в матрицю ниткоподібного кристала корунду. При цьому міжвузлові атоми, в найбільш рухомій їх краудіонній конфігурації, виносять з під індентора значну частину матеріалу.

Оцінка ймовірності реалізації вищенаведених механізмів дифузії показала, що наприклад, енергія активації самодифузії міді для двоатомного обмінного механізму складає $1000 \text{ кДж} / \text{г-атом}$, для міжвузлового (обміном з атомом, що знаходиться у вузлі решітки) - $963 \text{ кДж} / \text{г-атом}$, для вакансійного - $268 \text{ кДж} / \text{г-атом}$ і для обмінного (циклічного) чотирьохатомного - $377 \text{ кДж} / \text{г-атом}$. Видно, що вакансійний механізм дифузії є найкращим. Порівняння енергій утворення і переміщення вакансій ($E_{\text{вак}}$) і активації самодифузії металів (E_{Me}) показує, що між ними існує достовірний кореляційний зв'язок (рис. 7).

У даний час вакансійний механізм дифузії вважається загальноприйнятим для більшості металів і сплавів з щільноупакованими ґратками, що утворюють тверді розчини заміщення.

У твердих розчинах втілення дифузія протікає між вузлами. Енергія активації цього процесу значно менше, ніж для вакансійного механізму (для дифузії вуглецю в γ -залізі $\sim 126 \text{ кДж} / \text{г-атом}$, а для легуючих елементів в γ -залізі: $293 \text{ кДж} / \text{г-атом}$).

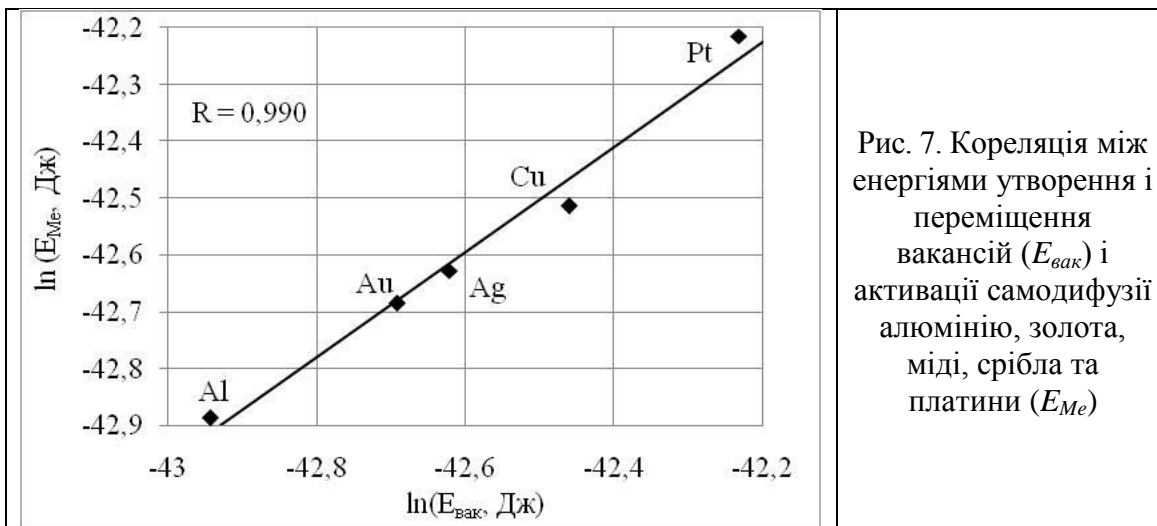


Рис. 7. Кореляція між енергіями утворення і переміщення вакансій (E_{vak}) і активації самодифузії алюмінію, золота, міді, срібла та платини (E_{Me})

Шлях дифузії (x), тобто зміщення атомів з початкового положення, пропорційний кореню квадратному з часу (t) $x \sim (D \cdot t)^{0,5}$.

Вплив структури і фізичних впливів на дифузійні процеси в металах і сплавах.

Атомний радіус дифундуючого елемента. Результати дослідження дифузії в металевих системах показали, що чим більше фізико-хімічні властивості дифундуючого елемента відрізняються від властивостей розчинника, тим більше його коефіцієнт дифузії. Таке явище спостерігається при дифузії олова, кремнію, алюмінію та цинку в міді. Елементи з великим атомним радіусом мають більш низьку енергію активації дифузії в сріблі (рис. 8, а) і нікелі (рис. 8, б). Очевидно, зміни кристалічної решітки основи атомами інших елементів зменшують енергію активації і полегшують дифузію.

Енергія активації самодифузії в загальному випадку більша, ніж енергія активації дифузії, проте в ряді випадків спостерігається зворотна закономірність.

Вид твердого розчину і тип кристалічної решітки. Швидкість дифузії суттєво залежить від виду твердого розчину. У твердих розчинах втілення дифузія відбувається швидше, ніж в розчинах заміщення. Наприклад, при 1000°C коефіцієнт дифузії вуглецю в аустеніт на 4 порядки вище, ніж коефіцієнт дифузії молібдену ($1,5 \cdot 10^{-6}$ і $1,5 \cdot 10^{-10} \text{ см}^2 / \text{с}$).

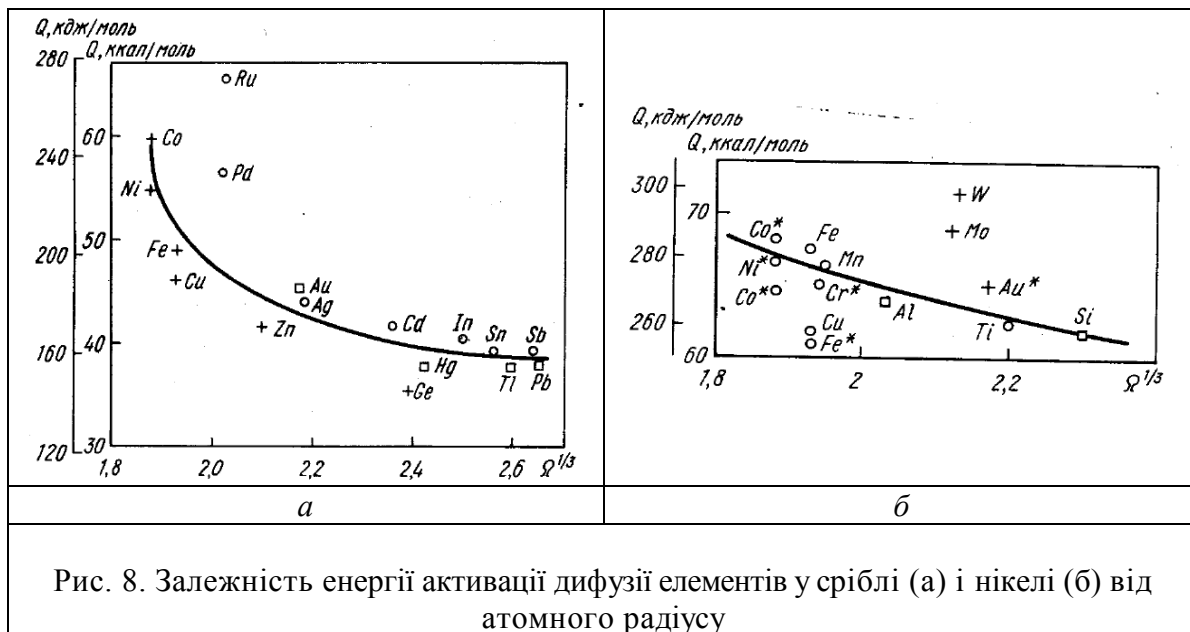


Рис. 8. Залежність енергії активації дифузії елементів у сріблі (а) і нікелі (б) від атомного радіусу

Коефіцієнт дифузії молібдену в α -залізі більший, ніж у γ -залозі. Енергія активації дифузії кобальту, хрому і вольфраму у фериті значно менша, ніж в аустеніт.

Таку закономірність можна пояснити менш щільною упаковкою α -фази у порівнянні з γ -фазою заліза (координаційні числа, відповідно, K8 і K12). На користь такого припущення свідчить той факт, що коефіцієнт дифузії цинку в β -латуні (K8) більший, ніж в α -латуні (K12). Однак коефіцієнт дифузії олова в α -титані більший, ніж в β -титані, при 880°C (температура перетворення) приблизно в 100 разів, хоча низькотемпературна фаза більш щільно упакована, ніж високотемпературна (K12 і K8). Можливо, що у випадку з титаном велику роль відіграє структурний фактор, оскільки в результаті $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення можливо виникає велике число структурних дефектів і змінюється тип зв'язку.

Концентрація дифундуючих елементів. Коли твердий розчин наближається до стану насичення, швидкість дифузії елементу істотно залежить від його концентрації. Наприклад, при збільшенні концентрації цинку в латуні і олова в бронзі їх коефіцієнт дифузії зростає при постійному значенні енергії активації дифузії. У твердих розчинах кремнію, алюмінію, олова, цинку, кадмію і берилію в міді коефіцієнт дифузії зростає майже на порядок при наближенні до межі розчинності. Аналогічно змінюється коефіцієнт дифузії в системах Au - Pd і Pd - Ni.

Вплив концентрації на дифузійну рухливість можна пояснити зміною сил зв'язку, наприклад, у випадку системи Cu - Ni, більш

тугоплавкий нікель має більш високе значення енергії активації дифузії, ніж мідь.

Необхідно відзначити, що зі збільшенням в розчині концентрації елемента, що дифундує, зростають спотворення кристалічної ґратки і пружна енергія, що вносять певний вклад в його дифузійну рухливість.

Залежно від хімічного складу можливе відхилення коефіцієнтів взаємної дифузії від лінійної залежності. Наприклад, для сплаву Au-Ag спостерігається позитивне відхилення, а для сплаву Cu - Ni - негативне (рис. 9).

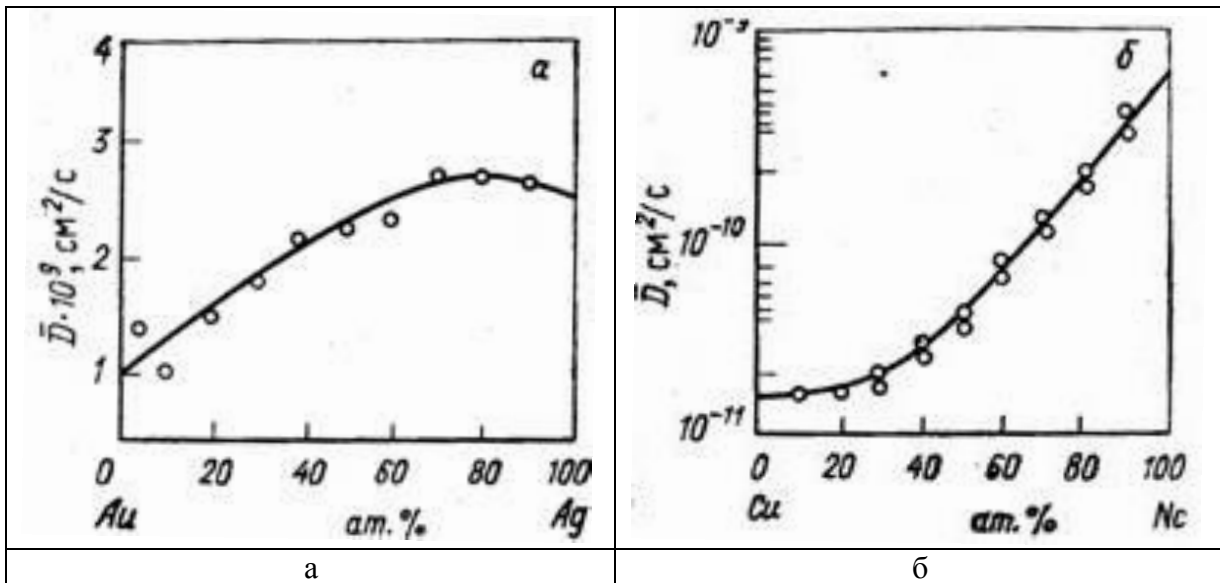


Рис. 9. Вплив складу сплаву на позитивне (а) та негативне (б) відхилення коефіцієнта дифузії від лінійної залежності

Такий вплив легування пов'язаний із зміною природи сплавів. У сплавах Au—Ag компоненти мають близькі температури плавлення і ймовірно розвиток процесів упорядкування твердого розчину, а в Cu — Ni сплавах температури плавлення компонентів помітно відрізняються та в них проявляється тенденція до розшарування.

Вплив компонентів на температури початку і кінця кристалізації (температури ліквідус і солідус) корелює зі зміною коефіцієнтів дифузії (рис. 10).

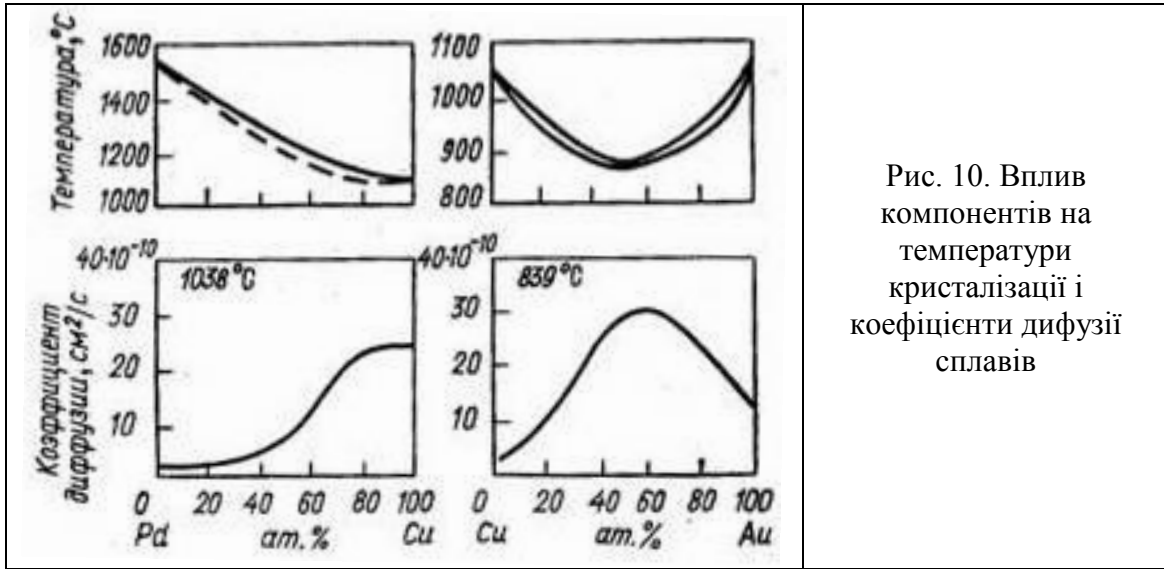


Рис. 10. Вплив компонентів на температури кристалізації і коефіцієнти дифузії сплавів

Дані, що наведені на рис. 10. вказують, що коли збільшення вмісту компонента призводить до поступового зниження температур початку і кінця кристалізації, наприклад, сплав Pd-Cu, коефіцієнт дифузії збільшується. У разі екстремального впливу на температури кристалізації, наприклад, сплав Cu-Au, спостерігається зворотно-пропорційне екстремальна зміна коефіцієнта дифузії. Вплив концентрації елементів на дифузійні процеси стає помітним, коли їх вміст перевищує 20 - 25% від концентрації насичення і наближається до межі розчинності (рис. 11).

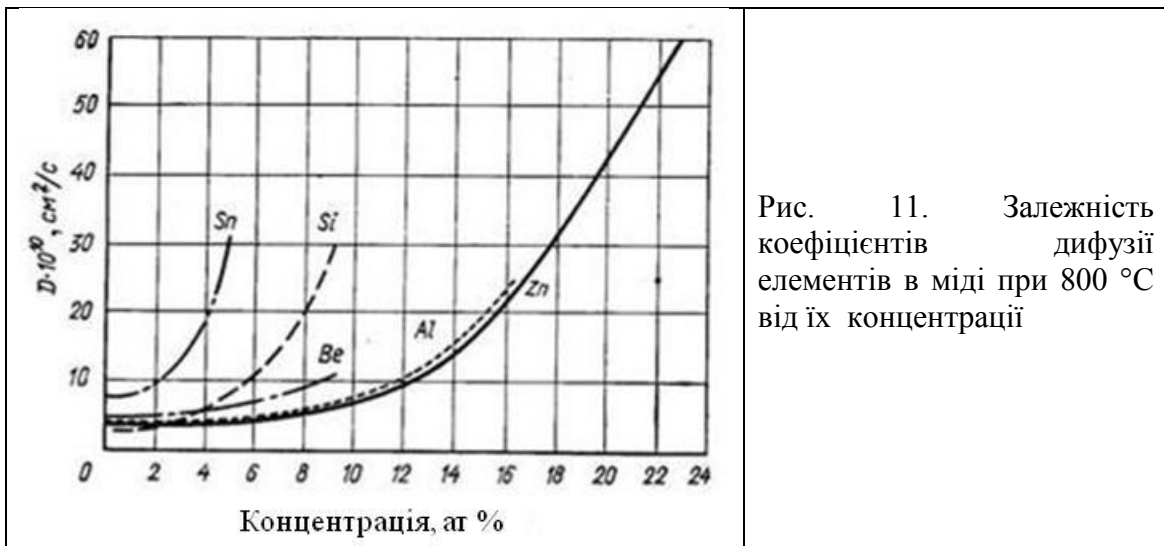


Рис. 11. Залежність коефіцієнтів дифузії елементів в міді при 800 °С від їх концентрації

Фазові перетворення. У процесі поліморфного перетворення при температурі $\approx 910^\circ \text{C}$ коефіцієнт самодифузії α -заліза більш ніж на два порядки перевершує коефіцієнт самодифузії γ -заліза. В умовах

евтектоїдних (аустеніт → перліт) перетворень самодифузія заліза в сталі збільшується на порядок.

Кристаліграфічні напрямки істотно впливають на дифузію. Відмінність міжатомних відстаней і енергії переходу атомів вздовж різних кристаліграфічних напрямів зумовлює анізотропію коефіцієнта дифузії. Чим вище симетрія кристалічної решітки, тим менш виражена анізотропія коефіцієнта дифузії. У випадку низької симетрії кристалічної решітки неоднозначність дифузії посилюється. У кубічних ґратках дифузія незначно залежить від орієнтації. Для кристалів з гексагональною і тетрагональною ґратками дифузія ізотропна тільки в площині базису. У ромбічних ґратках спостерігаються різні коефіцієнти дифузії за напрямками x , y , z .

Для металів з кубічними ґратками анізотропія дифузії може спостерігатися при виникненні в матеріалі одноосного напруженого стану. У берилію, телуру, магнію, цинку і кадмію коефіцієнти самодифузії паралельно і перпендикулярно площині базису істотно різняться залежно від співвідношення параметрів кристалічних ґраток.

Дифузія міді в площині бази гексагонального цинку відбувається швидше, ніж в напрямку головної осі, а коефіцієнт самодифузії вісмуту в напрямку ромбоєдричної осі в 10^6 разів менше, ніж у перпендикулярному до цієї осі напрямку (рис. 12).

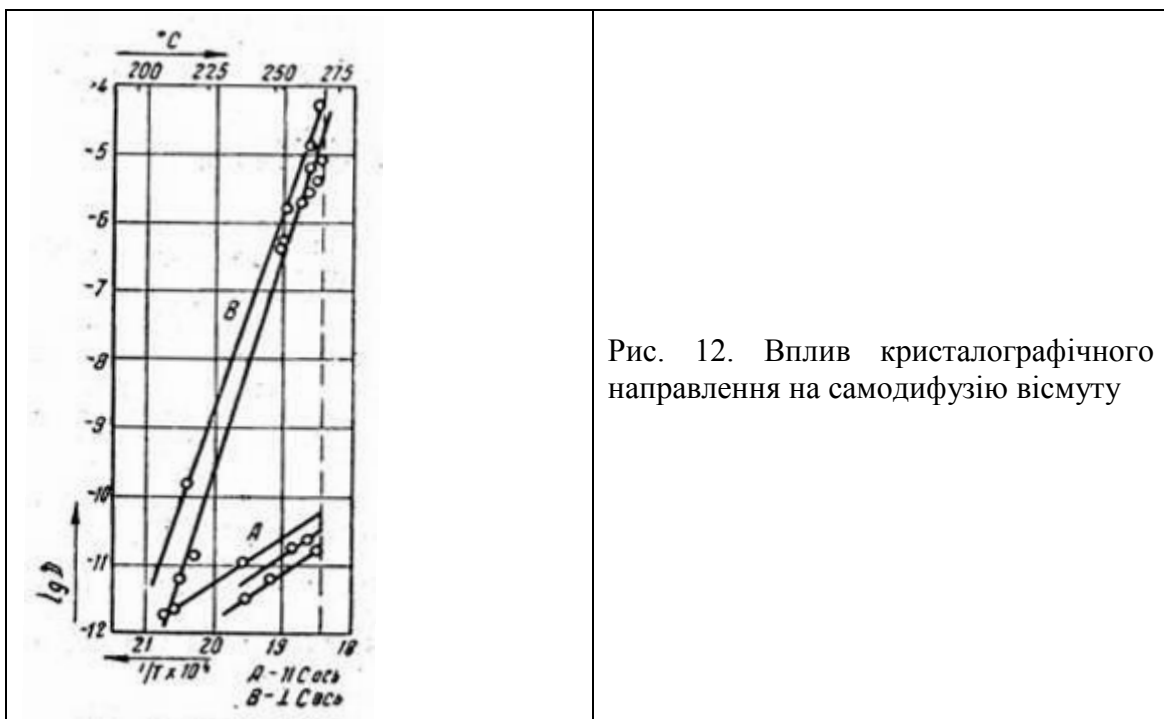
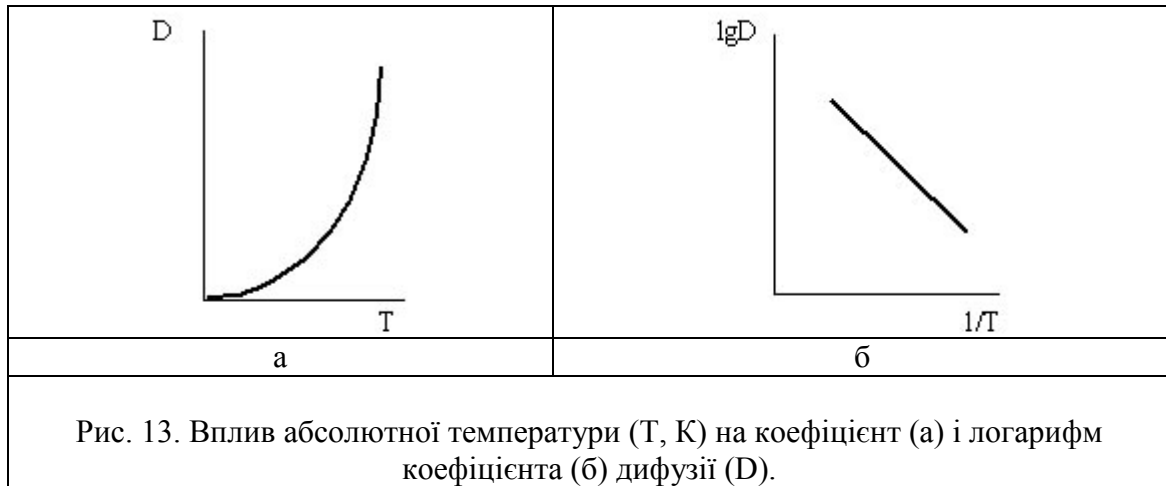


Рис. 12. Вплив кристаліграфічного напрямлення на самодифузію вісмуту

Температура. Підвищення температури впливає на прискорення дифузійних процесів у твердих неорганічних тілах, оскільки при цьому збільшуються теплові коливання атомів. Наприклад, коефіцієнти дифузії кисню в CaO і Cr₂O₃ при підвищенні температур з 20 до 300 ° С зростають відповідно в 2·10¹⁰ і 3·10³⁹ разів. Закономірність впливу температури показана на рис. 13.



Дефекти кристалічної будови металевих матеріалів прискорюють дифузійне переміщення атомів. Вплив дефектів структури виявляється особливо значним при знижених температурах, коли енергія теплових коливань і їх флуктуація недостатні для активації дифузійного потоку в абсолютному кристалі. На ділянках з дефектною структурою ентропійний фактор (D_0) та енергія активації процесу значно менше, ніж в бездефектному кристалі. Навіть при незначній кількості таких ділянок, вони можуть визначати дифузійний потік при низьких температурах.

Вакансії. У разі вакансійного механізму дифузії спостерігається пряма кореляція між кількістю вакансій і швидкістю дифузії. Залежність коефіцієнта дифузії від концентрації вакансій має наступний вигляд:

$$\begin{aligned}
 D_{v0} &= a_0^2 \cdot \nu \cdot \exp\left(\frac{\Delta S_v + \Delta S_m}{R}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_v + \Delta H_m}{kT}\right) = \\
 &= a_0^2 \cdot \nu \cdot c_{v0} \exp\left(\frac{\Delta S_m}{R}\right) \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_m}{kT}\right) \quad ,
 \end{aligned}$$

де a_0 — довжина переходу атома; ν — середня частота коливань атома; ΔS_v , ΔH_v и ΔS_m , ΔH_m — відповідно, зміна ентропії і ентальпії, зв'язані з утворенням і рухом вакансій; c_{v0} — рівновагова концентрація вакансій.

При утворенні надлишкових вакансій у кількості C_v коефіцієнт дифузії (D_v) змінюється пропорційно їх кількості

$$D_v = D_{v0} \left(1 + \frac{\Delta c_v}{c_{v0}} \right) = D_{v0} \left(1 + \frac{c_v - c_{v0}}{c_{v0}} \right).$$

Дислокації. Утворення в металічних матеріалах дислокацій змінює середній коефіцієнт дифузії (D)

$$D = D_{об} + f \cdot D_{д},$$

де $D_{об}$, $D_{д}$ — відповідно, об'ємний і дислокаційний (вдовж дислокаційної трубки) коефіцієнт дифузії, f - частка місця (для атомів) в дислокаційних ділянках.

Дифузія по дислокаціям реалізується при температурах ($T = (0,3 - 0,7)T_{пл}$), при цьому енергія активації дифузії по дислокаціям (E_d) складає 30 - 60 % від енергії активації об'ємної дифузії (E_v). Механізм дифузії по крайовим дислокаціям пов'язаний з дифузією між вузлами і вакансіях.

Міжвузловий механізм дифузії по дислокаціям реалізується в металах з високою енергією дефектів упаковки. Наприклад, в монокристалічному ніобії і молібдені, а також у залізі, кобальті, хромі, ніобії та в полікристалічному алюмінії, при цьому $E_d = (0,28 - 0,38)E_v$.

Для нікелю, міді, латуні, β металів з ГЦК ґратками, які володіють значно меншою енергією упаковки, енергії активації по дислокаціям мають високі значення (по відношенню до енергії активації об'ємної дифузії), тобто $E_d = (0,5 - 0,6)E_v$.

Однак, для елементів, що утворюють в металі тверді розчини втілення (вуглець, кисень, азот тощо), атоми, яких зазвичай займають міжвузлові позиції в металах, не виявлена підвищена дифузійна проникність дислокацій.

Дифузія заліза в монокристалах молібдену в напрямку $[100]$ при температурах $T < 0,6 T_{пл}$ відбувається переважно за дислокаціями

(рис. 14). З даних наведених на рис. 14. видно, що дифузія заліза по дислокаціям пропорційна їх кількості і в 10^4 - 10^6 разів вища, ніж в об'ємі.

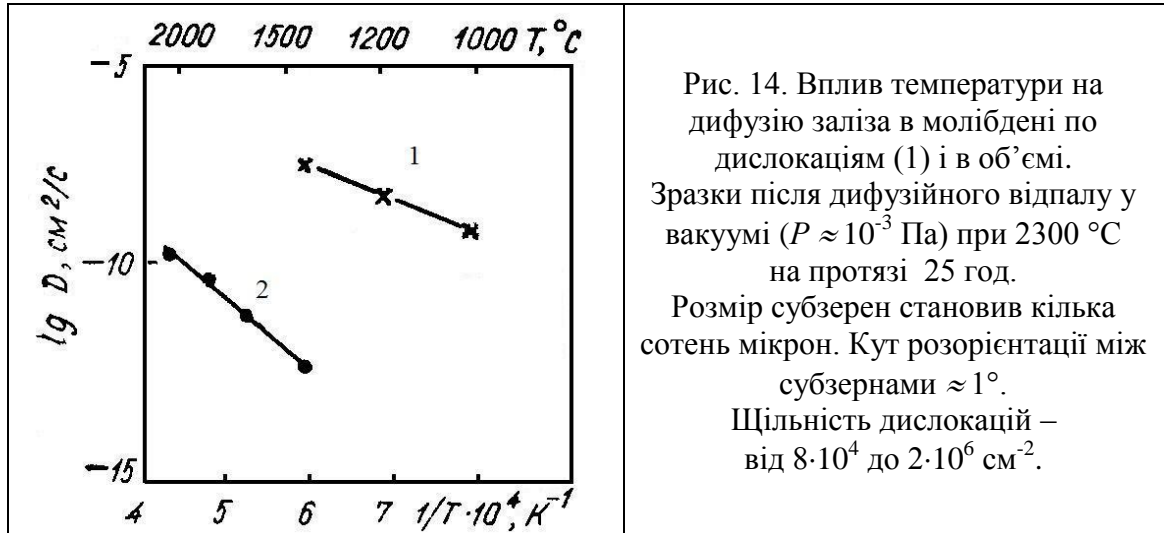


Рис. 14. Вплив температури на дифузію заліза в молибдені по дислокаціям (1) і в об'ємі. Зразки після дифузійного відпалу у вакуумі ($P \approx 10^{-3}$ Па) при 2300 °С на протязі 25 год. Розмір субзерен становив кілька сотень мікрон. Кут розорієнтації між субзернами $\approx 1^\circ$. Щільність дислокацій – від $8 \cdot 10^4$ до $2 \cdot 10^6$ см^{-2} .

Дифузія атомів вздовж лінії дислокації здійснюється за допомогою утворення і руху подвійних перегинів. Зона прискореної дифузії не обмежується областю трубки одноатомної товщини, а дифундуючий атом може також обмінюватися місцями з оточуючими гратковими вакансіями.

При 700 °С і частки атомів, що знаходяться на дислокаціях, порядку $10^{-5}\%$ самодифузія срібла по дислокаціям складає приблизно 5%. Зі зниженням температури дифузійний потік по дислокаціям зростає і при температурі 450 °С може перевищити об'ємну, а при більш низькій - і граничну дифузію.

Коефіцієнт самодифузії цинку вздовж дислокацій на 10 порядків більший, ніж у випадку об'ємної самодифузії. У разі розчинення елементів коефіцієнт їх дифузії (D_e) в металі залежить від рівноважної концентрації атомів елементів усередині дислокації (C_d) і в гратках ($C_{об}$).

$$D_e = D_{об} + f \cdot D_d \cdot \frac{C_d}{C_{об}}$$

При цьому необхідно враховувати, що вміст елементів пов'язаних з дислокаціями в 10 - 100 разів вище, ніж в об'ємі зерна.

Дослідження дифузійної рухливості сурми в монокристалі кремнію показало, що коефіцієнт дифузії сурми вздовж дислокацій на

багато порядків більше, ніж в полікристалічному кремнію. При $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ таке перевищення складає 10^7 разів, $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ - 10^6 , $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ - 10^5 і $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ - 10^4 . Видно, що зі зростанням температури різниця між коефіцієнтами дифузії сурми вздовж дислокацій і в об'ємі зменшується. Енергія активації дифузії сурми по дислокаціям на 20-25% менше, ніж в об'ємі.

Дифузійна рухливість атомів істотно залежить від виду дислокацій. При дослідженні самодифузії срібла встановлено, що швидкість процесу по гвинтовій дислокації в 10 разів менша, ніж по крайовій. Це пов'язано з тим, що ентропійний множник (D_0) для гвинтової дислокації в 10 разів менше, ніж для крайової, а енергія активації дифузії вздовж гвинтової та крайової дислокацій приблизно однакова і становить близько половини енергії активації об'ємної дифузії.

Прискорення дифузії вздовж дислокацій пов'язано, в основному, з підвищенням концентрації домішок та вакансій поблизу дислокацій, негативним тиском на одній стороні дислокації, що має крайову компоненту, підвищеною частотою переходу атомів близько ядер дислокацій, оскільки в місцях безладного розміщення атомів частота переходу вища.

Поверхні розділу в кристалах (субграниці, границі зерен і фаз, зовнішня поверхня) є місцями підвищеного вмісту дислокацій і вакансій, які можуть змінювати швидкість і напрямок дифузійних процесів.

Границі зерен. Дифузія по границям зерен характеризується меншими значеннями енергії активації і відбувається швидше, ніж в об'ємі зерна, що пов'язано з більшою кількістю дефектів на границях зерен. Атоми дифундуючого елемента, переміщаючись уздовж границі зерен, накопичуються в поверхневих шарах кристалів, при цьому в об'ємі зерен дифузія реалізується в значно меншій мірі. Наприклад, коефіцієнти дифузії по границям зерен на кілька порядків (для самодифузії срібла при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ на п'ять порядків) більші, ніж в об'ємі зерна, а енергія активації приблизно в два рази менша.

У разі якщо розчинність дифундуючої речовини в металі незначна, то спостерігається, в основному, дифузія по границям зерен. Наприклад, дифузія вуглецю в α і γ -залізі відбувається переважно по границям зерен.

Температура істотно впливає на коефіцієнти граничної та об'ємної дифузії. Дифузія по границям зерен реалізується переважно при низьких температурах і високої енергії активації об'ємної дифузії. Нижня межа температурного інтервалу, коли вплив об'ємного потоку

на граничну дифузію не істотний, дорівнює приблизно $(0,5-0,6) T_{пл}$, а верхня - $(0,8-0,9) T_{пл}$.

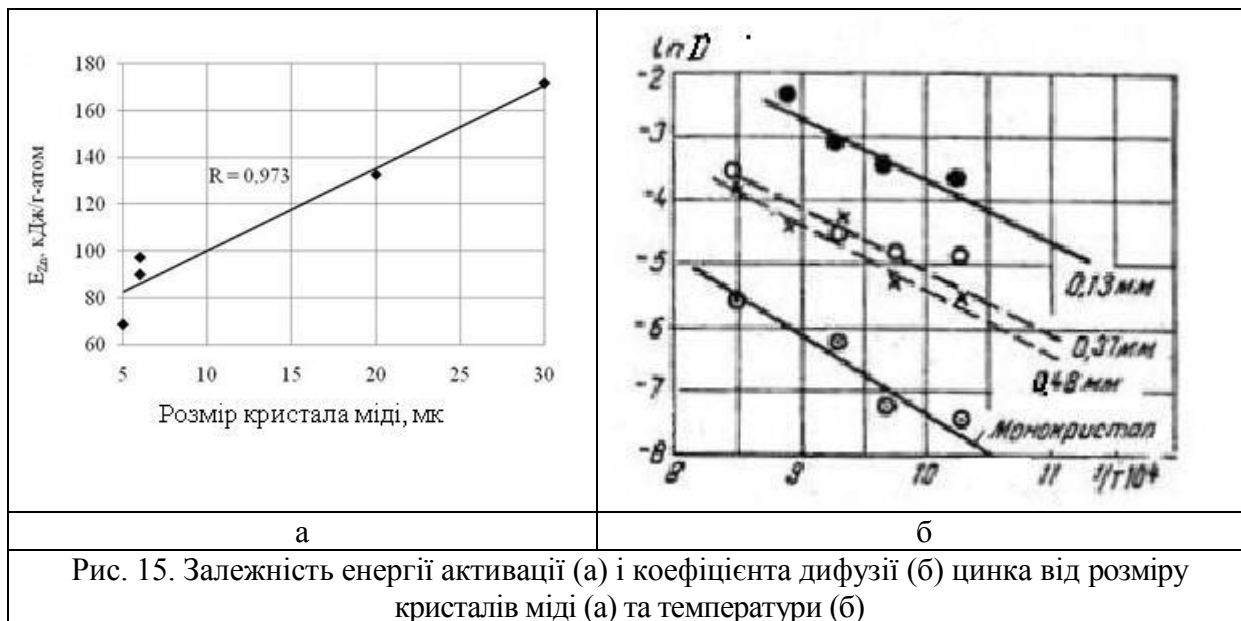
Наприклад, при температурі 480 і 950 ° С коефіцієнти граничної та об'ємної самодифузії срібла розрізняються відповідно в 106 і 103 разів. При 950 °С на 90% реалізується об'ємна, а при 480 ° С - пригранична самодифузія срібла.

Розмір і розорієнтація границь зерен впливає на зернограничну дифузію. Наприклад, коефіцієнт дифузії олова по границям субзерен на кілька порядків більший, ніж усередині зерен, а коефіцієнт зернограничної дифузії олова в нікелі зростає зі збільшенням розмірів зерна. При самодифузії нікелю його енергія активації по границі зерен в бікриталі зменшується на 67% (від 268 до 161 кДж / з-атом) при збільшенні кута розорієнтирації границь від $\theta = 0$ до $\theta = 45$ °. Перша величина відповідає енергії активації самодифузії нікелю в об'ємі зерна, а друга трохи більша енергії активації самодифузії по границям зерна полікристалічного металу.

Слід зазначити, що скупчення дефектів на границях зерен та субграницях і підвищена дифузійна рухливість на цих ділянках досить стійкі і можуть зберігатися після термічної обробки, при якій змінюється мікроструктура, наприклад, після рекристалізації або після фазових перетворень. Така спадкова дефектність поверхонь розділу кристалів виявляється внаслідок значної дифузійної проникності цих ділянок.

Розмір зерна. Подрібнення зерна супроводжується збільшенням поверхні границь між кристалами і збільшенням ступеня їх дефектності, при цьому ефективний коефіцієнт дифузії збільшується і наближається до коефіцієнта граничної дифузії. Особливо сильно розмір зерна впливає на дифузію при низькій температурі.

При вивченні дифузії цинку в міді встановлено, що зі зменшенням розміру нитевидних кристалів міді енергія активації дифузії цинку знижується, при цьому слід зазначити, що зменшення розміру кристалів міді з 30 до 5 мкм, тобто в 6 разів призводить до зниження енергії активації в 2,5 рази (рис. 15, а).



Диспергування латуні призводить до того, що при зменшенні розмірів зерен міді з 0,48 до 0,13 мм коефіцієнт дифузії цинку збільшується в 8 - 10 разів, а в порівнянні з монокристалом міді - в 55 разів (рис. 15, б).

Коефіцієнт дифузії молібдену в вольфрамі з розміром зерна 20 мкм в 10 разів вище, ніж в монокристалі вольфраму.

Границі фаз. Практично всі застосовувані сплави гетерофазних і процеси дифузії в них істотним чином залежать від кількості фаз, їх дисперсності і взаємодії між собою.

Формування вторинних фаз відбувається, в основному, наступними трьома механізмами:

1. Виділення з твердого розчину з утворенням когерентної границі, наприклад при старінні алюмінієвих сплавів;
2. У результаті евтектичного (утворення ледебуриту з залізо-вуглецевого розплаву) або евтектоїдних (утворення перліту з аустеніту) перетворень;
3. У процесі фазового перетворення вторинної фази. Наприклад, утворення графіту в результаті розкладання цементиту при графітизації чавунів.

Різниця між границями фаз і зерен полягає в тому, що вторинна фаза існує, в основному, у вигляді ізольованих включень в матриці і границі фаз не утворюють єдиної розгалуженої мережі, подібно границь зерен. Тому границі фаз істотно не впливають на загальний масоперенос, однак можуть ініціювати і інтенсифікувати дифузійні процеси в локальних мікроб'єсах металевих матеріалів.

Дослідженнями встановлено, що дифузія нікелю в чавуні, в інтервалі температур від 550 ° С до температури евтектоїдних перетворення і самодифузія олова в бабіт (Б-83) при 120 ° С здійснюється, відповідно, по границям фаз ферит - графіт і α -твердий розчин - β -фаза.

Кількісна оцінка дифузії нікелю в чавуні показала, що енергія активації дифузії по міжфазній границі складає 121 кДж / г-атом, що близько до значення енергії активації самодифузії заліза по границям зерен (128 кДж / г-атом).

Переважає дифузія по границям γ' - фази ($\text{Ni}_3(\text{TiAl})$) розміром від 800 до 1600 нм спостерігалася в багатофазному нікелевому сплаві типу ЖС ($\text{Ni} - \text{Cr} - \text{Al} - \text{Ti} - \text{Mo} - \text{W}$). Одночасно на границях γ' - фази спостерігалася найбільша щільність дислокацій.

При наявності великої кількості дефектів дифузія по границям фаз може істотно прискорюватися і перевищувати дифузію по границям зерен. Однак у разі незначного числа дефектів дифузія по границям фаз може бути більш повільною, ніж в об'ємі зерна, наприклад, при дифузії нікелю по границям пластин α -фази в титані після $\beta \rightarrow \alpha$ перетворення.

Поверхня. Переміщення атомів по поверхні, що обмежує матеріал, називається *поверхневою дифузією*. Атоми на поверхні матеріалу, на відміну від атомів в об'ємі, мають некомпенсовані зв'язки, що зумовлює низьку енергію зародження структурних дефектів (дислокацій, вакансій) і переміщення атомів. Дифузія з вільної поверхні металів безпосередньо пов'язана з її структурою. На відміну від таких обмежених джерел і стоків як границі зерен, дислокації і пори вільна поверхня є джерелом і стоком вакансій нескінченної потужності.

Поверхня реального кристала неоднорідна і характеризується складним мікрорельєфом. На рис. 16, а показані різні типи місць, які може займати атом на зовнішній поверхні. Атоми можуть розташовуватися в заповнених ребрах (1), кутах (2), поверхнях (3), сходинках (4, 5), незаповнених ребрах і кутах (6), сходинках (7), на центрах адсорбції (8), а також у вакантних (9) і напівкристалічних (10) положеннях.

На поверхні кристала завжди є сходинки (рис. 16, б), що відокремлюють дві плоскі ділянки поверхні (тераси), які розташовані на відстані одної (рідше - кілька) міжатомних відстаней. Сходинка не завжди проходить через всю поверхню, а може починатися і закінчуватися в місцях перетину поверхні дислокаціями, що мають нормальну до поверхні гвинтову компоненту (рис. 16, в).

При відсутності температури ($T = 0$) сходинки являються гладкими, однак при $T > 0$ на них з'являються злами, флуктуаційні формування яких показано на рис. 16, б. Середня відстань λ_0 між зламами залежить від температури і кута θ між напрямком сходинки й напрямком щільної упаковки, хімічної природи і типу решітки кристала, а також від орієнтації поверхні. Для сходинки на грані (111) ГЦК кристала $\lambda_0 \approx 4 \cdot a$, а для сходинки на грані (100) простого кубічного кристала - $\lambda_0 \approx 30 \cdot a$, де a - міжатомна відстань.

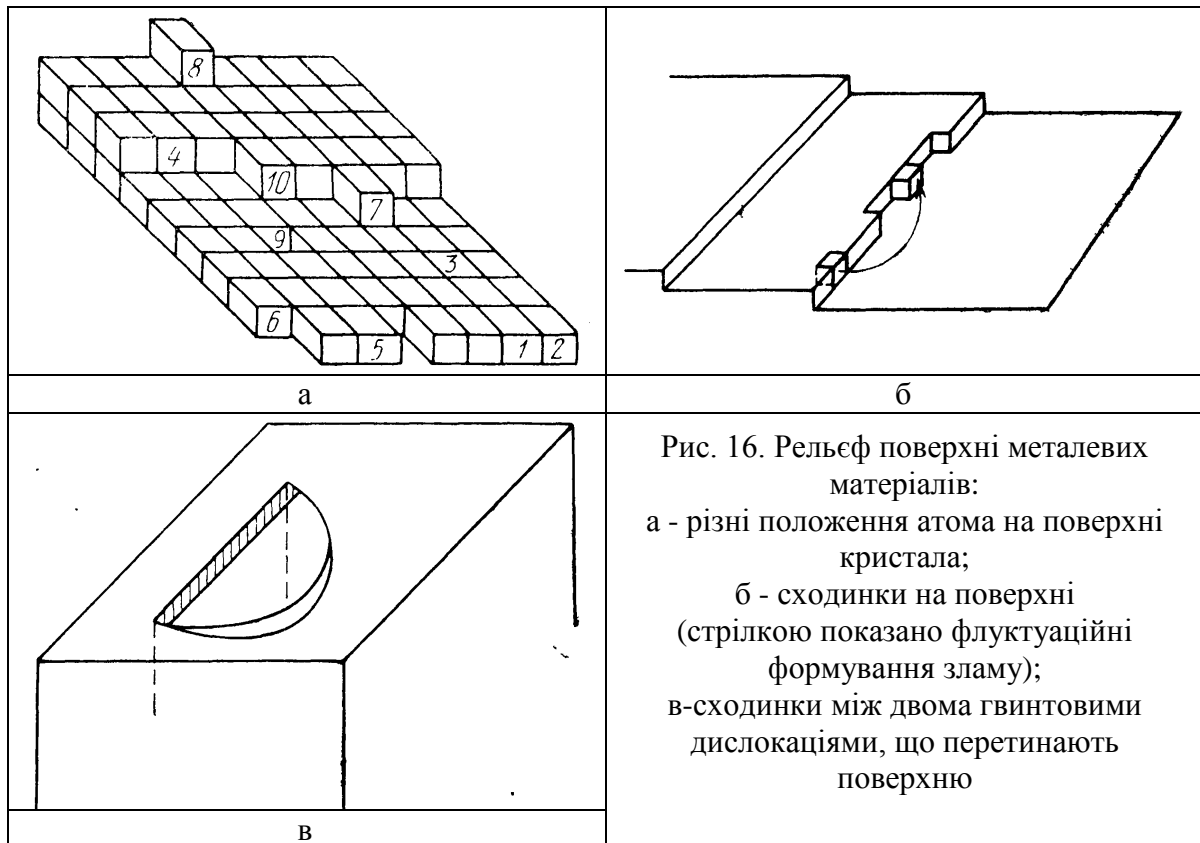


Рис. 16. Рельєф поверхні металевих матеріалів:
 а - різні положення атома на поверхні кристала;
 б - сходинки на поверхні (стрілкою показано флуктуаційні формування зламу);
 в-сходинки між двома гвинтовими дислокаціями, що перетинають поверхню

На поверхні кристала, що знаходиться в рівновазі з газовою фазою, є адсорбовані атоми (адатомів), щільність яких визначається співвідношенням

$$n_a = n_0 \cdot \exp(-E_a/kT),$$

де E_a — енергія утворення адсорбованого атома, тобто енергія, необхідна для переходу атома з положення у зламі на сходинку в положення адсорбції на гладкій ділянці поверхні (положення 8 на рис 16, а);

$n_0 \approx a^{-2}$ - поверхнева щільність атомів.

За час існування τ_a в стані адсорбції на поверхні атом пройде шлях

$$l_a \approx (D_a \cdot \tau_a)^{0,5},$$

де D_a - коефіцієнт дифузії адсорбованих атомів.

Розрахунки показують, що $l_a \gg \lambda_0$, отже, сходинку зі зломом можна розглядати як безперервний стік або джерело адсорбованих атомів.

Складний рельєф поверхні кристала, наявність на ній різних положень атомів приводить до того, що на поверхні є атоми, що відрізняються різною кількістю сусідніх атомів і енергією зв'язку. У таблиці 1 наведено кількість сусідніх атомів у різних положеннях на поверхні кристала з ГЦК ґратками.

Таблиця 1. Кількість сусідніх атомів у різних положеннях на поверхні кристала з ГЦК ґратками

№ положення на рис. 16, а	Площина	Кількість сусідніх атомів		
		внизу	у площині	всього
3 - у заповненій площині	(111)	3	6	9
	(001)	4	4	8
	(011)	4+1	2	7
4 - у заповненій сходинці	(111)	3	4	7
	(001)	4	3	7
	(011)	4+1	2	7
10 - полукристалічне	(111)	3	3	6
	(001)	4	2	6
	(011)	4+1	1	6
8 - адсорбоване	(111)	3	0	3
	(001)	4	0	4
	(011)	4+1	0	5

У припущенні, що поверхня ізотропна і всі переходи атомів мають одну й ту ж довжину (Δ), коефіцієнт поверхневої дифузії (D_s) визначається наступною залежністю

$$D_s = n_d \cdot D_d = 0,5n_0 \cdot p \cdot v_d \cdot \Delta^2 \cdot \exp[-(U_{df} + U_{dm})/kT],$$

де D_d і n_d – коефіцієнт дифузії і рівноважна концентрація дефектів, що переміщуються (адсорбовані атоми (адатомі) і вакансії), p - число видів переміщень, які може здійснювати дефект на поверхні; v_d , U_{df} ,

U_{dm} - частота коливань, енергія утворення і переміщення дефекту;
 n_0 - концентрація джерел дефектів.

Оцінка енергії переміщення адсорбованих атомів (адатомів) по поверхні ГЦК кристала в площині (111) показує, що для переходу з положення A1 в A2 (рис. 17, а) достатньо енергії, яка складає 5% від теплоти сублімації.

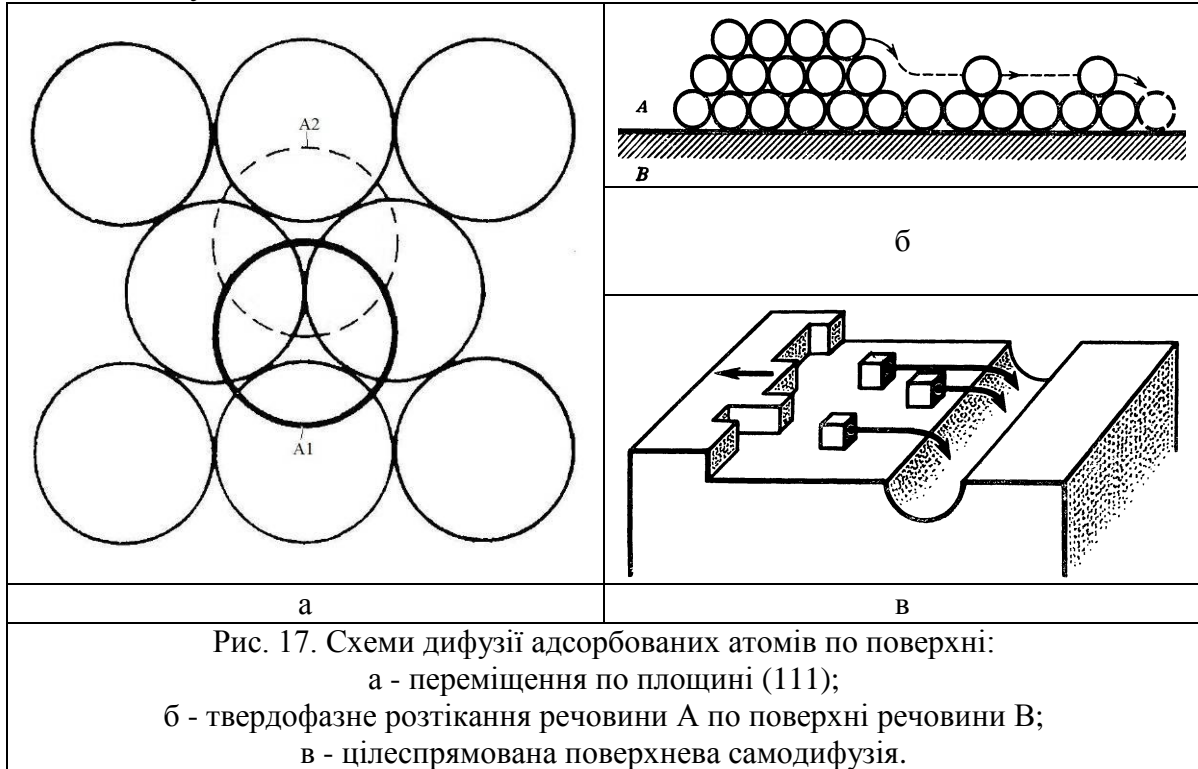


Рис. 17. Схеми дифузії адсорбованих атомів по поверхні:

а - переміщення по площині (111);

б - твердофазне розтікання речовини А по поверхні речовини В;

в - цілеспрямована поверхнева самодифузія.

Невелике значення енергії переміщення атомів вказує на те, що адсорбовані на площині (111) поверхні атоми дуже рухливі. Мабуть, цей механізм переважно вакансійного або межвузельного. Однак для поверхонь (100) і (110) збільшується число зв'язків, які необхідно розірвати для пересування адсорбованих атомів. Крім того, слід враховувати енергію утворення адатомів.

Коли уздовж поверхні кристала мігрують домішкові, а не власні атоми, тобто у разі поверхневої гетеродифузії, переміщення по вищевикладеному механізму утруднене, якщо є велика енергія взаємодії між атомом домішки і поверхнею (велика теплота адсорбції). У цьому випадку дифузія адатомів відбувається за механізмом твердофазного розтікання домішки по поверхні (рис. 17, б). Процес закінчується, коли атоми домішки покривають поверхню моноатомний шаром.

У процесі переміщення атомів змінюється рельєф поверхні. Дифузійний потік атомів може приводити до згладжування рельєфу внаслідок перенесення речовини з опуклих до увігнутим ділянок, у

разі, коли поверхнева неоднорідність є єдиною ознакою, яка визначає відхилення поверхні від термодинамічної рівноваги (рис. 17, в). Якщо на поверхню виходить міжзеренна границя або дислокація, то можуть створюватися термодинамічні умови для посилення рельєфу поверхні і розвитку на ній міжзеренних границь і дислокацій.

Дослідження поверхневої дифузії показало, що енергія активації елементів зменшується в 2-5 разів у порівнянні з міжзеренною та об'ємною самодифузією. Наприклад, енергія активації самодифузії срібла в інтервалі температур від 225 до 350 °С у випадку дифузії по поверхні становить 43,1 кДж / г-атом, по границям зерен - 86,2 кДж / г-атом, в об'ємі - 172,4 кДж / г-атом. Для самодифузії нікелю зменшення спостерігається в 1,9 і 4,9 рази.

Самодифузія срібла по поверхні в 2 і 4 (рис. 18, а), а дифузія торію в вольфрамі в 10^2 і 10^5 разів вище (рис. 18, б), ніж міжзеренна і об'ємна дифузії, відповідно.

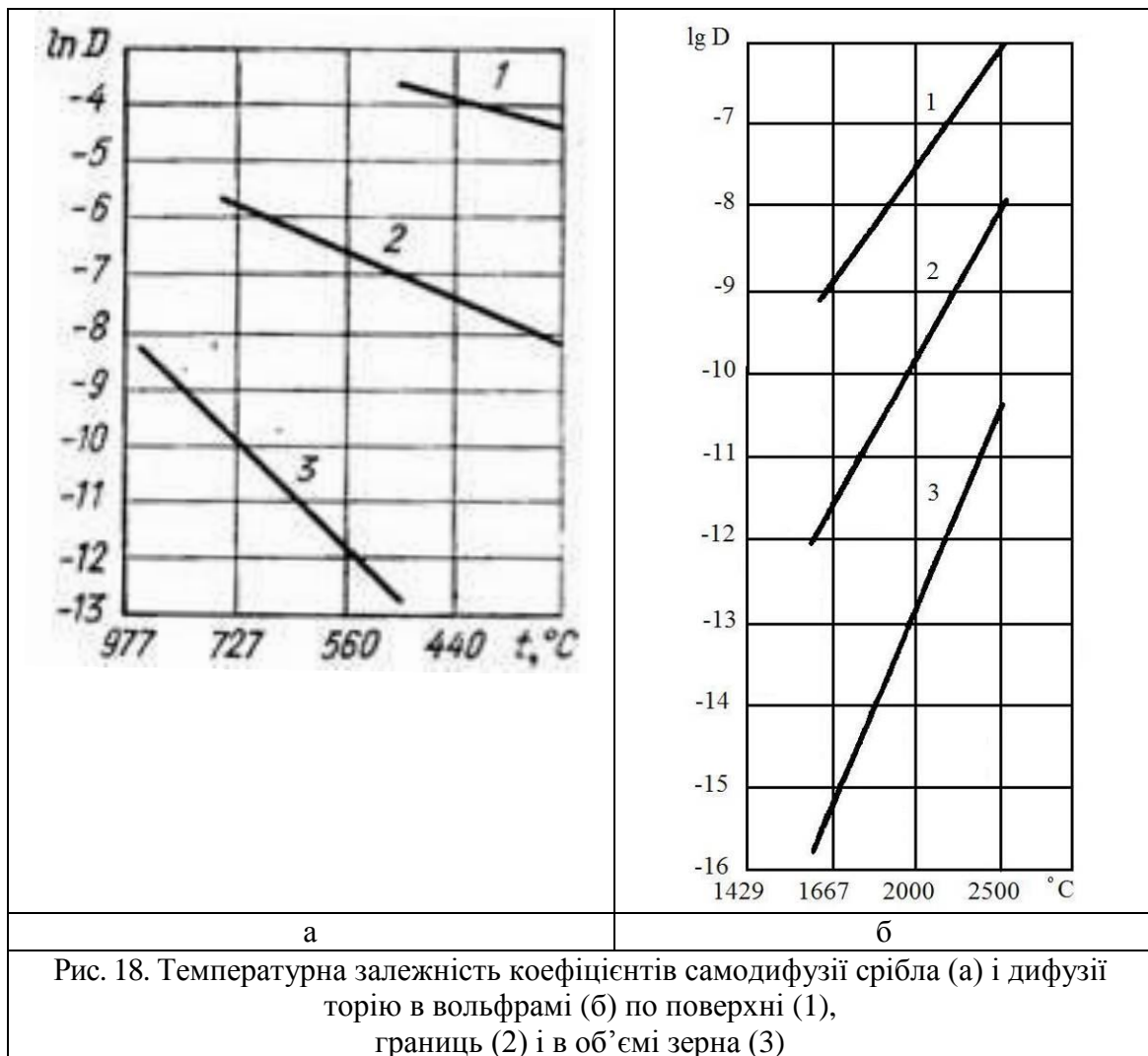


Рис. 18. Температурна залежність коефіцієнтів самодифузії срібла (а) і дифузії торію в вольфрамі (б) по поверхні (1), границь (2) і в об'ємі зерна (3)

Напруга і деформація. У загальному випадку дифузійний потік складається з потоків, що виникають під дією градієнта концентрації і силового поля, наприклад, поля напруг, що виникає в твердому тілі в результаті неоднорідної деформації, фазових перетворень, нерівномірного нагрівання тощо. Мікроскопічні деформації можуть бути викликані втіленнями атомами або вакансіями. Поле напруг, що виникає навколо втіленого атома в твердому розчині, сприяє тяжінню атома до дислокації. У результаті може виявитися, що сумарний дифузійний потік буде направлений в сторону не меншої, а більшої концентрації, що називається *висхідною дифузією*.

Атоми з великим радіусом при наявності деформації прагнуть переміститися в розтягнуті шари матеріалу, а атоми з меншим радіусом - у стислі. Якщо початково компоненти сплаву були розподілені в кристалічній ґратці сплаву статистично рівномірно, так як градієнт концентрації дорівнював нулю, то при наявності неоднорідного напруженого стану в твердому розчині буде протікати дифузія, що призводить не до вирівнюванню концентрацій, а до поділу компонентів. Створена в результаті висхідної дифузії хімічна неоднорідність, яка характеризується в кожній ділянці градієнтом концентрації, призводить до виникнення зустрічного дифузійного потоку, що прагне відновити первинний рівномірний розподіл компонентів в кристалічній решітці твердого розчину. Рівномірний розподіл компонентів при незмінній деформації ґратки настане при рівності обох потоків.

Змінна концентрація твердого розчину завжди пов'язана з неоднорідним напруженим станом, причому градієнт концентрації напружень визначається пружними константами твердого розчину, залежністю періоду ґратки твердого розчину від концентрації елементів і градієнтом концентрації.

Вплив поля напруг на інтенсивність протікання дифузії може виявитися досить значним. Наприклад, швидкість формування карбідного шару на поверхні недеформованої танталової пластини становить 0,8 мкм/год, а після холодної прокатки з обтисненням на 75% - збільшується більш ніж у 600 разів і становить 500 мкм/год.

У пластично деформованому металі дифузія відбувається, в основному, уздовж площин зсуву.

При дослідженні процесу насичення атомами He (при 4,2 К) під час деформації монокристалів Cu, Al і Cd з швидкістю $\varepsilon = 5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ встановлено, що пластична деформація призводить до інтенсивного проникнення атомів He в кристалічні ґратки металів по дислокаціям

що зароджуються та рухаються і що називається *дислокаційно-динамічної дифузіїю*.

Дислокаційно-динамічна дифузія атомів складається з захоплення атомів з навколишнього середовища і перенесення їх в об'єм матеріалу дислокаціями, які рухаються. Перший процес реалізується внаслідок взаємодії атомів навколишнього середовища з коливально збудженими атомами в ядрі дислокації. Тут передбачається, що в іонних кристалах певну роль відіграє електричне поле, створюване на поверхні деформованого кристалу. Другий - в результаті зміни розмірів ядра дислокації при її русі, наприклад, механізмом переносу захоплених атомів за допомогою перегинів. Глибина проникнення атомів домішки визначається довжиною пробігу «навантаженого» перегину від поверхні до анігіляції із зустрічним перегином.

У разі *деформації поверхневого шару*, наприклад шліфування поверхні, коефіцієнт дифузії збільшується в сотні разів (рис. 19). Збільшення коефіцієнта дифузії пов'язано зі зменшенням енергії активації дифузії, яка після шліфування й піскоструминної обробки поверхні становить, відповідно, 167,5 та 159,1 кДж/г-атом, що на 17 і 24% менше ніж для недеформованої поверхні після електрополірування.

Вивчення закономірності самодифузії нікелю по глибині деформованого поверхневого шару показало (рис. 20), що при зменшенні відстані до поверхні від 30 до 2 мкм коефіцієнт дифузії нікелю збільшується в 11 разів, а на поверхні - в 900 раз. Енергія активації самодифузії нікелю при цьому зменшується, відповідно, в 1,2 і 2 рази, а при порівнянні з дифузіїєю по границям зерен - на 8%. Прискорення дифузії на поверхні є результатом збільшення щільності дислокацій в поверхневому шарі в 6 разів і зменшення розмірів областей когерентного розсіювання в 3 рази, у порівнянні з аналогічними параметрами на глибині 2 мкм.

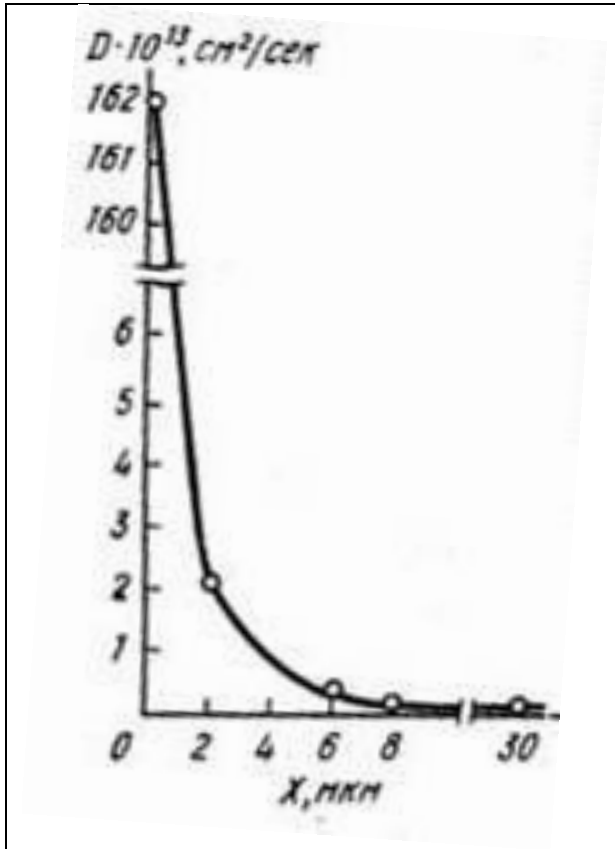


Рис. 19. Зміна коефіцієнта самодифузії нікелю по глибині шліфованого зразка сплаву X20H80T3

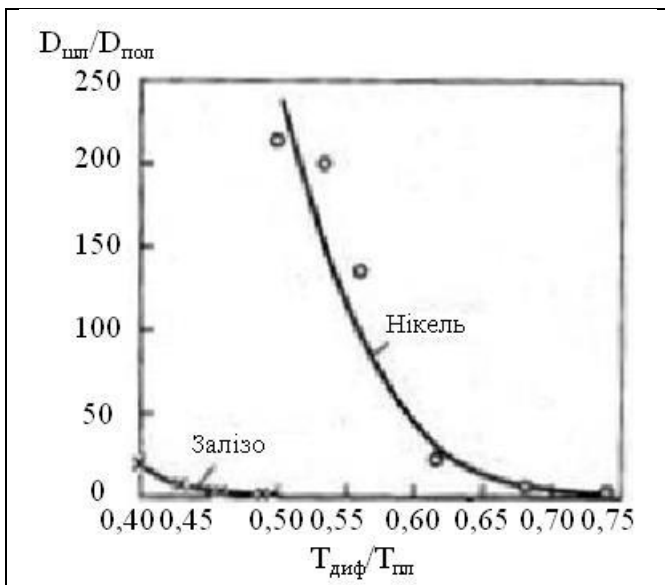


Рис. 20. Вплив температури на дифузію заліза і нікелю в деформованому поверхневому шарі:

$D_{шл}$, $D_{пол}$ - коефіцієнти дифузії на поверхні після шліфування і електрополірування, відповідно;
 $T_{диф}$, $T_{пл}$ - температура дифузії і плавлення, відповідно.

Дефекти структури, що виникають при деформації поверхні, наприклад, при механічній обробці, виявляються досить стійкими і впливають на швидкість дифузії навіть при температурах, що лежать вище температури рекристалізації. Це пов'язано, напевно, з природою металу (гратки, електронної структури) і його стану, а також

факторами, залежними від умов отримання металу (структура, вміст домішок і т. д.).

Прискорення дифузії в деформованому шарі зберігається і при високих температур (рис. 20). Так, у нікелі при температурі 650 ° С ($T_{\text{диф}}/T_{\text{пл}} = 0,53$) спостерігається прискорення дифузії на шліфованій поверхні, у порівнянні з електрополірованою, у 200 разів, а при 900 ° С ($T_{\text{диф}}/T_{\text{пл}} = 0,68$) - в 7 разів (рис. 20). У міді вплив шліфування на дифузію зберігається після нагріву до $0,7 T_{\text{пл}}$. При нагріванні вище температури рекристалізації ($0,45 T_{\text{пл}}$) шліфування практично не впливає на поверхневу дифузію в залізі.

Хімічний склад матеріалу істотно впливає на швидкість дифузії в поверхневому деформованому шарі. Зі збільшенням ступеня легування зменшується вплив деформації на прискорення дифузії в поверхневому шарі. Наприклад, відношення коефіцієнту самодифузії нікелю по поверхні після шліфування до аналогічного показника після електрополірування ($D_{\text{шл}} / D_{\text{пол}}$) зменшується з 100 до 75, 56 і 14, відповідно для нікелю, ніхрому і сплаву X20H80T3 при 700 ° С і ЖС6К при 850 ° С.

Деформація поверхні прискорює процес її взаємодії з навколишнім середовищем. Наприклад, окислення нікелю в повітряній атмосфері йде значно швидше у зразках з деформованою поверхнею навіть при температурах вище температури рекристалізації.

Нагрівання деформованого поверхневого шару металів і сплавів може інтенсифікувати процес виділення частинок вторинних фаз і прискорити дифузію за рахунок утворення міжфазних границь. З іншого боку, нагрів знімає ефект наклепу, що уповільнює дифузію.

Окисна плівка на деформованих поверхнях уповільнює, а на недеформованих - прискорює дифузію. Таку закономірність можна пояснити тим, що структура оксиду більш дефектна, ніж рівноважна структура металу, але менш дефектна, ніж структура деформованого металу. Тому дифузійні процеси в окисній плівці протікають швидше на недеформованій і повільніше на деформованій поверхні. Результати експериментів показують, що плівка окису алюмінію, товщиною менше 1000 нм, на поверхні нікелю зменшує швидкість дифузії нікелю у шліфованому поверхневому шарі нікелю при 700 ° С в 10 разів, а в сплаві X20H80T3 при 800 ° С у 300 разів. У разі подвійного оксиду (окис алюмінію і окис ітрію) дифузія нікелю в сплаві X20H80T3, при 800 ° С зменшується в 350 разів.

Дифузійна проникність деформованих твердих розчинів втілення, з підвищеною щільністю дислокацій, нижче, ніж недеформованому.

Відсутність прискорення дифузії втілених атомів по дислокаціям, пов'язано з тим, що в області ядра дислокації мають позиції, в яких втілені атоми більш стійкі, ніж в об'ємі ґратки, так як створюють меншу деформацію. Такими позиціями можуть бути вакансії, що примикають до ядра дислокації та з якими втілені атоми мають стійкі утворення.

Ударна хвиля. Область фронту ударної хвилі в металах має розміри, що значно перевищують постійну кристалічної решітки і складові $\delta_{ув} \sim 1 - 100$ мкм. Збільшення рухливості атомів в умовах ударного стиснення відбувається у всіх областях кристала, через які проходить ударна хвиля. Після проходження ударної хвилі в кристалі практично відсутні фактори, що сприяють деформації матеріалу, тому процеси, що зумовлюють масоперенос, реалізуються, в основному, на фронті ударної хвилі.

Зі збільшенням тривалості імпульсу стиснення $\tau_{ус}$ величина деформації істотно не змінюється, проте зростає концентрація атомів, що брали участь в масопереносі в приповерхневих областях.

Перенесення імпульсу енергії відбувається не тільки за рахунок пружних міжатомних зіткнень, а й за рахунок переміщення атомів або їх комплексів на фронті ударної хвилі. Перерозподіл елементів у фронті ударної хвилі є процесом, що протікає незалежно від типу матеріалу або його кристалічної будови і залежить в основному від характеристик навантаження.

В умовах високої швидкості формування зони масопереносу утворюються нерівноважні фази. Анізотропію, спостерігаємо при формуванні зони масопереносу в монокристалах різної орієнтації, що свідчить, про міграцію дефектів кристала в умовах ударного стиснення.

Масоперенос, що протікає при ударному навантаженні, описується моделлю, в якій фронт ударної хвилі в кристалі представлений системою дислокацій, що генеруються гомогенно в зоні фронту, які утворюють дислокаційні диполі і петлі. При цьому дислокації переміщуються шляхом ковзання по площинах ковзання, а крайові дислокації шляхом переповзання.

Для більшості металів у діапазоні динамічних тисків 10-100 ГПа створюються умови для руху дислокацій та утворення вакансій. При цьому рух дислокаційних диполів здійснюється в результаті переміщення сходинок крайових дислокацій, які при переповзання утворюють вакансії, кількість яких в кристалі інтенсивно зростає в умовах ударного стиснення. В умовах стаціонарного хвильового

фронту можна вважати, що всі надлишкові петлі переміщуються разом з фронтом.

У разі ударного імпульсу ($P_{ув} = 10$ ГПа, $\tau_{ув} = 2$ мкс) його енергія складає $E = 233$ Дж/см², з яких 4% витрачається на розігрів матеріалу та утворення деформаційних дефектів. Аналіз закономірності дисипації енергії ударної хвилі по глибині показує, що масоперенос забезпечується шляхом переміщення у фронті $\approx 53\%$ дислокацій ковзанням та $\approx 47\%$ - переповзанням.

При збільшенні амплітуди ударного імпульсу інтенсивність затухання ударної хвилі збільшується, при цьому співвідношення цих видів переміщення дислокаційних дефектів може змінюватися в бік переповзання дислокаційних диполів, які розсіюють енергію хвилі більш ефективно.

Масоперенос у металевих кристалічних матеріалах при проходженні плоских ударних хвиль може бути умовно розділений на дві стадії: перерозподіл елементів за рахунок процесів, що протікають у фронті ударної хвилі, і розвиток процесів міграції атомів в областях квазістатичного стиснення і розвантаження. Закономірності впливу на масоперенос амплітуди ударної хвилі, тривалості імпульсу стиснення, особливостей деформації в хвилі розвантаження в різних умовах ударного стиснення, а також особливості структури матеріалів в зоні масопереносу дають підстави вважати, що у фронті ударної хвилі відбуваються основні процеси, які викликають формування зони масопереносу.

Перерозподіл елементів в ударній хвилі не завершується на фронті навантаження, а триває до завершення розвантаження. Однак процеси дифузії після розвантаження можуть відбуватися, в основному, при високих температурах металів, які виникають в результаті ударного стиснення.

Масоперенос у фронті ударної хвилі здійснюється, в основному, шляхом переміщення комплексів атомів і структурних дефектів. Закономірності протікання масопереноса в монокристалах різної орієнтації підтверджують можливість дифузії за рахунок руху дислокаційних комплексів, оскільки найменша глибина проникнення спостерігається в напрямках, для яких високошвидкісна деформація здійснюється переважно ковзанням.

Так, для монокристалів алюмінію, деформованих ударними хвилями, мінімальна глибина проникнення спостерігається при стисненні в напрямку $\langle 110 \rangle$. У цьому випадку ковзання, яке реалізується за максимальною кількістю систем $\{111\} \langle 110 \rangle$, $\{110\} \langle 110 \rangle$, $\{100\} \langle 110 \rangle$ і є переважним механізмом деформації в ударній

хвилі, утруднить реалізацію процесів переміщення дислокаційних диполів, здатних забезпечити масоперенос. Аналогічна закономірність спостерігається при обробці ударними хвилями цинку і молібдену. У цих випадках масоперенос відбувається на велику глибину при орієнтаціях монокристалів, що сприяють розвитку в ударній хвилі зсувних деформацій.

Слід зазначити, що крім силового переповзання дислокаційних диполів внесок у формування зони масопереносу може вносити і механічна дифузія, яка виходить за рахунок перерозподілу елементів, що переміщуються в пакетах ковзання. Реалізація цих двох конкуруючих процесів пластичної деформації, очевидно, і визначає процеси масопереносу у фронті ударної хвилі. Розвиток процесів силового переповзання і колективного ковзання можливо тільки в умовах деформування з високими швидкостями. Про це свідчить, зокрема, той факт, що при швидкостях пластичної деформації $\sim 10^2 \text{c}^{-1}$, на відміну від умов проходження ударних хвиль, область зони масопереносу, що відбувається за рахунок переміщення скупчень атомів, прагне до нуля. Мабуть, такі процеси можуть відбуватися тільки у фронті хвилі навантаження, де є значний градієнт напружень.

Оцінюючи можливий внесок міграції міжвузлових атомів у формування концентраційних профілів у фронті ударної хвилі, слід зазначити, що їх концентрація в ударно-стиснутих металах становить $C_m \sim 0,005\%$.

Слід зазначити, що при збільшенні тривалості імпульсу ударної хвилі, властивості фронту хвилі навантаження практично не змінюються, але в матеріалі розвиваються процеси повернення. Розвиток релаксаційних процесів у металах при їх високошвидкісній деформації може призводити до перерозподілу атомів. У процесі міграції дислокацій в поле напружень, що релаксують можливе переміщення атомів на відстань від 2 до 6 мкм.

Для протікання дифузійних процесів по вакансійному механізму температура розігріву ударно – стиснутих металів недостатня. Однак, малі значення енергії активації міжвузлових атомів дозволяють вважати, що дефекти, які утворені в ударній хвилі, також вносять свій вклад у формування зони масопереносу при протіканні релаксаційних процесів в умовах квазігдростатичного стиснення і розвантаження. При невеликій тривалості імпульсу стиснення процеси релаксації такого типу, мабуть, не можуть значно впливати на глибину масопереносу, але можуть змінювати структуру зони масопереносу, вид його концентраційного профілю, а при великих тривалостях

імпульсу стиснення впливати на зміну фазового складу в зоні масопереноса.

Електричне поле. Вивчення дифузії Cu в Ge показало, що при температурі вище $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ накладення електричного поля призводить до зміщення концентраційної кривої у бік негативного електрода. При температурі нижче $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ такий зсув не спостерігається. Встановлену закономірність можна пояснити, очевидно, тим, що при високій температурі Cu присутній в Ge у вигляді позитивних іонів.

1.4. Плавлення, кристалізація та поліморфізм

Перехід металу з твердого в рідкий стан називається *плавленням*. У рідкому металі упорядковане розташування атомів розповсюджується лише на невелику відстань і охоплює невелику кількість атомів. На відміну від твердого стану з дальнім порядком розташування атомів, зберігається так званий ближній порядок. Такі мікрооб'єми з регулярним розміщенням атомів можуть виникати, існувати деякий час, зникати і утворюватися вже в іншому елементарному об'ємі розплаву.

Перехід металу з рідкого в твердий стан відбувається виникненням центрів кристалізації певного типу кристалічних ґраток з утворенням кристалів називається *кристалізацією*. Процес кристалізації набуває розвитку за умов, коли вільна енергія (частина внутрішньої енергії, яка може бути перетворена в роботу) твердого металу стає меншою за вільну енергію рідкого, тобто коли система переходить у більш стійкий, за даних умов термодинаміки, стан.

Вільні енергії рідкого й твердого станів зі зменшенням температури збільшуються (рис. 21).

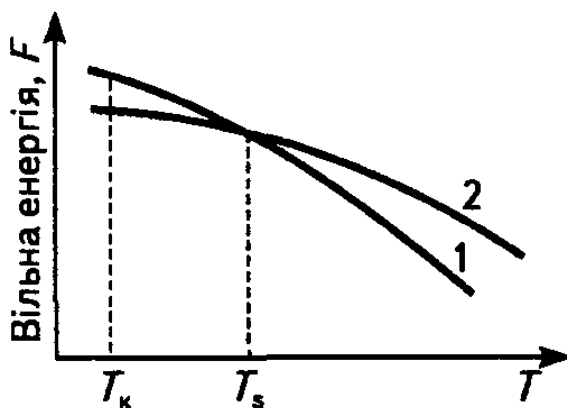


Рис. 21. Зміна вільної енергії металу у рідкому (1) і твердому (2) станах залежно від температури

При досягненні теоретичної температури кристалізації (T_s) вільні енергії рідкого та твердого металу стають однаковими. Кристалізація можлива лише тоді, коли рідкий метал охолодити нижче T_s до так званої *фактичної температури кристалізації* (T_k). Різницю температур $\Delta T = T_s - T_k$ називають *ступенем переохолодження*.

Процес кристалізації можна відобразити графічно в координатах температура - час за допомогою так званих кривих охолодження (рис. 22).

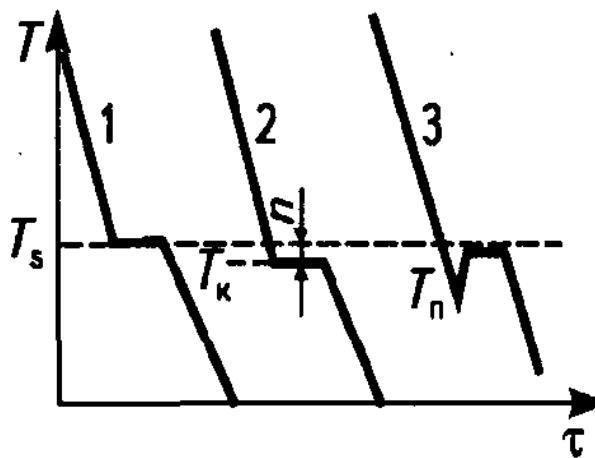


Рис. 22. Криві охолодження при кристалізації: 1 – теоретичний процес; 2- реальний процес; 3 - за умов значного переохолодження

крива 1, а реальний — крива 2. Розплав безперервно охолоджується до *температури переохолодження* T_p , яка розміщується нижче температури кристалізації T_k .

Кристалізація може відбуватися за *гомогенним або гетерогенним* механізмом. При *гомогенній кристалізації* зі зниженням температури розплаву ступінь утворення мікрооб'ємів ближнього порядку, їх розмір і стабільність зростають. При температурах, близьких до температури плавлення, стає можливим утворення невеликих атомних угруповань, в яких атоми розташовані так само, як і в кристалах. У чистому від домішок розплаві такі найбільш стабільні великі атомні угруповання перетворюються в зародки (центри кристалізації).

При кристалізації реальних металів осередком утворення зародків у розплавах слугують різноманітні тверді включення (оксиди, нітриди та ін.), які завжди присутні в розплаві. У випадках, коли такі включення мають однакову будову кристалічної ґратки з ґраткою твердіючого металу (ізоморфні домішки) і параметри спряжених ґраток домішок та металу приблизно однакові (різниця не перевищує 9 %), вони виконують роль центрів кристалізації. Таке утворення зародків відбувається при кристалізації за *гетерогенним механізмом*.

Саме у зародках виникають і ростуть первинні, або головні, осі кристалів. Слідом за головними, перпендикулярно до них, ростуть осі вищих порядків (рис. 23, а).

При досягненні фактичної T_k на кривій охолодження з'являється горизонтальна ділянка, оскільки тепловідбір в оточуюче середовище компенсує виділення прихованої теплоти кристалізації. Після завершення кристалізації температура металу знову рівномірно знижується.

Відповідно до рис. 22. процес кристалізації (теоретичний) зображує

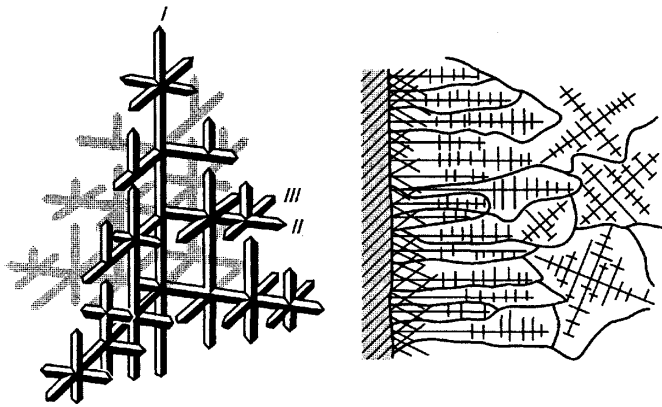


Рис. 23. Схема будови дендритного кристалу (а) та розташування дендритів за перерізом зливка (б):

I – III - порядок осей дендритів

собою, перешкоджаючи росту кожного, внаслідок чого набувають випадкової зовнішньої форми (рис. 23,б). Такі кристали називаються зернами.

Розміри і кількість зерен в одиниці об'єму на кінець кристалізації металу залежать від швидкостей зародження і росту кристалів. Під швидкістю зародження розуміють кількість кристалів, які сформувалися в одиниці об'єму за одиницю часу, а під швидкістю росту – збільшення лінійних розмірів кристалу за одиницю часу.

Швидкості зародження і росту кристалів залежать від ступеня переохолодження рідкого металу ΔT . При невеликому ступені ΔT_1 (рис. 24) зароджується мало кристалів, проте ростуть вони з великою швидкістю і на кінець кристалізації досягають великих розмірів.

Із збільшенням ступеня переохолодження до ΔT_2 і ΔT_3 кількість кристалів, що зароджуються за одиницю часу, зростає більше, ніж швидкість їх росту, тому розмір зерна в затверділому металі зменшується.

Дрібнозернистий метал має більш високі характеристики пластичності й в'язкості. У ливарному виробництві, у певних випадках, до рідкого металу спеціально вводять тугоплавкі частинки або елементи, які змінюють умови кристалізації, з метою подрібнення зерен. Такі добавки називають *модифікаторами*, а сам процес - *модифікуванням*.

Залежно від температури і тиску деякі метали можуть змінювати будову (тип) кристалічної ґратки у твердому стані, тобто існувати у різних кристалічних формах — поліморфних модифікаціях. Перехід від однієї модифікації до іншої називають *поліморфним (алотропічним) перетворенням*. Поліморфну модифікацію, стійку при

Такі первинні кристали, які нагадують зовнішнім виглядом дерево, називаються дендритами. Подальший ріст дендритів і формування повнотілих кристалів відбувається за рахунок рідкого металу, що заповнює міжосьовий об'єм. Зростаючи, кристали ніби просуваються назустріч один одному і у певний момент стикаються між

найнижчій температурі, позначають літерою α , при більш високій — β , далі — γ , δ тощо.

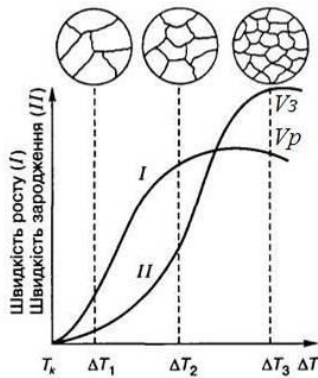


Рис. 24. Схема залежності (криві Г. Таммана) швидкості зародження центрів кристалізації (II) та росту кристалів (I) від ступеня переохолодження (ΔT): I - швидкість росту (V_p , мм/с); II - швидкість зародження центрів кристалізації (V_z , $\text{мм}^{-3} \cdot \text{с}^{-1}$)

Відомі поліморфні перетворення для таких металів: $\text{Fe}_\alpha \leftrightarrow \text{Fe}_\gamma \leftrightarrow \text{Fe}_\delta$; $\text{Ti}_\alpha \leftrightarrow \text{Ti}_\beta$; $\text{Mn}_\alpha \leftrightarrow \text{Mn}_\beta \leftrightarrow \text{Mn}_\gamma \leftrightarrow \text{Mn}_\delta$; $\text{Sn}_\alpha \leftrightarrow \text{Sn}_\beta$; Ca, Li, Te, Na, Cs, Sr, Zn, РЗМ - металів тощо.

На рис. 25 наведений приклад поліморфних перетворень заліза. При охолодженні розплаву чистого заліза перша температурна зупинка на графіку охолодження спостерігається при температурі 1539°C , коли залізо з рідкого стану переходить у твердий. В результаті кристалізації утворюється δ -залізо з кристалічною ґраткою об'ємно-центрованого куба (ОЦК) з параметром $a = 2,93 \text{ \AA}$.

При температурі 1390°C ця форма заліза переходить в γ -залізо і змінює кристалічну ґратку на кубічну гранецентровану (ГЦК) з параметром $a = 3,64 \text{ \AA}$. При подальшому зниженні температури до 911°C γ -залізо переходить у $\alpha(\beta)$ - залізо з об'ємноцентрованою кубічною ґраткою і параметром $a = 2,90 \text{ \AA}$. Подальше охолодження до 768°C призводить до перетворення немагнітного $\alpha(\beta)$ - заліза у магнітне α залізо з ОЦК - ґраткою і параметром $a = 2,86 \text{ \AA}$.

Поліморфізм (*алотропія*) це здатність одного елемента існувати у вигляді різних простих речовин. Наприклад, вуглець у вигляді графіту або алмазу.

Зміна типу кристалічної будови у твердому стані відбувається шляхом зародження центрів нових кристалів і подальшого їх росту. Такий процес іноді називають вторинною кристалізацією або *перекристалізацією*. Під час вторинної кристалізації зародки нових кристалів найчастіше виникають на границях зерен вихідних кристалів.

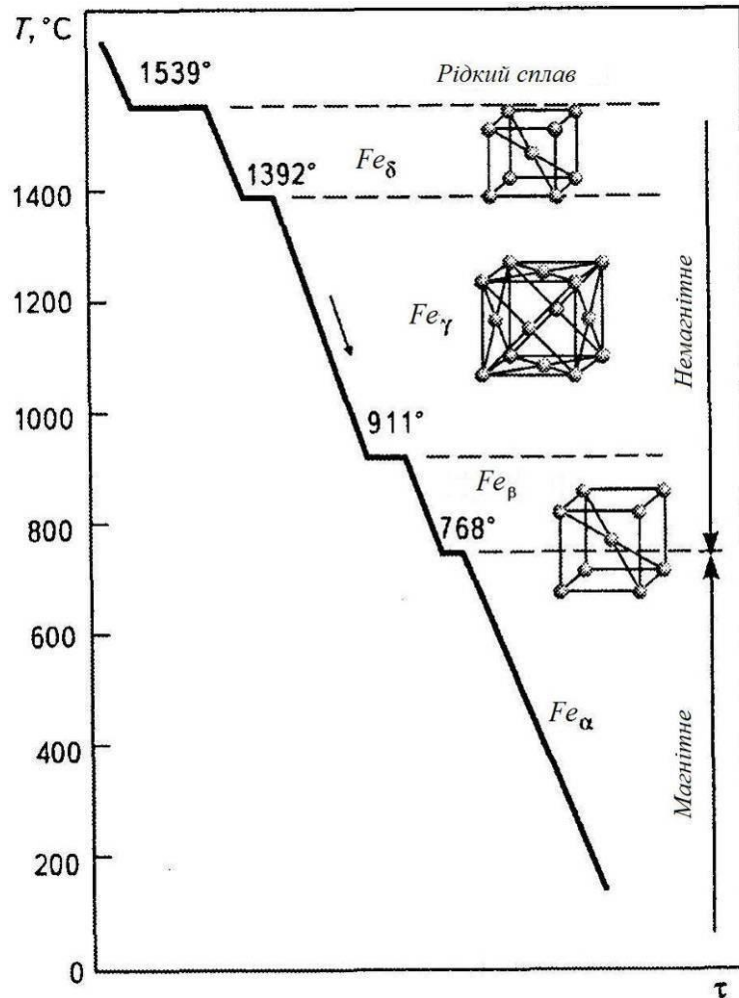


Рис. 25. Крива охолодження чистого заліза з температурною алотропією

1.5. Властивості металів

Метали та сплави характеризуються механічними, фізико-хімічними та технологічними властивостями.

Механічні властивості характеризують поведінку матеріалу під дією навантажень. До механічних властивостей належать міцність, пластичність, твердість, ударна в'язкість.

Міцність - це здатність матеріалу чинити опір пластичній деформації і руйнуванню під дією навантажень. До характеристик міцності відносяться границя *міцності* та *текучості*, які визначають у результаті руйнування зразків під час статичних випробовувань на спеціальних розривних машинах. Найчастіше випробовують на розтяг, рідше на стиск, згин або кручення. У випадку розтягу стандартний зразок круглого (рідше прямокутного) перетину навантажують двома однаковими й протилежно спрямованими

силами вздовж його осі. Ці сили плавно зростають доки, поки зразок не зруйнується. Найчастіше використовують довгі зразки, в яких $l_0/d_0 = 10$, або $l_0 = 11,3(S_0)^{0.5}$, де l_0 - початкова розрахункова довжина; d_0 - початковий діаметр зразка; S_0 - початкова площа поперечного перетину зразка. Перед випробовуванням на зразок наносять позначки, якими позначають і потім вимірюють l_0 і d_0 .

Розривна машина має самопис, що рисує діаграму в координатах сила розтягу F - абсолютне видовження зразка Δl (рис. 26).

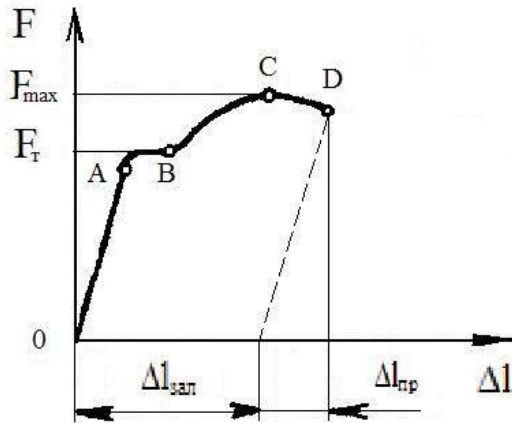


Рис. 26. Діаграма розтягу сталі: F - осьова сила розтягу; Δl - видовження зразка в момент руйнування; $\Delta l_{пр}$ - пружне; $\Delta l_{зал}$ - залишкове видовження зразка

матеріалу σ_T , як відношення сили F_T , при якій зразок деформується без помітного зростання сили, до початкової площі поперечного перерізу S_0 зразка.

Більшість металів і сплавів не мають явно вираженої горизонтальної ділянки текучості. Для них визначають умовну *границю текучості* ($\sigma_{0,2}$) як відношення сили $F_{0,2}$, що відповідає залишковому видовженню зразка $\Delta l = 0,002 \cdot l_0$, до початкової його площі поперечного перетину S_0 .

$$\sigma_T = \frac{F_T}{S_0} = \frac{4F_T}{\pi d_0^2}, \quad \sigma_{0,2} = \frac{F_{0,2}}{S_0} = \frac{4F_{0,2}}{\pi d_0^2}.$$

Подальше збільшення сили F призводить до зміцнення металу внаслідок росту пластичної деформації (ділянка BC). Таке явище називається *наклепом*. В точці C, що відповідає силі F_{max} починається локалізація пластичної деформації в найслабшому місці зразка. Це

Прямолінійна ділянка OA діаграми відповідає пружній деформації зразка, яка зникає під час зняття сили F . Зростання сили до F_T спричиняє появу пластичних деформацій. Це проявляється на горизонтальній ділянці AB діаграми, в межах якої деформація істотно збільшується без помітного зростання сили розтягу. За числовим значенням сили F_T , що відповідає горизонтальній ділянці діаграми, розраховують *фізичну границю текучості*

призводить до утворення шийки і початку руйнування зразка. Точка D діаграми відповідає руйнуванню зразка.

Границею міцності матеріалу на розтяг σ_m називається відношення найбільшої сили F_{max} , яку витримує зразок перед руйнуванням, до початкової площі його поперечного перерізу S_0 . У зв'язку зі зменшенням діаметра в зоні шийки сила P поступово зменшується, починаючи з точки C:

$$\sigma_m = \frac{F_{max}}{S_0} = \frac{4F_{max}}{\pi d_0^2} .$$

Пластичністю називається здатність металу пластично деформуватися. Вона характеризується відносним видовженням і відносним звуженням.

Відносне видовження після розриву δ - це відношення залишкового видовження зразка після руйнування $\Delta l_{зал} = l_k - l_0$ до його початкової розрахункової довжини l_0 , виражене у відсотках:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\% ,$$

де l_k , — кінцева розрахункова довжина зразка, виміряна після руйнування.

Відносним звуженням зразка після розриву ψ називають відношення зменшення площі поперечного перерізу $\Delta S = S_0 - S_k$ зразка після руйнування до початкової площі поперечного перерізу зразка S_0 , виражене у відсотках:

$$\psi = \frac{S_0 - S_k}{S_0} \cdot 100\% ,$$

де S_k - кінцева розрахункова площа поперечного перерізу зразка, виміряна після руйнування.

Відносне звуження точніше відображає пластичні властивості металу, ніж відносне видовження.

Твердість - це здатність металу чинити опір проникненню в нього іншого твердішого тіла, яке пластично не деформується.

Визначення твердості за Брінеллем. Суть методу зводиться до втискання у випробовуваний матеріал сталеві загартовані кульки діаметром D , на яку діє сила F протягом певного часу, достатнього для

закінчення в металі пластичних деформацій. Кулька проникає у метал на деяку глибину, залишаючи на поверхні відбиток. Визначення твердості за Брінеллем передбачає вимірювання діаметра отриманого відбитка (d) та обчислення за наступною формулою:

$$HB = \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Вимірювання твердості на твердомірі Роквелла є точнішим, ніж на твердомірі Бринеля, коли вдавлення індентора і вимірювання виконуються з одного встановлення зразка (деталі). Відбитки, що залишаються на поверхні, незначні і, як правило, не псують поверхні виробу.

Ударною в'язкістю КС називається відношення роботи удару A , яка витрачається на руйнування стандартного зразка, до початкової площі його поперечного перерізу S_0 у місці руйнування:

$$КС = A/S_0, \text{ МДж/м}^2.$$

Суть методу визначення ударної в'язкості зводиться до руйнування одним ударом надрізаного зразка 2 (рис. 27) призматичної форми, що вільно лежить на двох опорах 1 маятникового копра.

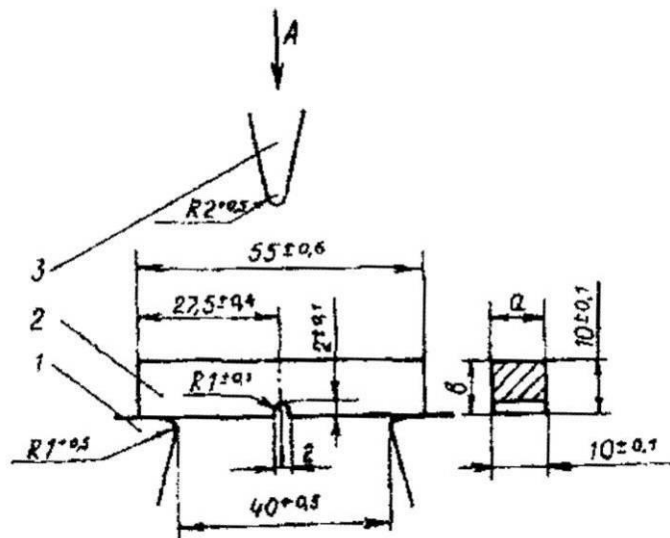


Рис. 27. Конструкція зразка з U-подібним надрізом та схема випробовування на ударну в'язкість: 1 - опора зразка; 2 - зразок; 3 - ніж маятника копра; А - напрям удару

Зазначимо, що U-подібний надріз вибирають для матеріалів конструкцій підвищеної надійності, а V-подібний з тріщиною - для матеріалів особливо відповідальних конструкцій. Руйнівний удар

Посередині довжини зразка на одній його грані зроблено U-подібний надріз з радіусом заокруглення $R = 1$ мм. Глибина надрізу становить 2 мм. Крім названого зразку використовують також зразки з V-подібним надрізом, а також з V-подібним надрізом, що закінчується тріщиною втомлюваності. Надрізи є концентраторами напружень в зоні руйнування зразків.

наносять у напрямку стрілки А ножем маятника З по протилежній від надрізу грані зразка.

До *фізичних властивостей* належать густина, плавкість, теплове розширення, тепло- і електропровідність, магнітність тощо.

Хімічні властивості характеризують здатність металів чинити опір окисленню, розчинятися в хімічно – активних середовищах (кислотах, лугах) і вступати у взаємодію з іншими елементами.

Технологічні властивості характеризують можливість проводити ті чи інші технологічні операції з певним металом або застосовувати метал в тих чи інших умовах. До технологічних властивостей належать: прогартовуваність, рідкотекучість, ковкість, зварюваність, оброблюваність різанням.

Дефекти кристалічної ґратки (дислокації, вакансії та ін.) суттєво впливають на властивості металів і сплавів (рис. 28).

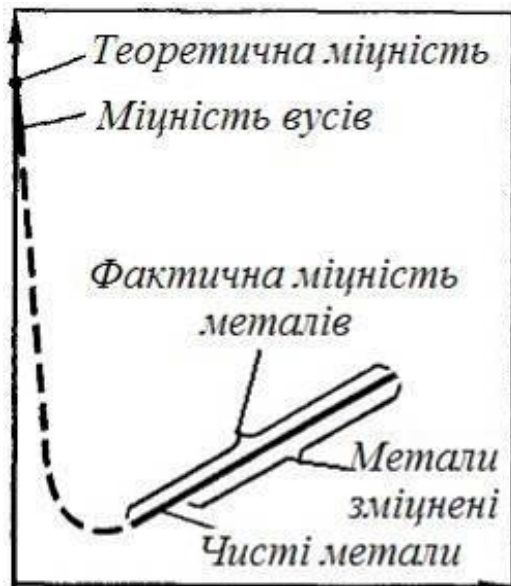


Рис. 28. Вплив дефектів кристалічних ґраток на міцність кристала (крива Одінга)

Ліва гілка кривої відповідає створенню досконалих бездислокаційних ниткоподібних кристалів (так званих «вусів»), міцність яких близька до теоретичної.

Із зростанням внутрішніх напружень зростає кількість джерел дислокацій у металі, і їх густина збільшується. З підвищенням густини дислокацій їх рух стає все більш утрудненим, що вимагає збільшення прикладеного навантаження для продовження деформації. У результаті метал зміцнюється, що відповідає правій гілці кривої (рис. 28).

Зміцненню сприяють й інші дефекти кристалічної будови, які також гальмують рух дислокацій. До них належать атоми розчинених в металі домішок і легуючих елементів, частинки виділень другої фази, границі зерен або блоків тощо. На практиці кількість і перешкода руху дислокацій, тобто зміцнення, створюється введенням інших елементів (легуванням), деформуванням, термічною або термомеханічною обробкою. Зниження температури також перешкоджає вільному переміщенню дислокацій.

Із спостережень за розташуванням атомів у різних площинах кристалічної ґратки видно, що насиченість цих площин атомами

неоднакова. Це зумовлює різний рівень фізико-механічних властивостей окремих кристалів (монокристалів) у різних площинах і напрямках кристалічної ґратки — так звану *анізотропію*.

Анізотропія виявляється в неоднаковості характеристик властивостей. Наприклад, міцність зразків, вирізаних у різних напрямках з монокристала, може відрізнятись у кілька разів.

Реальні технічні метали є полікристалами, тобто складаються зі значної кількості по-різному орієнтованих у просторі анізотропних кристалів (зерен). Тому властивості таких полікристалів у всіх напрямках усереднюються і практично не відрізняються. Проте такі технологічні операції, як кування, прокатування, штампування, можуть створювати певну переважаючу орієнтацію зерен і призвести до анізотропії полікристалічного металу.

Так, міцність зразків, вирізаних з листа вздовж і впоперек напрямку прокатування, різна, температурний коефіцієнт лінійного розширення листа з цинку, залежно від напрямку прокатування, може відрізнятись в 1,5-2 рази.

Ізотропія - це явище протилежне анізотропії, яке позначає однаковість фізичних властивостей речовин (теплопровідність, електропровідність, пружність та ін.) в усіх напрямках. Ізотропія характерна для аморфних тіл (скло, ртуть та ін.).

Глава 2. ТЕОРІЯ СПЛАВІВ

2.1. Основні поняття

Сплав - це речовина, яку одержують поєднанням (сплавленням, спіканням, електролізом та інше) двох або більше елементів.

Система - це сукупність металів або металевих сплавів, обраних для спостереження впливу на них певних факторів (температури, тиску, концентрації). Систему називають рівноважною, якщо перетворення в ній при нагріванні та охолодженні відбуваються зворотно, а рівноважні умови досягаються за незначних ступенів перегрівання чи переохолодження.

Компонент - незалежна складова частина системи (сплаву). Компонентами можуть бути чисті метали (елементи) або хімічні сполуки, які утворюють сплав. Отже, чисті метали - це однокомпонентні системи, сплави з двох елементів - двокомпонентні системи і т. д.

Фаза - це хімічно однорідна частина системи, відокремлена від інших частин (фаз) поверхнею розділу. У сплавах фазами можуть бути чисті метали, рідкі або тверді розчини, хімічні сполуки. Фази

відрізняються одна від одної за агрегатним станом, хімічним складом, типом кристалічної ґратки.

Структура і властивості сплавів значною мірою відрізняються від структури і властивостей елементів, що їх утворюють. Сплав, отриманий переважно з металів, який має металеві властивості, називають *металевим сплавом*. Порівняно з чистими металами сплави мають кращий комплекс механічних, фізичних і технологічних властивостей.

У розплаві всі компоненти сплаву знаходяться в атомарному стані, утворюючи рідкий однорідний розчин із статистично однаковим хімічним складом. Під час кристалізації атоми компонентів розташовуються у певному порядку, утворюючи кристалічну речовину — сплав. Можливо утворення *механічної суміші* компонентів, *хімічних сполук і твердих розчинів*.

У разі формування *механічної суміші* компонентів сплаву атоми кожного з компонентів утворюють власні кристалічні ґратки, тобто кожний елемент кристалізується самостійно. Механічну суміш, яку утворюють два компоненти, що нездатні взаєморозчинюватись або утворювати хімічну сполуку при кристалізації з рідкого стану, називають *евтектикою*. Структура сплавів такого типу (Sn - Zn, Sb - Pb) неоднорідна (гетерогенна). Властивості таких сплавів будуть усередненими, виходячи з рівня властивостей компонентів та їхнього кількісного вмісту у сплаві.

Утворення хімічної сполуки при кристалізації зумовлено здатністю різнорідних атомів (які значною мірою відрізняються за будовою і властивостями) об'єднуватись у певній пропорції, утворюючи новий тип кристалічної ґратки, що відрізняється від ґраток компонентів сплаву. При цьому утворюється речовина з новими властивостями, для якої характерно: чітке співвідношення кількості атомів елементів, що її утворюють A_nB_m (наприклад, Fe_3C , Fe_2O_3); наявність власного типу кристалічної ґратки; певна (постійна) температура плавлення; суттєва відмінність у властивостях порівняно з вихідними елементами; стрибкоподібна зміна властивостей при зміні хімічного складу (сингулярність).

При утворенні *твердого розчину* один з елементів зберігає власну кристалічну ґратку (розчинник), а інший у вигляді окремих атомів розподіляється у його кристалічній ґратці. Залежно від характеру їх розміщення в ґратці розчинника розрізняють тверді розчини заміщення й тверді розчини втілення (рис. 29).

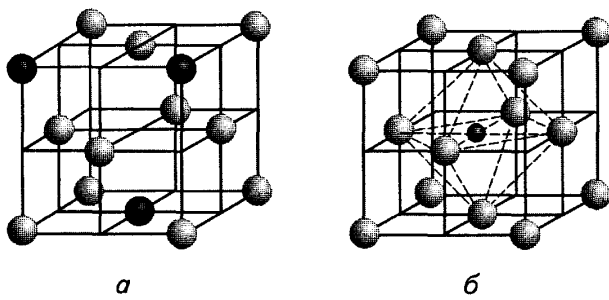


Рис. 29. Схема розташування атомів у твердих розчинах заміщення (а) та втілення (б). о - атоми розчинника; • - атоми розчинюваного елемента

кількісних співвідношеннях, то утворюється безперервна низка твердих розчинів. Таку необмежену розчинність (здатність утворювати тверді розчини при будь-яких пропорціях компонентів) мають лише метали з кристалічною ґраткою одного типу за умови, що параметри їх кристалічних ґраток відрізняються не більше як на 8-15 процентів.

Необмежену розчинність мають Cu і Ni; Fe і Ni; Fe і Cr; Fe і Co; Co і Ni; As і Sb; Au і Ag; Au і Cu; Bi і Sb.

Елементи з кристалічними ґратками різного типу, якщо їх атоми близькі за розмірами, можуть розчинюватись один в одному обмежено. Чим більша різниця в розмірах атомів компонентів, тим менше вони розчинюються у твердому стані.

Обмежена розчинність компонентів характерна також при утворенні ними *твердих розчинів втілення*, тобто таких, коли атоми розчинених компонентів розташовуються (втілюються) у міжвузельних об'ємах метала-розчинника. При цьому атоми розмішуються не в будь-якому міжвузлі, а лише в тих, де для них достатньо вільного об'єму. Ці порожнини малі за розміром, у них можуть розміститись елементи, атоми яких мають відповідні невеликі розміри (водень, азот, вуглець, бор). Вміст їх у твердому розчині втілення не перевищує 1-2 %. Тобто такі сплави є твердими розчинами з обмеженою розчинністю компонентів.

Утворення твердих розчинів (заміщення, втілення) супроводжується зміною параметрів кристалічної ґратки метала-розчинника залежно від співвідношення розмірів атомів компонентів і відповідним зміцненням сплаву. Зміцнення пропорційне відносній зміні параметра ґратки, причому зменшення параметра призводить до більш суттєвого зміцнення, ніж його збільшення.

Утворення відповідного виду твердого розчину пов'язане з типом кристалічної ґратки та співвідношенням атомних радіусів компонентів.

При утворенні *твердих розчинів заміщення* атоми компонента, що розчиняється, заміщують частину атомів розчинника у вузлах його кристалічної ґратки. Коли компоненти заміщують один одного у ґратках у будь-яких

2.2. Діаграми стану сплавів

Діаграми стану сплавів це геометричне місце критичних точок (температур) нанесених на графіку в координатах температура - вміст компонентів. Критичними точками (температурами) називають температури при яких відбувається зміна або руйнування кристалічних ґраток. Наприклад, температури фазових перетворень, плавлення та кристалізації.

Діаграми графічно показують залежність стану сплавів від концентрації та температури і дозволяють визначити температури фазових перетворень в залежності від хімічного складу сплавів.

Для побудови діаграм стану необхідно знати критичні температури сплаву. Визначають їх на основі аналізу процесів охолодження або нагрівання сплаву, які графічно зображають у координатах "температура - час".

Закономірності фазових перетворень залежать від структури сплавів (рис. 30). Наприклад, при охолодженні аморфного тіла його температура безперервно знижується. Це означає, що при переході аморфного тіла з рідкого стану в твердий температура плавлення не фіксується (рис. 30, крива *a*).

Кристалічні речовини (метали, сплави) мають певну фіксовану температуру плавлення (при нагріванні) та кристалізації (при охолодженні). Кристалізація чистих металів (рис. 30, *б*) відбувається за

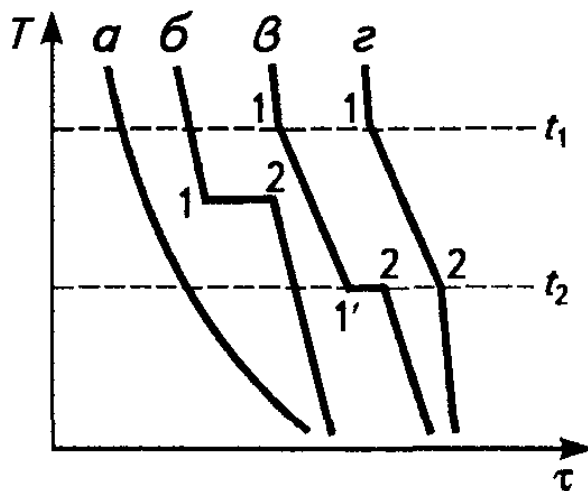


Рис. 30. Графіки охолодження при твердінні аморфного тіла (*a*), чистого металу (*б*), сплаву з евтектикою (*в*), сплаву з утворенням твердого розчину (*г*): t_1 і t_2 - температури початку і кінця кристалізації сплавів

постійної температури, а сплавів (рис. 30, *в*, *г*) - в інтервалі температур. Початок і кінець цього інтервалу температур визначають точки перегину на графіку охолодження, які характеризують зміну швидкості охолодження розплаву (початок і кінець перетворення) і відповідають критичним температурам (точкам) металу або сплаву. Виділення внутрішньої теплоти кристалізації призводить до зменшення швидкості охолодження сплаву при утворенні твердого розчину (рис. 30, *г*) або тимчасової зупинки спаду

температури при утворенні механічної суміші або хімічної сполуки (рис. 30, в).

Температуру початку кристалізації сплаву називають температурою (точкою) *ліквідус* (від лат. liquidus - рідкий), а закінчення кристалізації - *солідус* (від лат. solidus - твердий).

Побудова діаграм стану сплавів базується на експериментальному одержанні серії графіків охолодження або нагріву з різним співвідношенням компонентів системи та визначення за ними критичних температур фазових перетворень. Приклад побудови діаграми стану системи, яка складається з компонентів А і В наведено на рис. 31. На осі абсцис відкладають концентрацію (вміст) компонентів досліджуваних сплавів, а на осі ординат температуру. Крайня точка ліворуч по осі концентрації відповідає 100 % компонента А і 0 % В (початок осі абсцис), а крайня точка праворуч відповідає 100 % компонента В і 0% компонента А. У цих координатах будують графіки охолодження чистих компонентів та сплавів на їх основі. З'єднуючи всі точки початку кристалізації на кривих охолодження в одну лінію, а всі точки кінця кристалізації в іншу, одержують основні лінії (відповідно ліквідус і солідус) діаграми стану сплавів системи А -В. Вище лінії ліквідус сплави перебувають у рідкому стані, нижче лінії солідус - у твердому, а у межах між ними водночас існують рідка і тверда фази.

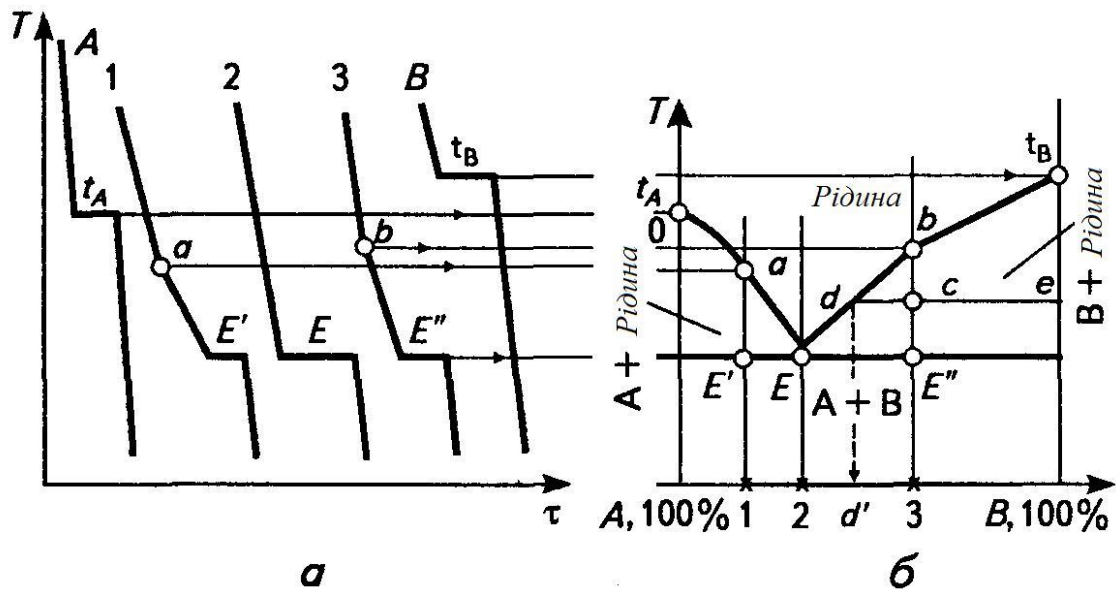


Рис. 31. Схема побудови діаграми стану двокомпонентної системи А - В з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому стані і нерозчинних у твердому: а - криві охолодження, одержані методом термічного аналізу;

б - діаграма фазової рівноваги компонентів А і В

Закономірності змін системи, залежно від внутрішніх і зовнішніх умов, підпорядковані *правилу фаз Гіббса*, яке визначає залежність між кількістю фаз, компонентів і кількістю ступенів свободи системи.

Ступінь свободи визначає кількість незалежних перемінних (температура, концентрація, тиск), які, не порушуючи рівноваги системи, можна змінювати у певних межах. Рівноважним називають такий стан сплаву, що не змінюється у часі та зберігається кількість співіснуючих фаз. Якщо за таких умов можна змінювати лише температуру (одна змінна), то кількість ступенів свободи дорівнює одиниці; якщо температура і склад фази будуть постійними, кількість ступенів свободи дорівнюватиме нулю. Кількість ступенів свободи позначають літерою C .

$$C = K - \Phi + B,$$

де C - кількість ступенів свободи; K - кількість компонентів; B - зовнішні змінні фактори (температура, тиск); Φ - кількість фаз.

Якщо прийняти тиск постійним, то для металевих систем $B = 1$, тобто із зовнішніх змінних факторів слід враховувати лише температуру:

$$C = K - \Phi + 1.$$

Для однокомпонентних систем $K = 1$, $\Phi = 1$, $C = 1+1-1=1$ тобто система має один ступінь свободи. Це означає, що метал можна охолоджувати або нагрівати, зберігаючи його однофазним (рідким або твердим) лише за певного інтервалу температур.

У момент плавлення або кристалізації в однокомпонентній системі існують вже дві фази - наприклад рідкий і твердий метал. Тоді $K = 1$, $\Phi = 2$, тобто $C = 1 + 1 - 2 = 0$. У цьому випадку система не має жодного ступеня свободи і рівновага можлива тільки при постійній температурі. Тверднення та плавлення чистих металів відбувається за постійної температури і на кривій охолодження (нагрівання) їм відповідають горизонтальні ділянки.

У двокомпонентних системах сплав кристалізується за інших умов, оскільки $K = 2$, $\Phi = 2$, тобто $C = 2+1-2=1$. Система має одну змінну - один ступінь свободи і рівновага між рідкою та твердою фазами при кристалізації зберігається в *інтервалі температур*. На кривій охолодження з'являються точки (температури) початку та кінця кристалізації сплаву.

Іншим важливим інструментом при аналізі діаграм стану є *правило відрізків*, яке дозволяє визначити склад фаз і їх кількісне співвідношення при різних температурах у двофазовій області діаграми. Для знаходження складу рівноважних фаз у будь-якій точці через неї проводять коноду - пряму, паралельну до осі складу, яка перетинається з лініями, що обмежують дану двофазову область; проекція точки перетину з лінією ліквідус на вісь складу покаже концентрацію компонентів у рідкому розчині, а проекція точки перетину з лінією солідус - концентрацію компонентів у твердому розчині.

Масова частка одної фази у вибраній точці дорівнює відношенню довжини відрізка-коноди. Наприклад, виберемо на лінії концентрації K_2 точку a (рис. 32, б). У названій точці в рівновазі перебувають дві фази - рідкий розчин P і твердий розчин α . Щоб визначити склад фаз при температурі точки a проведемо через цю точку горизонтальну лінію до перетину з лініями ліквідус в точці b і солідус в точці c . Спроекувавши на вісь складу ці точки, отримаємо точки b_1 і c_1 , які показують склад рідкого й твердого розчинів відповідно. Аналогічно при температурі початку кристалізації склад рідкого розчину визначається точкою l_1 , а при температурі кінця кристалізації - точкою d_1 . Відповідно склад твердого розчину при температурі початку кристалізації показує точка f_1 і при температурі кінця кристалізації - точка 2_1 .

Таким чином, склад рідкого розчину в процесі кристалізації змінюється по лінії ліквідус на відріжку ld , а склад твердого розчину - по лінії солідус на відріжку f_2 . Якщо кристалізація відбувається у рівноважних умовах, то вирівнюється хімічний склад твердого розчину завдяки дифузії, в результаті чого при температурі точки 2 весь твердий розчин матиме склад цієї точки.

Масова частка Q рідкого розчину L для точки a становить:

$$Q_p = ac \cdot 100\% / bc,$$

і масова частка Q_t твердого розчину α -

$$Q_t = ba \cdot 100\% / bc.$$

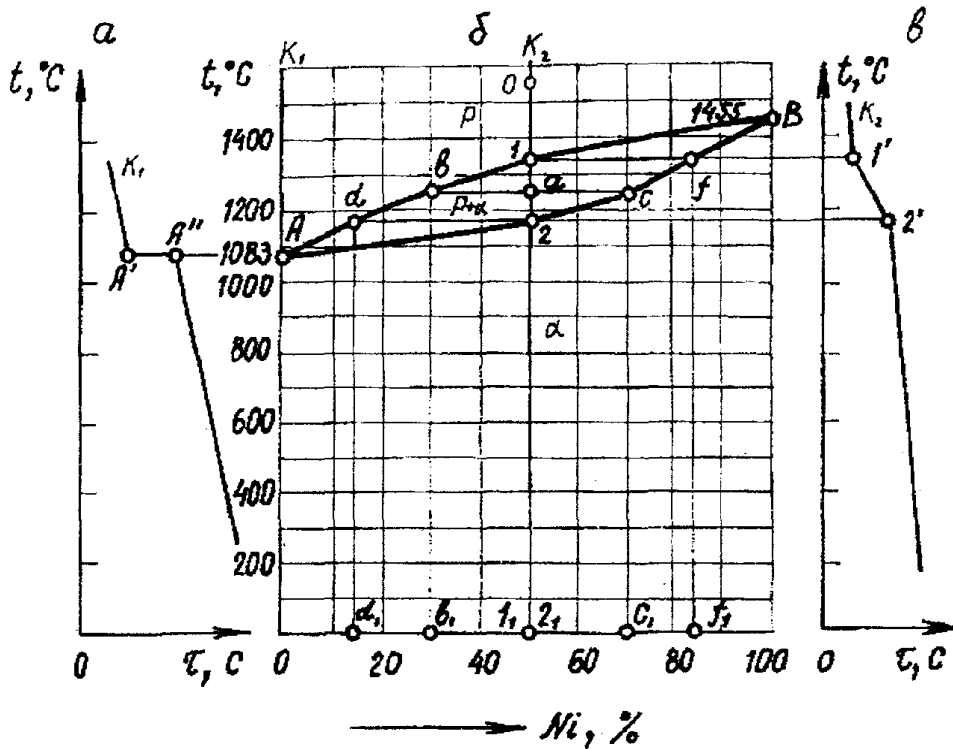


Рис. 32. Діаграма стану сплавів системи Cu - Ni (б) і криві охолодження міді (а) та сплаву складу K_2 (в): t - температура; τ - час.

В залежності від компонентів, з яких складається система, існують чотири типу діаграм стану сплавів.

Діаграма стану сплавів I роду - це діаграма стану сплавів, компоненти яких необмежено розчинні в рідкому стані та практично нерозчинні у твердому (з евтектикою чистих компонентів) (рис. 33). До таких сплавів належать системи Pb - Sb, Sn - Zn та інші. У твердому стані вони утворюють механічну суміш кристалів компонентів (*евтектику*). Сплави хімічного складу, при якому кристалізується лише евтектика, називають *евтектичними*. Сплави, що за складом розташовані на діаграмі ліворуч від евтектичного, називають *доевтектичними*, а праворуч — *заевтектичними*.

Якщо два компоненти у твердому стані не розчинні один в одному (утворюють механічну суміш), добавка одного компонента до іншого знижує температуру початку тверднення (лінія ліквідус на діаграмі). Температура ж закінчення твердіння (лінія солідус) не залежить від складу сплаву даної системи і однакова для всіх сплавів, утворених парою компонентів.

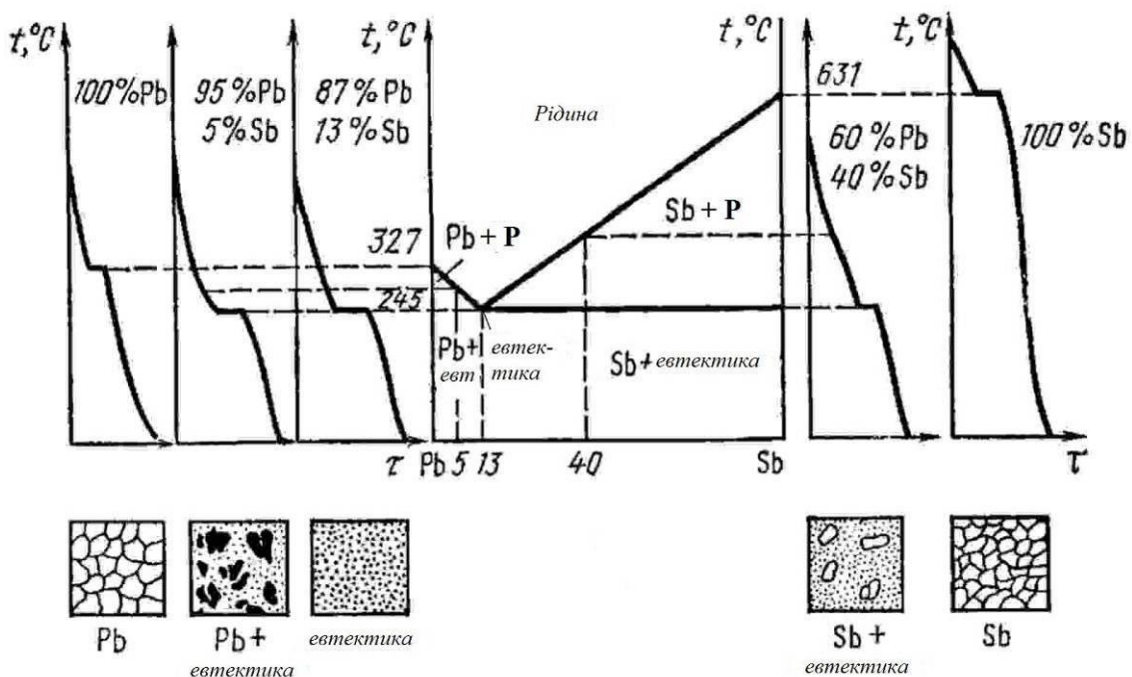


Рис. 33. Діаграма стану сплавів I роду (Pb-Sb), компоненти яких необмежено розчинні в рідкому стані та практично не розчинні у твердому

При температурах ліквідус при вмісті $Sb \leq 13\%$ утворюються кристали Pb, а при вмісті $Sb \geq 13\%$ - кристали Sb. Нижче температур ліквідус рідина пересичена відповідно компонентами Pb і Sb. При цьому їх вміст у рідині знижується. При охолодженні сплавів Pb - Sb до $245\text{ }^\circ\text{C}$ утворюється механічна суміш Pb і Sb (евтектика). Евтектичне перетворення відбуватиметься для кожного із сплавів даної системи. Структура після затвердіння буде складатися для доевтектичного сплаву з Pb + евтектика (Pb + Sb), для евтектичного - евтектика (Pb + Sb), для заевтектичного сплаву - Sb + евтектика (Pb + Sb).

Діаграма стану сплавів II роду - це діаграма стану сплавів, які утворюють у твердому стані кристалічні тверді розчини з необмеженою взаємною розчинністю компонентів. У процесі охолодження таких сплавів з розплаву випадають кристали твердого розчину з різним співвідношенням компонентів. До таких сплавів належать система Cu - Ni та інші.

Зміна кривих охолодження та структури сплавів діаграми стану II роду показані на рис. 34. Верхня крива А - a^1 - В - ліквідус, нижня А - b^1 - В - солідус.

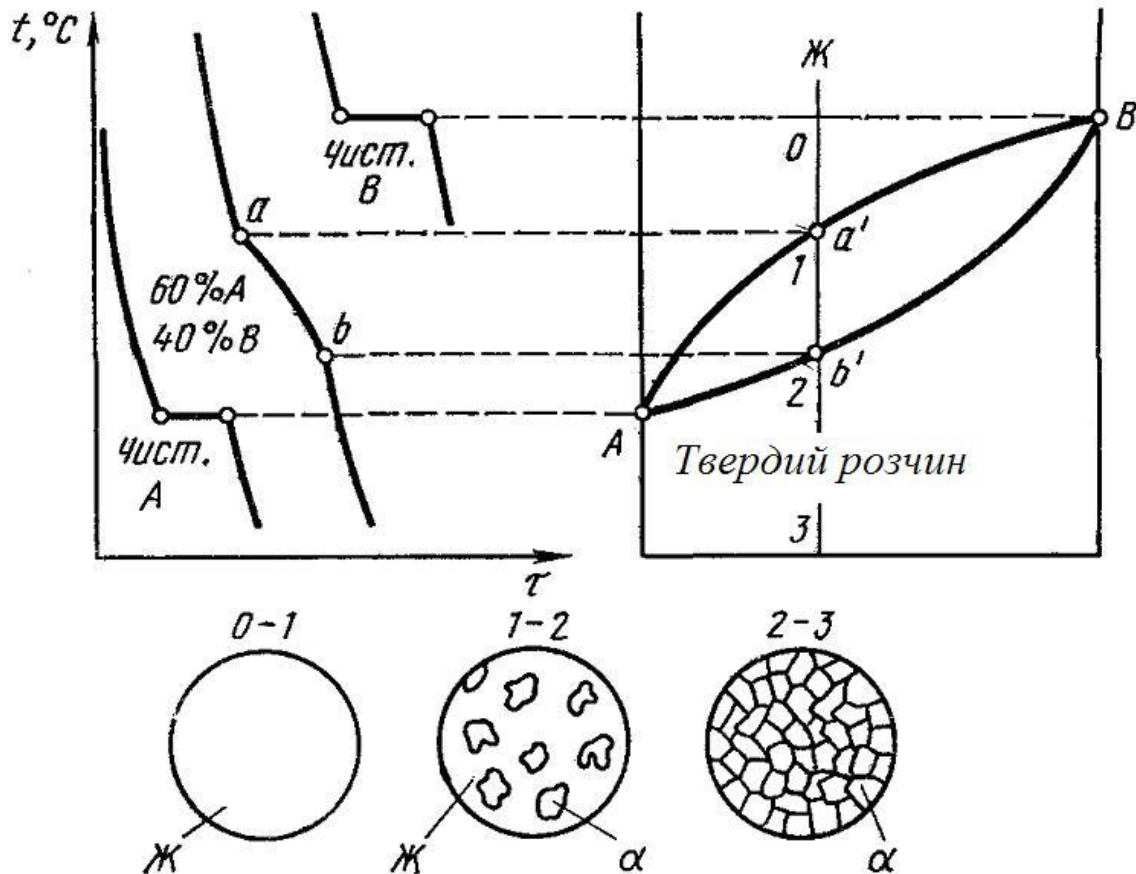


Рис. 34. Зміна кривих охолодження сплавів різного складу та структури залежно від стану сплавів

Діаграма стану сплавів III роду це діаграма сплавів, компоненти яких утворюють тверді розчини з обмеженою розчинністю (з евтектикою твердих розчинів). Така діаграма характерна для системи сплавів Cu - Ag та інших. На рис. 35 показані крива АЕВ - ліквідус, крива АДЕСВ - солідус. Кристали твердого розчину втілення атомів компонента В у кристалічній ґратці компонента А (α -твердий розчин) випадають при температурах відповідно лінії AD. При температурах і концентраціях компонентів, що відповідають лінії СВ, кристалізуються тверді розчини втілення атомів компонента А у кристалічній ґратці компонента В (β -твердий розчин). Сплав, склад якого відповідає точці Е на діаграмі, кристалізується з утворенням евтектики ($\alpha + \beta$). Сплави між точками D і С після кристалізації з розплаву складаються з кристалів α -твердого розчину і евтектики ($\alpha + \beta$), а між точками С і Е - з кристалів β -твердого розчину і евтектики ($\alpha + \beta$). Сплави з вмістом компонента В, меншим ніж у точці D, закінчують кристалізацію по лінії AD і складаються з кристалів α . При зниженні температури (лінії DF) ці

кристали стають пересиченими щодо компонента В, тому з твердого α -розчину утворюються кристали $\beta_{вт}$ -твердого розчину. Таку кристалізацію з твердого розчину називають *вторинною*, а з рідкого розчину - *первинною*. У сплавах з вмістом компонента В, більшим ніж у точці Е, при температурах нижчих лінії ЕС, з кристалів твердого β -розчину утворюються кристали $\alpha_{вт}$.

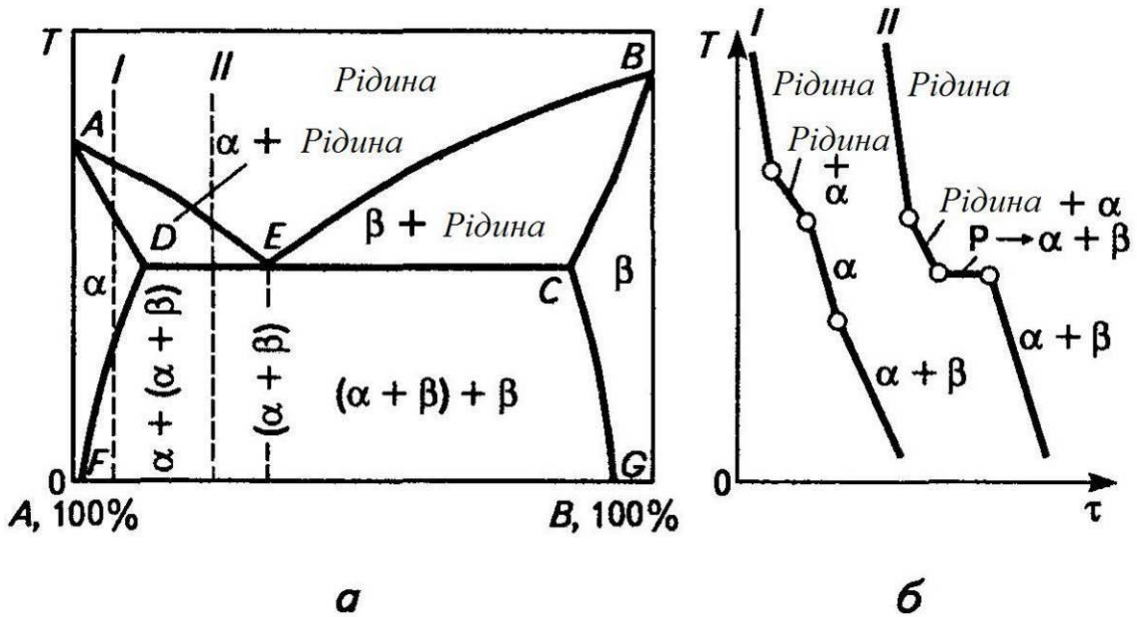


Рис. 35. Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані (а) та криві охолодження (б)

Діаграма стану сплавів IV роду - це діаграма стану сплавів з утворенням хімічної сполуки. Такий тип діаграми (рис. 36) характерний, наприклад, для сплавів системи Mg-Ca. Хімічну сполуку A_nB_m (Mg_4Ca_3) можна розглядати як третій компонент, що поділяє діаграму стану системи А - В (Mg-Ca) на дві діаграми першого типу: системи А - A_nB_m (Mg - Mg_4Ca_3) та A_nB_m - В (Mg_4Ca_3 - Ca).

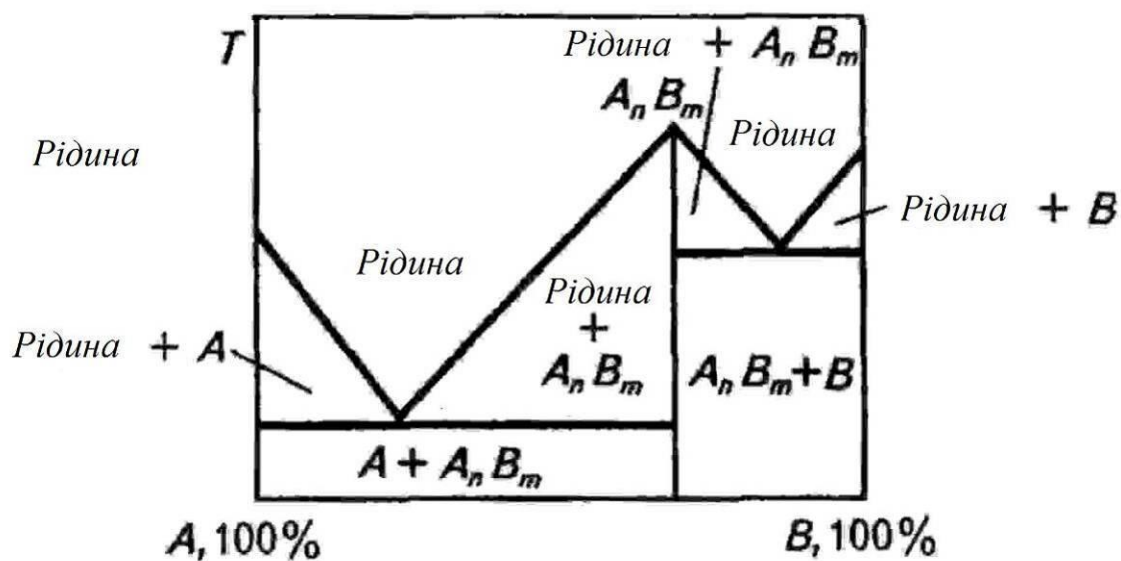


Рис. 36. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічну сполуку

2.3. Зв'язок між типом діаграми стану і властивостями сплавів

Визначення зв'язку властивостей сплавів з типом діаграми стану є важливою передумовою для створення нових сплавів і прогнозування їх властивостей. Такий зв'язок вперше досліджено М. С. Курнаковим, який показав зміни властивостей залежно від типу діаграми стану двокомпонентних систем (рис. 37).

Властивості сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому стані, що утворюють механічні суміші у твердому, змінюються за прямолінійним законом (рис. 37, а). Тому створити сплав у цій системі, механічні і електричні властивості якого б перевищували властивості вихідних компонентів, неможливо.

У разі утворення компонентами необмежених твердих розчинів властивості сплавів змінюються нерівномірно за криволінійним законом (рис. 37, б) і можуть значно відрізнятись від властивостей вихідних компонентів.

У сплавах з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані властивості змінюються відповідно до належності сплаву до певної частини діаграми стану (рис. 37, в).

Утворення в системі хімічних сполук (рис. 37, г) супроводжується стрибкоподібною зміною властивостей сплавів. Точка перелому на діаграмі стану відповідає утворенню хімічної сполуки.

Видно, що між станом сплавів та їх властивостями існує певний зв'язок. Проте описані залежності зміни властивостей від типу діаграми стану - це лише наближена схема, що не завжди

підтверджується експериментом. У ній не враховується форма та розмір кристалів, їх взаєморозташування, температура та інші фактори, що значною мірою впливають на властивості сплавів будь-якої системи.

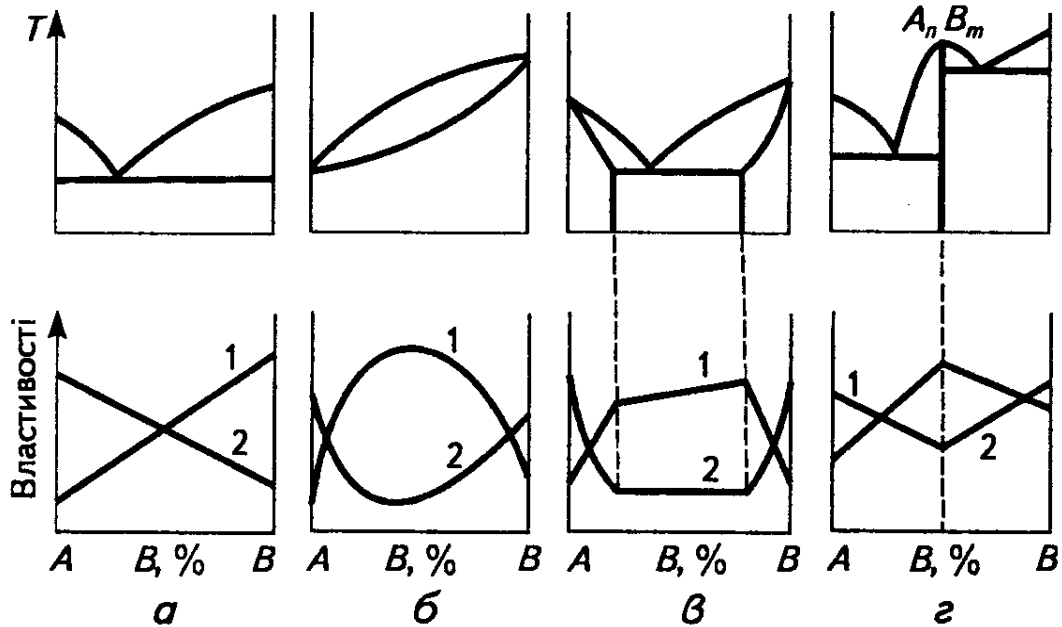


Рис. 37. Діаграми стану та властивостей сплавів (за М. С. Курнаковим):
 1 - твердість; 2 – електропровідність: а – діаграма I роду; б - діаграма II роду;
 в - діаграма III роду; г - діаграма IV роду.

2.4. Діаграма стану сплавів заліза з вуглецем

Залежно від вмісту вуглецю залізобуглецеві сплави поділяють на сталі (до 2.14 % С) і чавуни (більше 2.14 %). Діаграма стану системи Fe - С графічно зображує фазовий стан залізобуглецевих сплавів залежно від вмісту вуглецю та температури за умови дуже повільного їх охолодження або нагрівання. Основою для побудови такої діаграми (рис. 38) є дослідження Д. К. Чернова, пов'язані з відкриттям критичних температур (точок), що залежать від вмісту вуглецю у сплаві, а також уявлень щодо закономірності зміни при певних температурах структурного стану і властивостей залізобуглецевих сплавів.

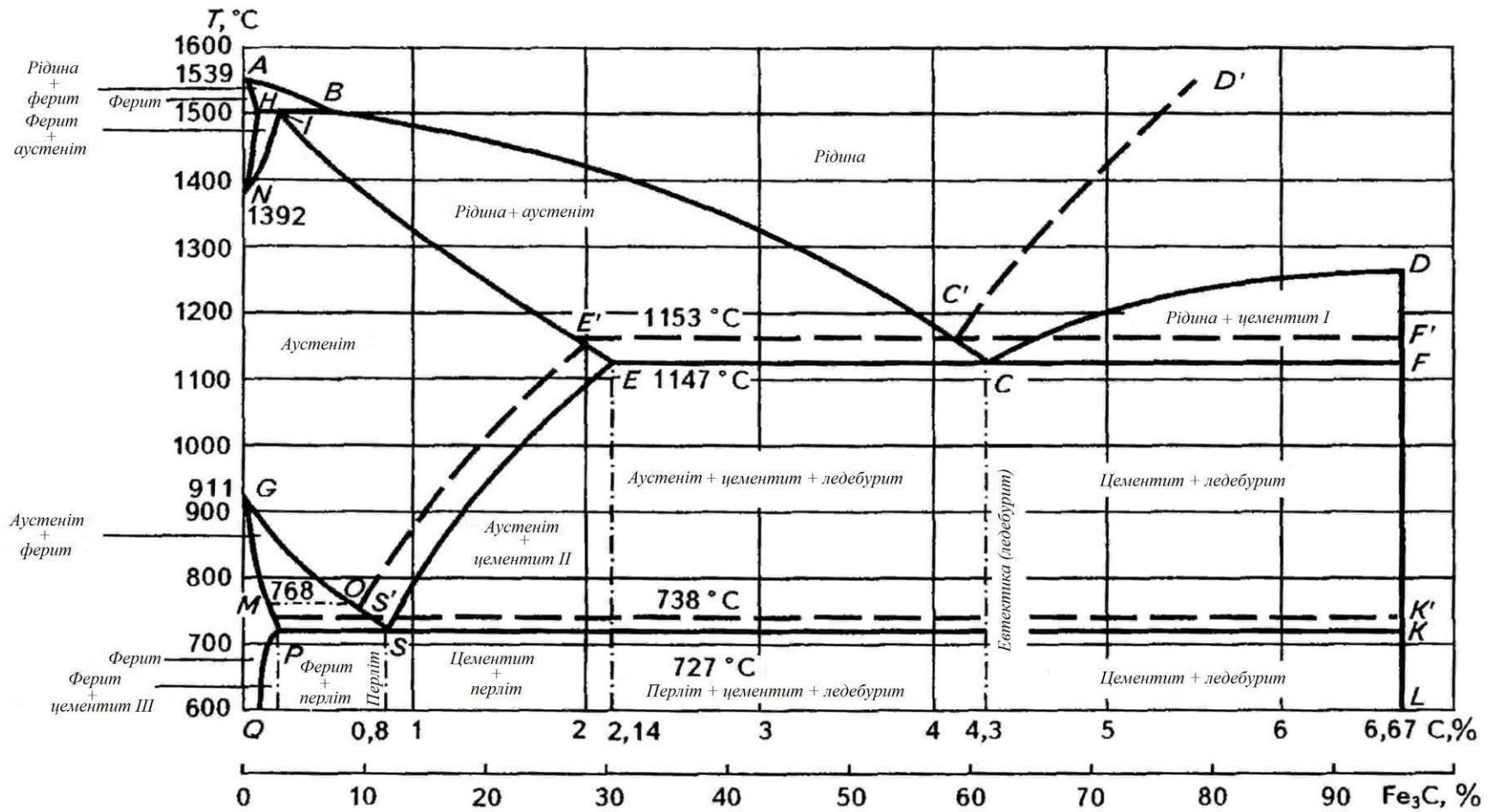


Рис. 38. Діаграма фазової рівноваги залізовуглецевих сплавів:
суцільні лінії - цементитна (метастабільна) система; штрихові лінії - графітна (стабільна) система

По осі абсцис на діаграмі показано концентрацію вуглецю в масових частках (мас. %), а по осі ординат - температуру в градусах Цельсія (T , °C). Якщо розглядати Fe_3C як компонент, то для переводу концентрації вуглецю в концентрацію цементиту вміст вуглецю слід помножити на 15.

При охолодженні залізовуглецевих сплавів вуглець може не тільки хімічно взаємодіяти із залізом, утворюючи Fe_3C , але й виділятися у вільному стані у вигляді графіту. Тому розрізняють дві діаграми стану: залізо - цементит ($Fe - Fe_3C$) і залізо - графіт ($Fe - C$).

На діаграмі перша зображена суцільними лініями, друга - штриховими. Оскільки цементит за певних умов розпадається з утворенням вільного вуглецю (графіту), то діаграму в системі $Fe - Fe_3C$ називають нестабільною (метастабільною), а у системі $Fe - C$ - стабільною.

Всі лінії стабільної системи $Fe - C$ розташовані на діаграмі вище ліній метастабільної $Fe - Fe_3C$. Основними фазами залізовуглецевих сплавів є рідкі та тверді розчини вуглецю у залізі, цементит та графіт. У розплаві заліза при температурі 1147 °C розчиняється до 4,3 % вуглецю. У твердих розчинах заліза (ферит, аустеніт) розчинність вуглецю значно менша.

Твердий розчин вуглецю в об'ємноцентрованої кубічної ґратки (ОЦК) α - заліза називають *феритом* (Φ). Високотемпературний δ - ферит містить максимальну кількість вуглецю - 0,1 %. У низькотемпературному α - фериті максимальна розчинність вуглецю становить 0,025 % при 727 °C, а при зниженні температури зменшується практично до 0,006 %. Ферит м'який (80-100 НВ), пластичний, нижче 768 °C магнітний.

Твердий розчин втілення вуглецю в гранецентрованої кубічної ґратки (ГЦК) γ - заліза називають *аустенітом* (А). Розчинність вуглецю в γ -залізі при зростанні температури підвищується і досягає максимуму (2,14 % C) при 1147 °C. Аустеніт пластичний, немагнітний, твердість його \approx 170 НВ.

Хімічна сполука, яка утворюється в залізовуглецевих сплавах, карбід заліза Fe_3C , має назву *цементит* (Ц). Це найбільш тверда (780 НВ) і крихка фаза в системі залізо - вуглець, нижче 217 °C магнітна. Цементит містить 6,68 % C, має складну орторомбічну кристалічну ґратку з дванадцятьма атомами заліза і чотирма вуглецю, температура плавлення становить близько 1252 °C. У сплавах з вмістом вуглецю більше 4,3 % може випадати одразу при охолодженні розплаву *первинний цементит*. *Вторинний* виділяється з аустеніту вздовж лінії ES діаграми, *третинний* - з фериту вздовж лінії PQ.

Евтектоїдна (механічна) суміш фериту та цементиту, яка утворюється при $727\text{ }^{\circ}\text{C}$ і вмісті вуглецю $0,8\%$, має назву *перліт* (П). Залежно від будови перліту змінюються і його властивості. Так, пластинчастий перліт більш твердий, крихкий та міцніший за зернистий ($160\text{-}230\text{ HB}$; $\sigma_{\text{в}} = 600\text{ - }800\text{ МПа}$; $\delta = 15\text{ - }20\%$).

Евтектичну суміш аустеніту і цементиту (вище $727\text{ }^{\circ}\text{C}$) або перліту і цементиту (нижче $727\text{ }^{\circ}\text{C}$) називають *ледебуритом* (Л). Він утворюється при вмісті вуглецю $4,3\%$ за температури $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$, твердий (800 HB) і крихкий. Це - структурна складова білих чавунів.

Евтектичне та евтектоїдне перетворення у стабільної системи Fe - C відбуваються за більш високих температур (відповідно 1153 і $738\text{ }^{\circ}\text{C}$). Точки **C**, **E**, **S** зміщуються ліворуч ($C' = 4,26\%$; $E' = 2,11\%$; $S' = 0,70\%$).

Лінія E' , C' , F' відповідає температурі утворення графітної евтектики (аустеніт + графіт), лінія P' , S' , K' - утворенню евтектоїда (ферит + графіт), по лінії E' , S' виділяється вторинний графіт.

Лінії діаграми стану системи Fe - Fe_3C (рис. 38) показують, за яких температур у залізобуглецевих сплавах відбуваються перетворення. Лінія ABCD показує початок кристалізації розплавів з різним вмістом вуглецю. Лінія ANIECF - закінчення кристалізації. Лінія GOS - верхню границю області рівноваги α - та γ -фаз. При охолодженні по цій лінії починається виділення α -фази (при нагріванні - γ -фази). SE - лінія початку перетворення аустеніту з утворенням цементиту при охолодженні (критичні точки A_{cm}), при нагріванні сплаву критичні точки A_{cm} . PQ - лінія початку виділення цементиту (третинного) при охолодженні або розчинення третинного цементиту при нагріванні.

Однофазні області δ -фериту, α -фериту та аустеніту обмежені відповідно лініями ANH, GPQ і NIESG. Деякі лінії діаграми відображають такі температурні і концентраційні умови, за яких у рівновазі перебувають три фази. Так, лінія HIB при перитектичній температурі $1499\text{ }^{\circ}\text{C}$ характеризується наявністю трьох фаз: δ -фериту, аустеніту і рідини (розплаву). Сплави по лінії ECF, що відповідає евтектичній температурі $1147\text{ }^{\circ}\text{C}$, складаються з рідини, аустеніту і цементиту. Сплави на лінії PSK, яка відповідає евтектоїдній температурі $727\text{ }^{\circ}\text{C}$, складаються з аустеніту, фериту і цементиту. При температурах $768\text{ }^{\circ}\text{C}$ (лінія MO для сталі) і $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ (для чавуну) спостерігається магнітне перетворення відповідно фериту і цементиту.

Характерні точки на діаграмі відповідають певним температурам і концентраціям вуглецю (мас. %).

Точка **A** відповідає температурі плавлення (або кристалізації) чистого заліза ($1539\text{ }^{\circ}\text{C}$). Точка **B** вказує на вміст вуглецю ($0,5\%$) у

рідкій фазі при перитектичній температурі (1499 °С). Точка **Н** відповідає граничній кількості вуглецю (0,1 %) у δ -фазі при перитектичній температурі. Точка **І** вказує на вміст вуглецю (0,16 %) в аустеніті, який перебуває в рівновазі з δ -фазою і рідиною при перитектичній температурі. Точка **С** вказує на вміст вуглецю (4,3 %) у рідкій фазі в стані рівноваги з аустенітом при евтектичній температурі (1147 °С). Точка **Е** відповідає 2,14 % С в аустеніті, що перебуває в рівновазі з цементитом при евтектичній температурі. Точка **S** відповідає 0,8 % С в аустеніті, який перебуває в рівновазі з перлітом (ферит + цементит) при евтектоїдній температурі (727 °С). Точка **Р** відповідає 0,02 % С - граничній кількості вуглецю, розчиненого у фериті, що перебуває у рівновазі з аустенітом і цементитом при евтектоїдній температурі.

Структурні складові залізовуглецевих сплавів показані на рис. 39.

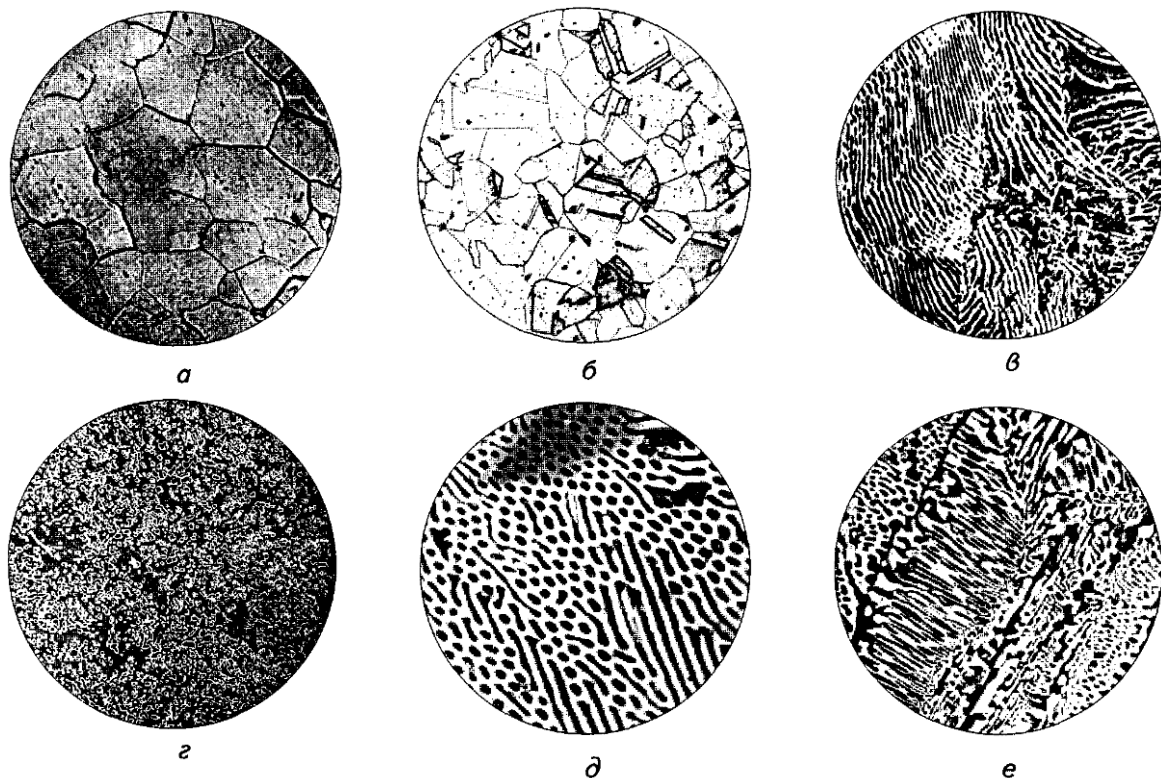


Рис. 39. Мікроструктури залізовуглецевих сплавів: *a* - ферит, $\times 200$; *б* - аустеніт, $\times 100$; *в* - перліт пластинчастий, $\times 200$; *г* - перліт зернистий, $\times 200$; *д*, *е* - ледебурит, $\times 350$

У промислових чавунах основною структурною складовою є графіт. Це одна з поліморфних модифікацій (різновидів) структурно - вільного вуглецю з гексагональною кристалічною ґраткою. Твердість і міцність графіту низькі. У сірих чавунах він має вигляд пластин різної

форми і розмірів, у ковкому - форму пластівців, у високоміцному - кулясту форму (рис. 40).

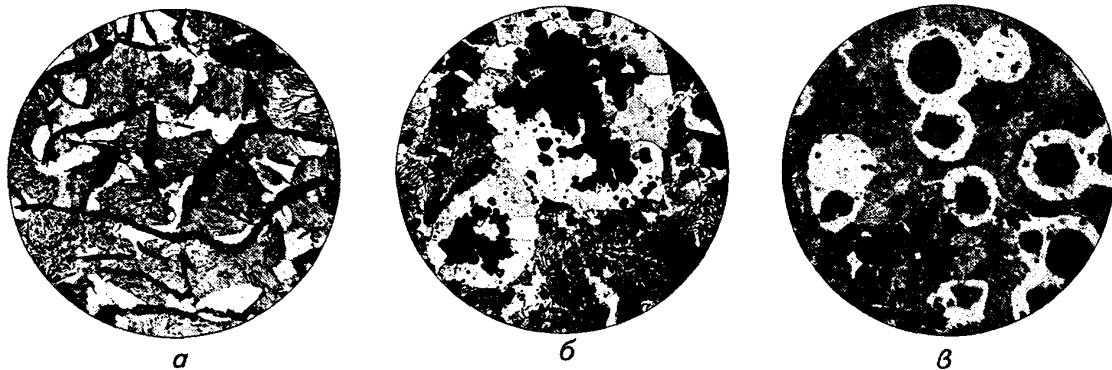


Рис. 40. Морфологічні форми графіту в сірому (а), ковкому (б) і високоміцному чавунах (в), x200

Глава 3. ВУГЛЕЦЕВІ СТАЛІ ТА ЧАВУНИ

3.1. Класифікація, маркування та використання вуглецевих сталей.

Сталю називається залізовуглецевий сплав, який містить вуглець від 0,025 до 2,14%, постійні технологічні ($Mn \leq 0,9\%$; $Si \leq 0,35\%$; S та P до 0,05%), приховані (N, O, H) та випадкові (Cu, Al, W, Ni) домішки.

Основним компонентом, який визначає будову та властивості вуглецевих сталей, є вуглець. Із збільшенням його вмісту в сталі утворюється більше твердої складової - цементиту, тому сталь стає міцнішою і твердішою, проте менш пластичною (рис. 41).

Марганець і кремній у названих кількостях є корисними домішками. Розчиняючись у фериті, вони зміцнюють його, підвищуючи міцність сталі.

Сірка та фосфор містяться в сталі, як наслідок доменного виробництва і є шкідливими домішками. *Сірка* розчиняється в залізі до 0,06% і утворює із залізом легкоплавку ($988^{\circ}C$) евтектику (Fe – FeS), яка надає сталі червоноламкості - підвищує її крихкість при температурах гарячої обробки. Оскільки сірка в сталі знаходиться у вигляді евтектики FeS на границях зерен, то при обробці тиском при температурі від 800 до $1100-1200^{\circ}C$ у цих місцях відбувається крихке руйнування сталі.

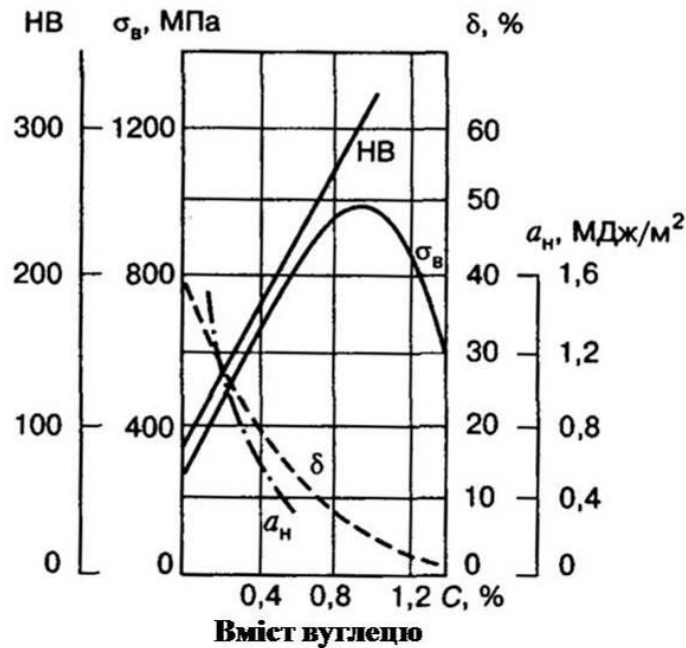


Рис. 41. Вплив вуглецю на механічні властивості сталі

Фосфор частково до 1,2% розчиняється у фериті, а інша частина утворює хімічну сполуку - фосфід заліза Fe_3P . Фосфор надає сталі холодоломкості, тобто підвищує її крихкість при нормальній і, особливо, при пониженій температурі. У зв'язку з цим вміст сірки та фосфору в сталі суворо обмежують. Вміст S та P є одним з показників якості сталі.

Залежно від способу виробництва вміст кисню, азоту та водню в сталі може бути в межах від 0,0001 до 0,1 % (табл. 2).

Таблиця 2. Вміст водню, азоту та кисню (%) у сталі при різних способах виробництва.

Газ	Спосіб виробництва сталі			
	електросталь	мартенівський основний	киснево - конверторний	бесемерівський
Водень	0,0002-0,0006	0,0002-0,0006	0,0001-0,0003	0,0004- 0,0007
Азот	0,008 - 0,010	0,004 - 0,006	0,001 - 0,003	0,010 - 0,014
Кисень	0,01-0,02	0,02-0,04	0,02-0,04	0,04-0,10

Кисень і азот знаходяться в сталі у вигляді оксидів і нітридів, які в більшості випадків знаходяться на границях зерен і надають крихкості сталі, тобто зменшують її пластичність. Водень не розчиняється у фериті і не утворює хімічних сполук. Але при

швидкому охолодженні після гарячої обробки в інтервалі температур 200-20 °С у масивних деталях (товщина стінки більше 30 мм) він виходить на поверхню і утворює надриви (флокени).

За способом виробництва сталі поділяються на конвертерні (бессемерівські, томасівські, кисневі), мартенівські і електропічні;

За вмістом вуглецю - на низьковуглецеві ($C \leq 0,25\%$); середньовуглецеві ($C = 0,25-0,7\%$) і високовуглецеві ($C \geq 0,7\%$).

За структурою у стані рівноваги сталі поділяються на доєвтектоїдні (менше 0,8%С), евтектоїдні (0,8%С) та заєвтектоїдні (від 0,8 до 2,14%С) (рис. 42).

Доєвтектоїдні сталі мають структуру фериту (світлі зерна) і перліту (темні зерна) (рис. 42, а-в). Із збільшенням вмісту вуглецю кількість перліту зростає, а фериту зменшується. У доєвтектоїдній сталі перліт у більшості випадків має пластинчасту форму, тобто складається з пластин фериту і цементиту, що чергуються. Щоб розрізнити цементит і ферит, сталь травлять розчином пікрату натрію, який зафарбовує цементит у темний колір. За структурою у доєвтектоїдній сталі визначають вміст вуглецю за формулою:

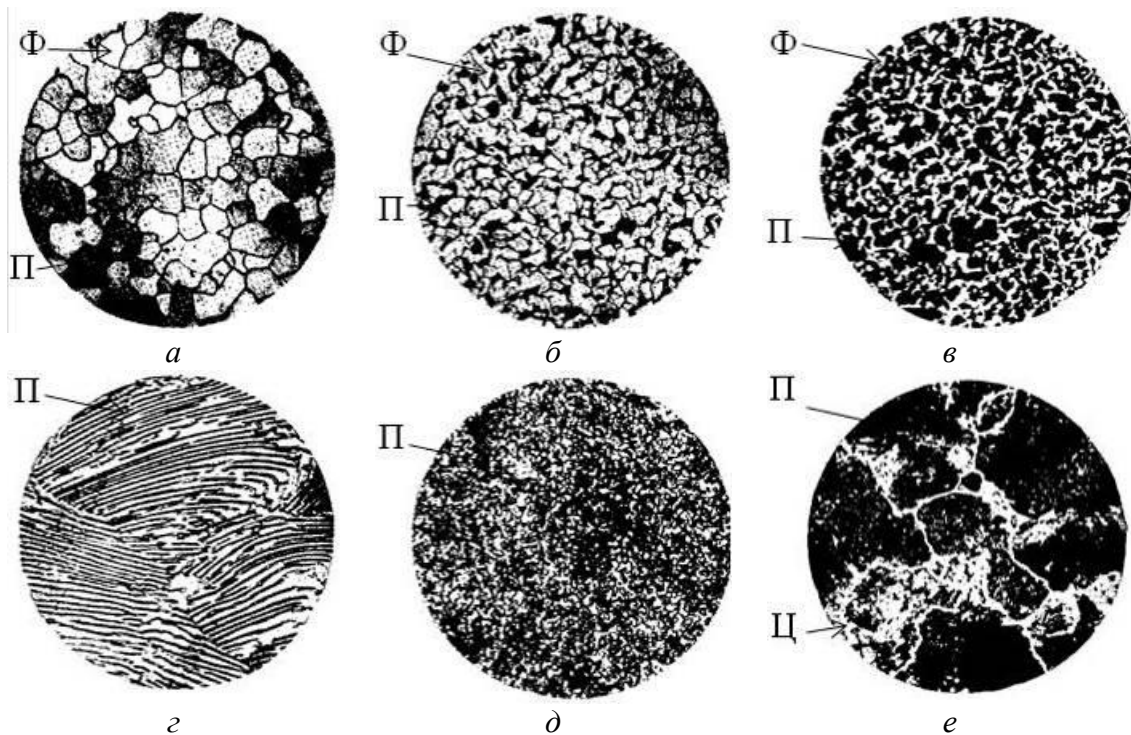


Рис. 42. Мікроструктура сталей залежно від вмісту вуглецю:
 а - в - доєвтектоїдні ($C < 0,8\%$); з, д - евтектоїдні ($C = 0,8\%$);
 е - заєвтектоїдні (C від 0,8 до 2,14%);
 а - вміст $C = 0,02\%$; б - $C = 0,2\%$; в - $C = 0,45\%$; з, д - $C = 0,8\%$; е - $C = 0,2\%$;
 П - перліт; Ф - ферит; Ц - цементит

$$C = (F_{\text{п}} \cdot 0,8) / 100, \%,$$

де $F_{\text{п}}$ - площа (%), зайнята зернами перліту.

Структура евтектоїдної сталі - перліт (рис. 42, з, д). Розрізняють окрім перліту пластинчастого (рис. 42, з) і зернистий, у якому цементит має форму дрібних зерен, розміщених у фериті (рис. 42, д). Зернистий перліт більш пластичний і має меншу твердість (120-150 НВ) ніж пластинчатий – (160-220 НВ). Він утворюється у результаті часткового розчинення пластин цементиту та виділення на них кульок, наприклад, під час кування при температурі виділення вторинного цементиту, або при дуже повільному охолодженні або при дуже великій тривалості процесу охолодження (50-100 год при 650°C). Із зменшенням розміру цементитних пластин або кульок твердість і міцність перліту зростають.

Заевтектоїдна сталь має структуру перліту і вторинного цементиту. Цементит може бути у вигляді зерен або світлої сітки на границях зерен перліту (рис. 42, е). Кількість вуглецю у заевтектоїдній сталі можна визначити за формулою:

$$C = (F_{\text{п}} \cdot C_{\text{п}} + F_{\text{ц}} \cdot C_{\text{ц}}) / 100,$$

де: $F_{\text{п}}$, $F_{\text{ц}}$ – відповідно площа, зайнята перлітом та цементитом, %;
 $C_{\text{п}}$, $C_{\text{ц}}$ - відповідно вміст вуглецю у перліті ($C=0,8\%$) та цементиті ($C=6,67\%$).

Як правило, максимальний вміст вуглецю в заевтектоїдній сталі обмежується 1,5%, оскільки при більшому вмісті вуглецю сталь стає дуже крихкою.

Величина та форма зерен у сталі - фактори, які впливають на її властивості. При подрібненні зерен збільшується міцність і пластичність сталі. Величина зерен сталі характеризується номером за стандартною шкалою (рис. 43). Сталь із зерном номерів 1-4 (0,222÷0,0788 мм) вважається крупнозернистою, а 5-8 (0,0553÷0,0196 мм) - дрібнозернистою.

Властивості вуглецевої сталі залежать від вмісту вуглецю, дисперсності, форми та розташування структурних складових. Крім того, наявність і кількість домішок має суттєве значення. Наприклад, вміст сірки та фосфору визначає якість вуглецевої сталі.

За якістю сталі розподіляються на сталі звичайної якості, якісні та високоякісні.

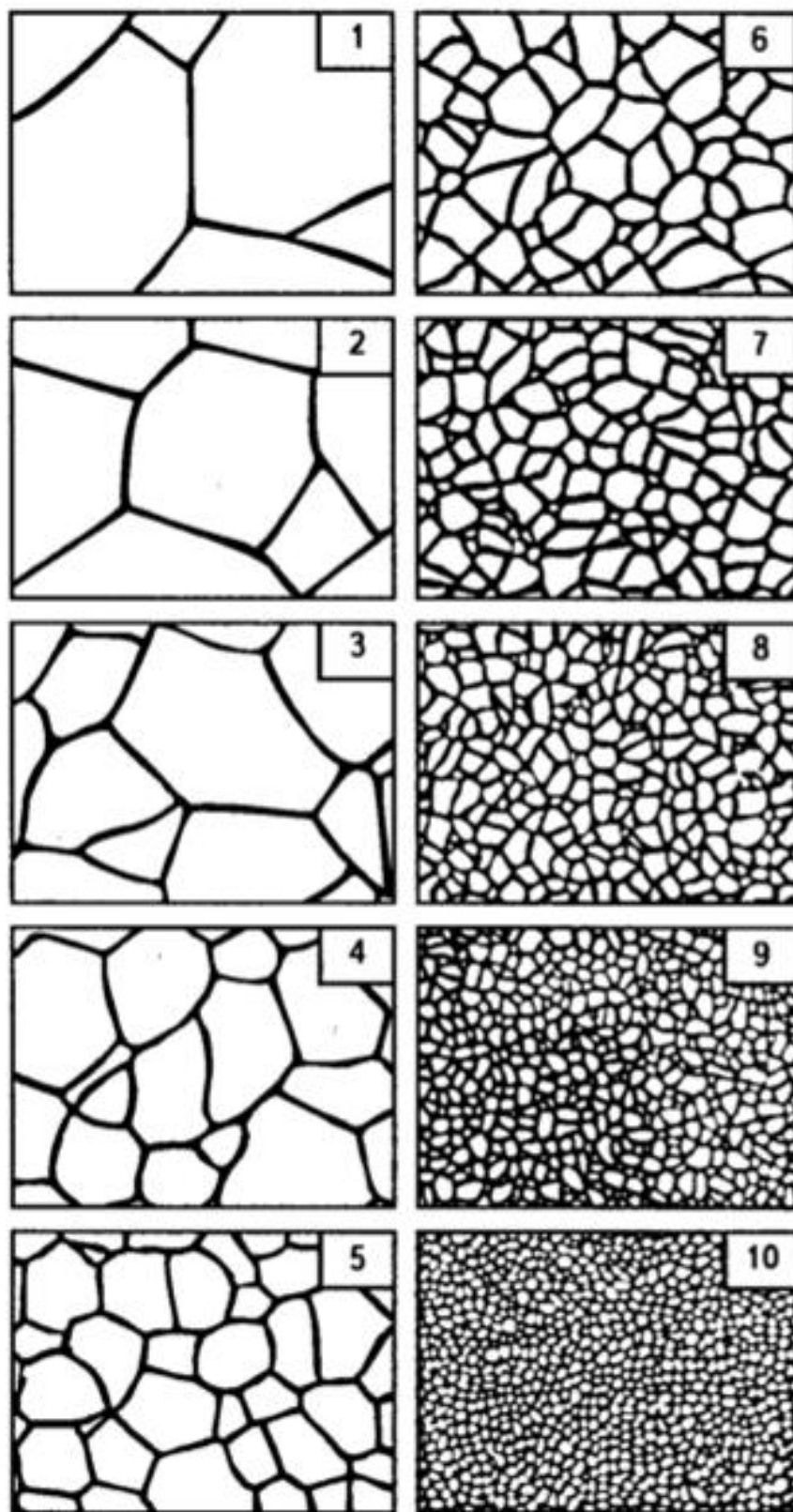


Рис. 43. Шкала для визначення розміру зерна:
1-10 – номери зерен при збільшенні, $\times 100$

Сталі звичайної якості містять до 0,06% S і до 0,05% P і маркуються літерами Ст цифрами від 0 до 6 (умовний номер марки сталі). Поруч з номером марки вказують ступінь розкислення сталі: кп - кипляча сталь, пс - напівспокійна сталь, сп - спокійна сталь.

Сталі звичайної якості діляться на три групи: А, Б, В.

Сталі *групи А* - постачаються з гарантованими механічними властивостями та використовуються в такому стані, в якому їх виготовив металургійний завод. Марки - від Ст.0 до Ст.6. Літера А в марках групи не ставиться. МСтЗ-мартенівська, КСт.6 – конвертерна, тощо. Із зростанням цифри збільшуються її механічні властивості. Елементи конструкцій із таких сталей з'єднуються механічним кріпленням. Такі сталі не піддаються гарячій обробці тиском, термічно не зміцнюються і не зварюються.

Група Б - сталі постачаються з гарантованим хімічним складом, піддаються термічній і гарячій обробки тиском (кованням, штампуванням). Марки - БСт1кп; БСт3пс до БСт6сп.

Група В - сталі постачаються з гарантованими механічними властивостями та хімічним складом. Марки від ВСт.1 до ВСт.6. Сталі групи В можна піддавати термічній та гарячій обробці та зварювати.

Якісні сталі містять $S < 0,040\%$ і $P < 0,040\%$ і маркуються цифрами від 05, 08, 10, 15 30 - до 65, тощо. Цифри в марках сталей визначають вміст вуглецю в сотих долях відсотка. Наприклад, сталь 45 містить $C \approx 0,45\%$.

Якісні вуглецеві сталі використовують для виготовлення:

Сталі 05; 08; 10 – каністр, діжок, цистерн, кузовів автомобілів, дроту, стрічок.

Сталі 15; 20; 25 – деталей, які піддають хіміко – термічній обробці (цементация, нітроцементация, тощо). Із них виготовляють шестерні, пальці, вали, осі, кулачки та ін.

Сталі 40, 45, 50, 55 - шатунів, валів, осей та інших деталей, які працюють в умовах складних схем навантаження.

Сталі 60; 65 - пружин, ресор, робочих органів ґрунтообробних машин (борона, плуг, лапа культиватора, лопата, сапка тощо).

Високоякісні сталі містять S і $P < 0,030\%$ та мають літеру А у кінці марки.

Наприклад, сталь 20А – $C = 0,17 - 0,24\%$, $Mn = 0,35 - 0,65\%$, $Si = 0,17 - 0,37\%$, $S < 0,030\%$, $P < 0,030\%$. Використовують після нормалізації для виготовлення гаків кранів та муфт, після хіміко-термічної обробки - шестерні, пальці, вали тощо.

За методом придання форми та розмірів сталі можуть бути:

Литі – сталеве фасонне литво (після цифр у марці сталі ставиться літера Л). Наприклад, Сталь 15Л - 55Л.

Ковані – поковки вільного кування та штампування.

Прокатані – прокат різного профілю (пруток, стрічка, лист, дріт, спеціальні профілі).

За призначенням сталі розподіляються на *конструкційні* (до 0,7 % С), *інструментальні* (0,7- 1,35 % С), *автоматні* та *котельні*.

Конструкційні сталі поділяються на *будівельні* та *машинобудівельні*.

Конструкційні будівельні сталі, це як правило, сталі звичайної якості.

Конструкційні машинобудівельні сталі, це як правило, якісні та високоякісні сталі.

Еталони структур перліту та фериту вуглецевої конструкційної сталі наведені у додатку IV.1.

Вуглецеві інструментальні сталі містять від 0,7 до 1,35 % С. Інструментальні сталі маркують У7, У7А, У8, У8А до У13, У13А.

Буква У - вуглецева. Число після У- середній вміст вуглецю в десятих частинах відсотка, буква А — сталь високоякісна. Наприклад:

Сталь У7 - С = 0,65 - 0,73%; Мп = 0,17 - 0,28%; Si = 0,17 - 0,33%; S < 0,028%; P < 0,030%;

Сталь У7А – вміст С, Мп, Si як у попередньої, а S<0,018%, P<0,025%.

Інструментальні сталі використовують для виготовлення:

Сталь У7, У8 - ударного слюсарного інструменту (молотків, зубил, крейцмесера, воротки, пробійники, накувальні, а також інструмент для обробки деревини (стамески, рубанка).

Зі сталей У9, У10 виготовляють різці, свердла по дереву, плашки, мітчики.

Зі сталей У12, У13 виготовляють ножовочні полотна, граверний інструмент, напилки, ножиці.

Автоматні сталі - це сталі, з яких виготовляють деталі на верстатах-автоматах. Основна вимога для сталей які обробляють на верстатах – автоматах, це отримання крихкої стружки. Для цього сталі спеціально легують сіркою (0,15-0,30%) та фосфором (0,05-0,15%). Крім того, ці сталі можуть бути леговані свинцем і селеном. Їх маркують буквою А, що стоїть на початку марки та цифрами, що вказують на вміст вуглецю в сотих частинах відсотка.

Наприклад: сталі А11; А12; А20; А30Г; АС30; А35Е.

Де Г - марганець; С – свинець; Е – селен.

Котельні сталі - це сталі для котлів, посудин високого тиску, парових котлів, камер горіння, судових топків, газових турбін тощо, які повинні працювати при високому тиску і температурі від -40 до 450 °С та добре зварюватись. Для забезпечення таких властивостей до їх складу додають титан і додатково розкислюють алюмінієм. Вуглецеві котельні сталі маркують цифрою, яка вказує на вміст вуглецю в сотих частинах відсотка та буквою К.

Наприклад: сталь 12К; 15К; 16К; 18К; 20К і 22К з вмістом вуглецю від 0,08 до 0,26%, Si – 0,17 - 0,40%, Mn-0,35 - 1,0%, S < 0,04%, P < 0,04%. Постачають котельні сталі у вигляді листа завтовшки до 200 мм.

3.2. Класифікація, маркування та використання чавунів

Залізовуглецеві сплави з вмістом вуглецю від 2,14 до 6,67 % називаються чавунами. Чавуни порівняно із сталями мають більш високий вміст вуглецю та постійних домішок (S, P, Si, Mn) і більш низькі механічні властивості. Завдяки добрим технологічним властивостям (рідкотекучість, оброблюваність різанням, стійкість проти зношування, тощо) чавуни широко використовують для виготовлення різних деталей.

Залежно від термодинамічних і кінетичних умов кристалізації у чавунах формується графіт або цементит. В системі Fe-C при повільному охолодженні з рідкого стану вільна енергія суміші аустеніт і цементит вища, ніж суміші аустеніт і графіт, тобто утворення графіту більш знижує вільну енергію системи ніж виділення цементиту. При цих умовах охолодження, температура початку виділення графіту із аустеніту більше ніж цементиту і тому реалізуються умови виділення вуглецю у вигляді графіту.

При зміні вільних енергій аустеніту, цементиту та графіту, наприклад, внаслідок збільшення в рідкому чавуні кількості вуглецю та кремнію, можливе таке їх співвідношення, що вуглець буде виділятися у вигляді цементиту (Fe₃C).

Суттєве значення на умови виділення вуглецю у вигляді цементиту або графіту мають швидкість охолодження та вміст вуглецю і кремнію, при збільшенні яких графітизація посилюється. Щоб спрогнозувати фазовий склад чавуну, користуються структурною діаграмою (рис. 44), яка показує залежність типу структурних складових від сумарної масової частки вуглецю й кремнію та швидкості охолодження (товщиною стінки відливки). Масова частка марганцю, фосфору й сірки в досліджуваних чавунах залишається незмінною.

За умов, які відповідають ділянці I швидкість охолодження найменша, що сприяє повній графітизації та утворенню чавуну з феритною металевою основою, де практично весь вуглець знаходиться у вигляді графіту.

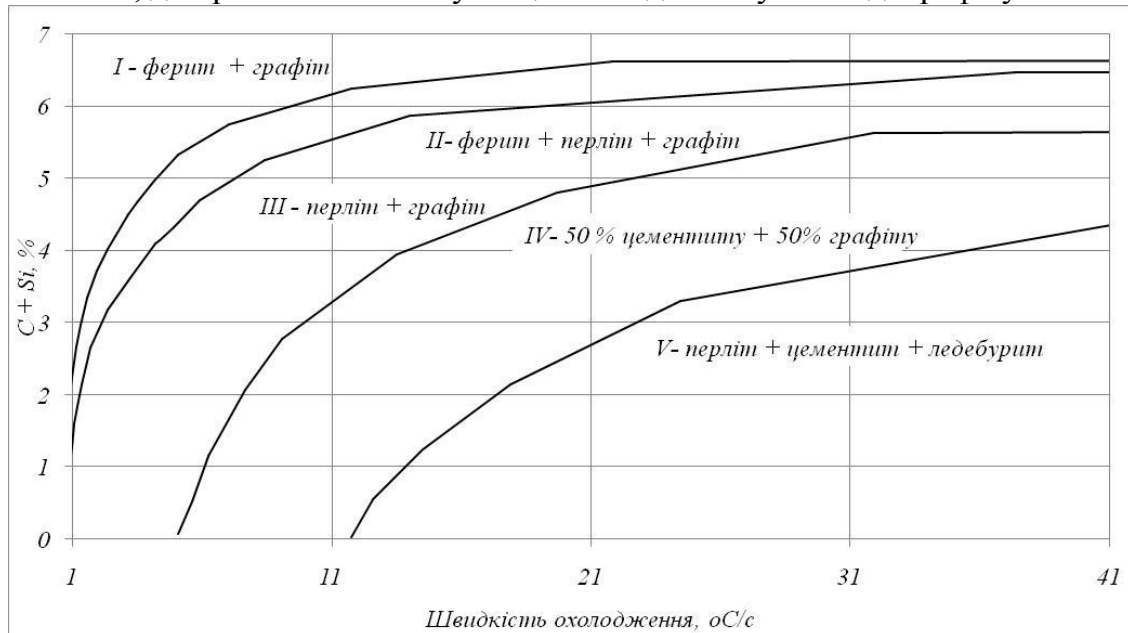


Рис. 44. Структурна діаграма чавунів.

За умов ділянки II формуються чавуни зі структурою ферит + перліт + графіт. Тут кількість зв'язаного вуглецю менша за 0,8%.

За умов ділянки III існують чавуни з перлітною основою й графітом. У цих чавунах кількість зв'язаного вуглецю становить ~ 0,8 %.

За умов ділянки IV формуються чавуни, які містять 50 % перліту та 50% графіту та мають назву половинчасті чавуни. Кількість зв'язаного вуглецю в половинчастому чавуні перевищує 0,8 %.

Ділянка V відповідає найбільшій швидкості охолодження, при якій створено умови для повного з'єднання вуглецю в цементит і формування чавунів зі структурою перліт + цементит + ледебурит, які мають назву білі чавуни.

Таким чином, регулюючи сумарну частку вуглецю і кремнію та швидкість охолодження, можна досягти бажаної структури чавуну.

За станом вуглецю у чавунах вони поділяються на *білі*, в яких вуглець знаходиться у хімічно - зв'язаному стані (у вигляді цементиту – Fe_3C) та *машинобудівні* (сірі, ковкі та високоміцні), в яких весь вуглець чи більша його частина знаходиться у вигляді графіту, а частково може бути у вигляді цементиту.

Білі чавуни дуже тверді та крихкі і мають білий блискучий злам. Вони кристалізуються за метастабільною (цементитною) діаграмою Fe – Fe_3C .

За структурою білі чавуни поділяються на доевтектичні, евтектичні та заевтектичні. *Доевтектичні* чавуни (вміст С від 2,14 до 4,3 %) мають структуру перліту, ледебуриту і вторинного цементиту (рис. 45, а). Перліт під мікроскопом видно у вигляді темних ділянок, а ледебурит - у вигляді ділянок з рівномірно розміщеними темними (заокругленими чи витягнутими) зернами перліту у білій цементитній основі. Цементит - білі кристали.

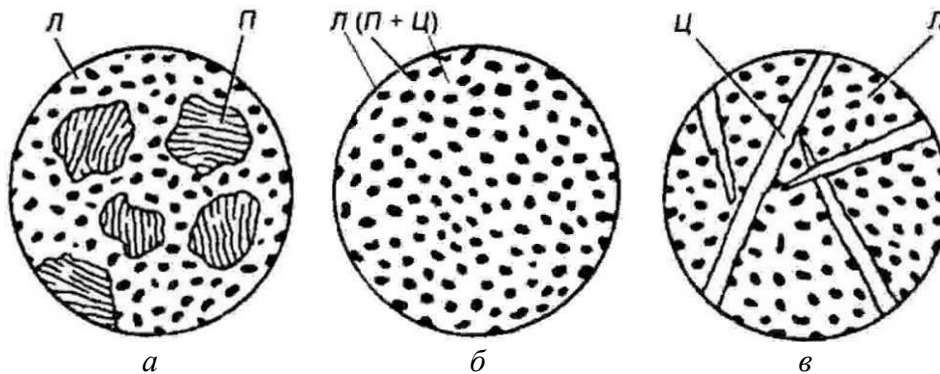


Рис. 45. Мікроструктура білих чавунів:
 а - доевтектичного; б - евтектичного; в - заевтектичного (х 500);
 П – перліт; Ц – цементит; Л – ледебурит

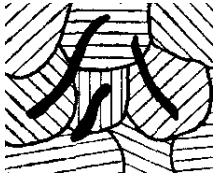
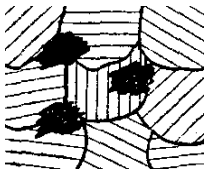
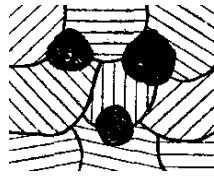
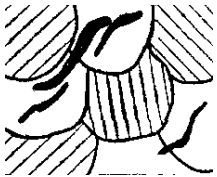
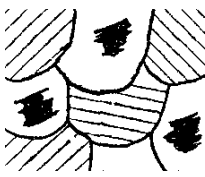
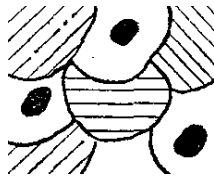
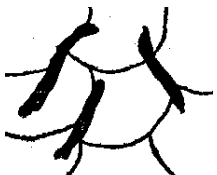

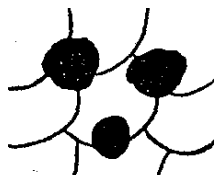
Евтектичний чавун (вміст С - 4,3 %) має структуру ледебуриту у вигляді рівномірно розміщених темних зерен перліту на білому фоні цементиту (рис. 45, б).

Заевтектичний чавун (вміст С від 4,3 до 6,67 %) має дві структурні складові - ледебурит і цементит у формі витягнутих пластин (рис. 45, в).

Оскільки цементит і ледебурит дуже тверді та малопластичні структурні складові, то білі чавуни тверді, крихкі і погано обробляються різанням. Білі чавуни рідко застосовуються у машинобудуванні. Вони переважно йдуть на переробку в сталь, отримання ковкого чавуну та зносостійких виливків.

Сірі, ковкі та високоміцні чавуни за структурою відрізняються лише формою графітових включень. У сірих чавунів графіт має пластинчасту форму, у ковких - пластівцеву, у високоміцних - кулясту (рис. 46). Структура металевої основи цих чавунів може бути: феритна, перлітна, феритно-перлітна та інші. Від структури металевої основи залежать міцність, твердість та стійкість проти зношування. Пластичність, опір розтягу і стійкість проти зношування залежать, головним чином, від форми, розмірів, кількості та характеру розміщення графітових включень (рис. 46).

Графіт має дуже малу міцність порівняно з металевою основою тому його можливо розглядати як тріщини (надрізи), які створюють концентрацію напружень у металевій основі чавунів. Чим більше заокруглені дрібні і рівномірно розміщені графітові включення, тим міцніший та пластичний чавун. Наявність графіту у чавунах підвищує їх стійкість проти зношування і здатність поглинати вібрації.

Основа	Форма графіту			НВ 3*
	пластинчастий	пластівчастий	кулястий	
Перліт				
Перліт+ферит				↑ ↓
Ферит				
Марка чавуну Позначення	сірий СЧ	ковкий КЧ	високоміцний ВЧ	
Збільшення міцності та пластичності →				

3*- зносостійкість та обробка різанням

Рис. 46. Вплив структури основи та форми графітових включень на властивості чавунів.

Сірі чавуни (чавуни з пластинчастою формою графіту) виплавляють із спеціально підготовленої шихти у різних плавильних агрегатах (вагранках, електропечах). Особливостями будови сірого чавуну зумовлюються його низькі механічні властивості. Сірі чавуни дуже крихкі та менш міцні, ніж ковкі та високоміцні чавуни завдяки пластинам графіту. Отриманню сірого чавуну сприяє підвищення кількості вуглецю та кремнію, сповільнене охолодження та зменшений вміст марганцю.

Підвищення механічних властивостей сірих чавунів досягається модифікуванням їх силікокальцієм, феросиліцієм, вторинним алюмінієм. Модифікатори вводяться в сірий чавун перед його розливанням, що сприяє подрібненню графіту.

Сірий чавун використовують для виготовлення корпусів та кришок редукторів, блоків та головок циліндрів двигунів, зірочок транспортерів та елеваторів, інших деталей сільськогосподарських машин.

Марки сірого чавуну - СЧ15, СЧ20, СЧ25, СЧ30, СЧ35, СЧ40. Числа, помножені на 10, означають межу міцності на розтяг в МПа. Сірі чавуни, основа яких складається з фериту, називають *феритними*, з фериту і перліту - *феритно-перлітними*, а з перліту - *перлітними*. Типовий склад сірих чавунів такий: 3,2-3,5 % С; 1,4-3,0 % Si; 0,4-0,6 % Mn; 0,10-0,125 % S, 0,3-0,8 % P; решта - залізо. Границя міцності чавуну на розтяг становить 100-350 МПа, твердість 145-270 НВ, відносне видовження $\delta = 0,2-0,8 \%$, а ударна в'язкість не перевищує 0,1 МДж/м² (для порівняння, ударна в'язкість фериту досягає 2 МДж/м²).

Ковкі чавуни (чавуни з пластівчастою формою графіту) одержують шляхом тривалого відпалювання білих доєвтектичних чавунів з вмістом 2,2-3,2% С, 0,7-1,5% Si, 0,2-0,6% Mn. Відпал полягає у нагріванні до температур 930-1050°C, витримуванню від 3 до 15 годин та повільному охолодженні в інтервалі температур 760-700 °С протягом 20-30 годин (рис. 47).

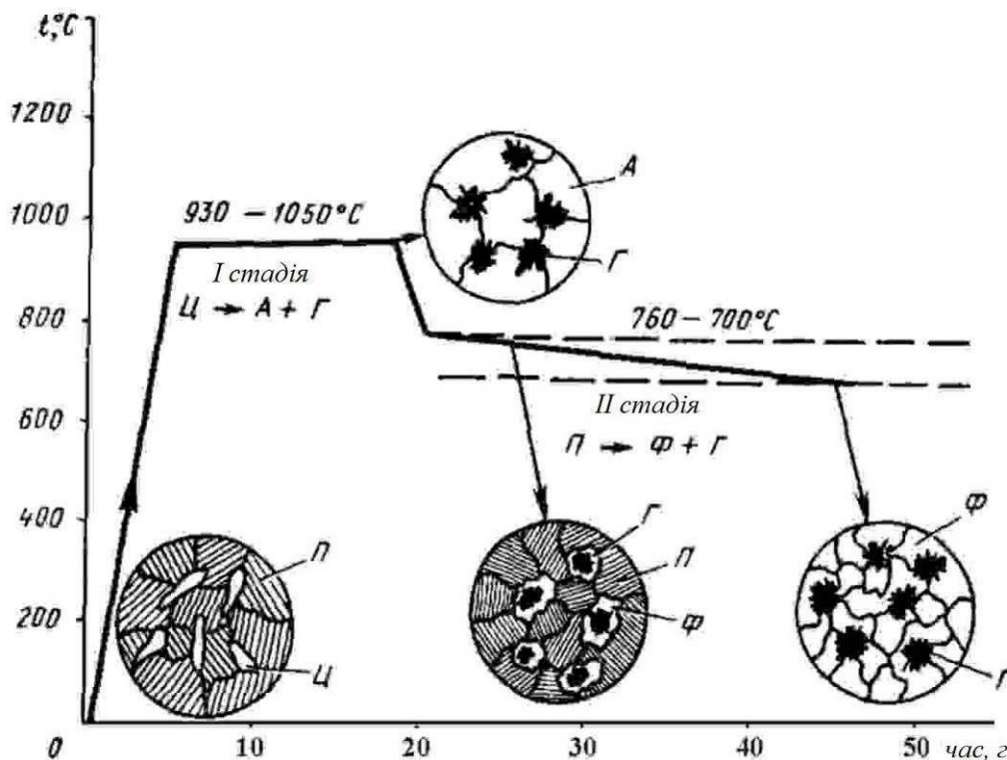


Рис. 47. Схема отримання ковкого чавуну.

Графіт утворюється внаслідок розчинення цементиту в аустеніті при 930-1050°C та розпаду перліту при 700 – 760 °С. Залежно від режиму відпалювання ковкі чавуни мають феритну, феритно-перлітну і перлітну металеві основи з вкрапленнями пластівцевого графіту.

Ковкі чавуни мають підвищену міцність та високу в'язкість. З них виготовляють корпуси трансмісій тракторів та автомобілів, пальці сінокосарок, картери редукторів, корпуси ведучих мостів зернозбиральних комбайнів, маточини коліс тощо.

Марки ковкого чавуну - КЧ30-6, КЧ35-10, КЧ37-12 (феритні), КЧ45-6, КЧ50-4, КЧ60-3 (феритно - перлітні) тощо. Розшифрування КЧ30-6: К - ковкий, Ч - чавун, 30 - межа міцності на розтяг 300 МПа (30 кг/мм²), 6 - відносне видовження 6%.

Високоміцні чавуни (чавуни з кулястим графітом) отримують подвійним модифікуванням сірого чавуну. Для цього у рідкий чавун перед заливанням у ливарні форми додають модифікатори - феросиліцій для створення великої кількості центрів графітизації та магній або церій для отримання кулястої форми графіту. Структура високоміцного чавуну складається з феритної, феритно - перлітної чи перлітної металеві основи (рис. 46). За механічними властивостями високоміцний чавун переважає сірий і ковкий. Використовується для

виготовлення колінчастих валів двигунів, зубчастих коліс відповідальних деталей машин.

Марки високоміцного чавуну: ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60. Розшифровується ВЧ45 так: В - високоміцний, Ч - чавун, 45 - межа міцності на розтяг 450 МПа (45 кг/мм^2).

Вплив елементів на структуру і властивості чавуну.

Кремній – графітоутворювальний елемент, який сприяє розпаду цементиту в чавуні і виділенню графіту. З підвищенням його вмісту кількість цементиту в чавуні зменшується, а графіту відповідно збільшується. При цьому твердість і міцність чавуну знижуються. У сірих чавунах його міститься 0,75-3,75%. Підвищуючи вміст кремнію можна отримати чавун з феритною основою. Зменшуючи частку кремнію, можна сформувати структуру чавуну з перлітною основою.

Марганець, навпаки, перешкоджає розпаду цементиту та сприяє вибілюванню чавуну. Марганець протидіє графітизації, сприяючи утворенню цементиту. Водночас він дещо поліпшує механічні властивості виливків. У сірих чавунах масова частка марганцю становить до 1,2%. У такій кількості він корисний, бо підвищує міцність чавуну.

Сірка - шкідлива домішка, вона надає чавуну крихкості, перешкоджає розпаду цементиту. Масова частка сірки в чавуні має бути не більше, як 0,1%. Сірка погіршує механічні й ливарні властивості чавуну. Вона сильніше від марганцю протидіє графітизації й сприяє виділенню цементиту. Крім цього, сірка знижує рідкотекучість чавуну, збільшує усадку, підвищує схильність до утворення газових бульбашок і тріщин. З цієї причини вміст сірки в чавунах дуже обмежують.

Фосфор утворює в чавуні тверду і крихку евтектику, тому вміст його має бути не більше як 0,3%. Фосфор практично не впливає на графітизацію. Його використовують у чавунах для підвищення рідкотекучості, твердості та зносостійкості. Фосфор розчиняється у фериті до граничної концентрації 0,3 %. Коли концентрація вища, фосфор крім твердого розчину утворює з вуглецем і залізом потрібну легкоплавку евтектику. Залежно від кількісного співвідношення компонентів температура плавлення евтектики коливається від 950 до 980°C. Структура фосфідної евтектики відзначається підвищеною твердістю. Чавуни з високою концентрацією фосфору широко використовують для художнього литва.

Дрібні тверді частинки, зрівноважені в рідкому розчині, являються центрами графітизації і сприяють виділенню графіту.

Еталони структур сірих, ковких і високоміцних чавунів наведено у додатку IV.2.

3.3. Маркування сталей і чавунів в зарубіжних країнах

На відміну від країн СНД, де діють єдині державні стандарти на металургійну продукцію, в капіталістичних країнах існує інше маркування сталей і чавунів.

Основні принципи класифікації та маркування сталей у Сполучених Штатах Америки

Технічні суспільства, асоціації та інститути, члени яких розробляють, виготовляють або купують сталеві вироби, видають стандартні специфікації, які мають наступні позначення:

1. Товариство автомобільних інженерів - SAE;
2. Американський інститут заліза та сталі – AISI;
3. Специфікація космічних матеріалів – AMS;
4. Асоціація американських залізниць - AAR;
5. Американське бюро суднобудування - ABS;
6. Американський нафтовий інститут - API;
7. Американська асоціація розробників залізниць - AREA;
8. Американське товариство інженерів - механіків - ASME;
9. Американське товариство з випробувань і матеріалів - ASTM.

Уніфікована номерна система (UNS) класифікації матеріалів була розроблена Американським товариством з випробувань і матеріалів і товариством автомобільних інженерів. Номер UNS означає хімічний склад матеріалу і призначений для кожного хімічного складу металевого сплаву. Позначення сплаву за системою UNS складається з букви і п'яти цифр. Букви вказують на клас сплавів, а цифри визначають хімічний склад сплавів у межах цього класу.

SAE - AISI система розроблена товариством автомобільних інженерів і американським інститутом заліза та сталі та найпоширено використовується. Вуглецеві сталі містять Mn < 1,65 %, Si < 0,60 % і Cu < 0,60 %. Вони включені в 1xxx групи в SAE-AISI системі та розділені на чотири серії за властивостями. Приклади хімічних складів і призначення вуглецевих сталей за класифікацією SAE – AISI та UNS наведені в табл. 3 і 4.

Таблиця 3. Основні групи вуглецевих сталей за класифікацією SAE – AISI

Позначення	Вміст легуючих елементів, %	Примітка
10xx*	Прості (Mn < 1,00)	*Останні дві цифри вказують на середній вміст вуглецю (у сотих частках %).
11xx	Леговані сіркою 0,1 - 0,2	
12xx	Леговані сіркою та фосфором	
15xx	Прості (Mn = 1,00 – 1,65)	

Таблиця 4. Хімічний склад та призначення вуглецевих сталей США

Номер UNS	Номер SAE-AISI	Хімічний склад ¹ , %				Призначення
		C	Mn	P max	S max	
G10100	1010	0,08-0,13	0,3-0,6	0,04	0,05	Деталі машин, механізмів, верстатів і конструкцій низької міцності
G10200	1020	0,18-0,23	0,3-0,6	0,04	0,05	Деталі конструкцій, що працюють при невисоких напругах
G10300	1030	0,28-0,34	0,6-0,9	0,04	0,05	Автомобільні і транспортні пристрої, машинобудування
G10400	1040	0,37-0,44	0,6-0,9	0,04	0,05	
G10500	1050	0,48-0,55	0,6-0,9	0,04	0,05	Вали, осі, шпинделі, штифти, штирі болти, гвинти, шурупи
G10600	1060	0,55-0,65	0,6-0,9	0,04	0,05	
G10700	1070	0,65-0,75	0,6-0,9	0,04	0,05	Холоднокатана смуга для пружин і ресор високої розмірної точності і низької шорсткості

Примітки: 1. Вміст кремнію визначається вимогами замовника і може знаходитися у межах менше 0,10 до 0,60%.

2. Сталі, можуть вироблятися з добавкою свинцю у кількості від 0,15 до 0,35%, що позначається буквою L у середині номеру, наприклад 10L45.

3. Сталі можуть вироблятися з добавкою бору у кількості від 0,0005 до 0,003%, що позначається буквою B у середині номеру, наприклад 10B46.

Позначення сортових торговельних сталей за класифікацією SAE - AISI починається з літери M, що означає „merchant” – комерційний або торговельний. Приклади сортових торговельних сталей наведені в таблиці Д.1.1.

Хімічний склад та призначення сталей, легованих сіркою, а також сіркою і фосфором, що легко обробляються різанням, приведені в таблиці Д.1.2 та Д.1.3, відповідно.

Німецька класифікація (DIN). Розроблена інститутом Deutsches Institut für Normung. Використовують чисельні або чисельні та буквенні ознаки. Приклади сталей надано в табл. Д.1.4.

Японська класифікація (JIS) розроблена комітетом японських промислових стандартів міністерства міжнародної торгівлі та промисловості. JIS класифікація починається з заголовних букв JIS з наступною буквою, що позначає вид виробу (наприклад, буква G

позначає вуглецеві та низьколеговані сталі). JIS позначення даються в табл. Д.1.5. Наприклад, JIS G3445 STKM11A – низьковуглецева трубна сталь з наступним хімічним складом: C = 0,12 %; Si = 0,35 %; Mn = 0,60 %; P = 0,040 %; S = 0,040 %.

Класифікація сталей та сплавів у Великій Британії (BS) розроблена британським інститутом стандартів (табл. Д.1.6). Кожне позначення цієї класифікації включає вид виробу та код сплаву. Наприклад, BS 979 708A37 – низьколегована сталь з таким хімічним складом: C=0,35-0,40%; Si=0,10-0,35%; Mn=0,70-1,00%; P<0,040%; S<0,050%; Cr=0,90-1,20%; Mn=0,15-0,25%.

Класифікація сталей та сплавів, прийнята у Франції (AFNOR) розроблена Association Francaise de Normalisation. У марці сталі прописні букви NF розміщені ліворуч від буквено-цифрового коду. Код складається з заголовної букви з наступним рядом цифр і букв (табл. Д.1.7). Наприклад, NF A35-562 35MF6 – легована сіркою сталь (легко обробляється різанням) з таким складом: C=0,33-0,39%; Si=0,10- 0,40%; Mn = 1,10 - 1,70%; P < 0,040%; S < 0,09 - 0,13%.

Італійська класифікація (UNI) розроблена Ente Nazionale Italiano di Unificazione. Італійським стандартом передбачено такий порядок маркування сталей та сплавів: на початку марки - заголовні букви UNI, за якими слідує цифровий код продукції та алфавітно-цифрова ідентифікація сплаву (табл. Д.1.8). Наприклад, UNI 5598 3CD5 – низьковуглецева сталь для катанки з наступним складом: C < 0,06%; Mn = 0,25 - 0,50%; P < 0,035%; S < 0,035%; N < 0,007%.

Шведська класифікація (SS14) розроблена шведським інститутом стандартів. Позначення починаються з букв SS, за якими слідує чотиризначне число (табл. Д.1.9).

Відповідність ознак вітчизняних (ДСТ, ГОСТ) та іноземних сталей показано в табл. Д.1.10.

Маркування, хімічні склади та застосування іноземних чавунів

Сірі чавуни. Відповідно до класифікації ASTM (США) сірі чавуни позначають цифрами 20, 25, 30, 35, 40, 45, 50, 55, 60, які вказують на мінімальну межу міцності на розтяг у «ksi» (1 ksi = 1000 фунт-сила/дюйм² = 6,8948 МПа).

Класифікація сірих чавунів за SAE (США) складається з літери “G” та цифри розподіл якої на 100 дає мінімальну межу міцності на розтяг у «ksi», а за UNS (США) – з літери “F” та цифри. Співвідношення між марками сірого чавуну за класифікацією SAE та UNS, в залежності від форми графіту, наступне: G1800 ↔ F10004, G2500 ↔ F10005, G3000 ↔ F10006, G3500 ↔ F10007, G4000 ↔ F10011.

Хімічний склад сірих чавунів змінюється у наступних межах (мас. %): C = 3.0-3.7, Si = 1.8 – 2.8, Mn = 0.5 – 1.0, S ≤ 0.15, P ≤ 0.25.

В залежності від марки сірі чавуни мають наступне застосування:

G1800 – невідповідальні дрібні виливки;

G2500 – гальмові барабани, диски зчеплення;

G3000 - автомобільні та дизельні блоки та головки блоків циліндрів, поршні;

G3500 - дизельні блоки, гальмові барабани для важких умов роботи, диски зчеплення;

G4000 – виливки дизельних двигунів, циліндри, поршні, гільзи, розподільчі вали.

Ковкі чавуни за класифікацією *ASTM* (США) позначаються такими п'яти значними цифрами: 32510, 35018, 40010, 45008, 45006, 50005, 60004, 70003, 80002, 90001. Перші три цифри, як що їх розподіліть на 10, вказують на мінімальну межу текучості в «ksi», а дві останні - відносне видовження (δ) у %. Наприклад, позначення 50005 вказує на те, що ковкій чавун має межу текучості не менше 50 ksi (345 МПа) та $\delta \geq 5\%$.

Чавуни марок 32510, 35018, 40010, 45008, 45006, 50005, 60004, 70003, 80002, 90001 застосовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах ударних навантажень при нормальних і підвищених температурах.

За системою *SAE* (США) ковкий чавун позначають, як M3210, M4504, M5003, M5503, M7002, M8501, де перші дві цифри вказують на мінімальну межу текучості в «ksi», а дві останні - відносне видовження (δ) у %. Наприклад, позначення M5503 вказує на те, що ковкій чавун має межу текучості не менше 55 ksi (379 МПа) та $\delta \geq 3\%$.

Чавун марки M3210 застосовують для виготовлення низько навантажених деталей, які добро обробляються.

M4504 – компресорні розподільчі вали та маточини.

M5003 - деталі редукторів і коробок передач.

M5503 – деталі з поліпшеної чутливістю до індукційного гартування.

M7002 – важко навантажені деталі, тяги, шатуни, шарніри, хомути.

M8501 - важконавантажені зносостійкі деталі, шестерні.

В *Німеччині*, стандартом DIN 1692, ковкі чавуни маркуються наступним чином: GTS 35, GTS 45, GTS 55, GTS 65, GTS 70, де цифри вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в кГ/мм^2 .

Французький стандарт AP-A38811 передбачає наступне маркування: MN 35-10, MN 38-18, MP 50-5, MP 60-3, MP 70-2. Перші

дві цифри вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в кГ/мм^2 , а дві останні - відносне видовження в %.

Подібне маркування *Британського* стандарту BS 6681, у якому, в залежності від структури основи, наведені наступні марки чавунів:

- феритна основа: В 30-06, В 32-10, В 35-12;
- перлітна основа: Р 45-06, Р 50-05, Р 55-04, Р 60-03, Р 65-02.

Високоміцні чавуни. Марки високоміцних чавунів за класифікацією UNC, ASTM і SAE (США) та їх співвідношення наведено в табл. 5 і 6.

Таблиця 5. Позначення та співвідношення між марками високоміцних чавунів відповідно систем маркування ASTM і UNC

ASTM	60-40-18	65-45-12	80-55-06	80-60-03	100-70-03	120-90-02
UNC	F32800	F33100	F33800	F34100	F34800	F36200

Таблиця 6. Позначення та співвідношення між марками високоміцних чавунів відповідно систем маркування SAE і UNC

SAE	D4018	D4512	D5506	D7003
UNC	F32800	F33100	F33800	F34800

За класифікацією *ASTM* перших дві пари цифр позначають, відповідно, мінімальну межу міцності та текучості в «ksi», а дві останніх - відносне видовження в %. За класифікацію *SAE* - перші дві цифри вказують на мінімальну межу текучості в «ksi», а дві останні - відносне видовження (δ) у %.

В залежності від марки високоміцні чавуни застосовують для наступного виробництва:

- 60-40-18 – деталі, які працюють при постійному тиску при підвищених температурах;
- 65-45-12 та 80-55-06 - загальне призначення;
- 80-60-03 - валки для сушіння паперу, які працюють при 230 °С;
- 100-70-03 – найкраще співвідношення між міцністю та зносостійкістю;
- 120-90-02 – зносостійкі деталі, які працюють при високих навантаженнях;
- D4018 – середні навантажені деталі з хорошою пластичністю;
- D4512 – середні навантажені деталі, які потребують середній обробляємості;
- D5506 - високо навантажені деталі, які потребують хорошої ударної в'язкості;

- D7003 - високо навантажені деталі, які потребують дуже хорошої зносостійкості.

В інших, крім США, іноземних країнах маркування високоміцних чавунів наступне.

В *Німеччині*, за стандартом DIN 1693, високоміцні чавуни маркуються наступним чином: чавуни з феритної основою - GGG40; з фериту – перлітною основою - GGG50, GGG60; з перлітною основою - GGG70, GGG80. Цифри вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в кГ/мм^2 .

Французький стандарт NF A32-201 передбачає наступне маркування: чавуни з феритної основою маркуються, як FGS 38-15, FGS 42-12; з фериту – перлітною основою - FGS 50-7; з перлітною основою - FGS 60-2, FGS 70-2. Перші дві цифри вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в кГ/мм^2 , а дві останні - відносне видовження в %.

У *Британському* стандарту BS 2789, в залежності від структури основи, наведені наступні марки чавунів:

- феритна основа: 400/18, 420/12;
- фериту – перлітна основа: 450/10, 500/7;
- перлітна основа: 600/3, 700/2, 800/2;
- мартенситна основа: 900/2.

Цифри в чисельнику вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в МПа, в знаменнику - відносне видовження в %.

В *Японії* високоміцні чавуни маркують за стандартом JIS G5502 наступним чином: FCD 40, FCD 45, FCD 50, FCD 60, FCD 70, де цифри вказують на мінімальну межу міцності на розтяг в кГ/мм^2 .

Глава 4. ОСНОВИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

4.1. Загальні положення

Термічною обробкою називається сукупність операцій нагрівання, витримання й наступного охолодження заготовок або готових виробів за певними режимами з метою зміни їх структури і надання їм потрібних механічних, фізичних або хімічних властивостей. Процеси термічної обробки характеризуються температурою і швидкістю нагрівання, тривалістю витримки після нагрівання і швидкістю охолодження. В основі термічної обробки металів лежать фазові перетворення, що відбуваються в них під час нагрівання й охолодження.

Термічно обробляють виливки, поковки, напівфабрикати (отримані вальцюванням, волочінням або пресуванням), зварні вироби, деталі машин та інструменти різного призначення. Термічну обробку застосовують або, як проміжну операцію для поліпшення технологічних властивостей (оброблюваності тиском чи різанням), або як прикінцеву операцію технологічного процесу для досягнення певних експлуатаційних властивостей матеріалу.

Наукові основи термічної обробки були закладені Д. К. Черновим у 1868 р. відкриттям критичних температур (точок A_1 і A_3), за яких відбуваються фазові перетворення при нагріванні і охолодженні сталі, та побудовою на їх основі діаграми стану системи залізо - вуглець. Користуючись діаграмою стану, визначають області структурних перетворень і лінії (температури) їх рівноваги.

Термічна обробка може бути простою (рис. 47, а) або складною (рис. 48, б).

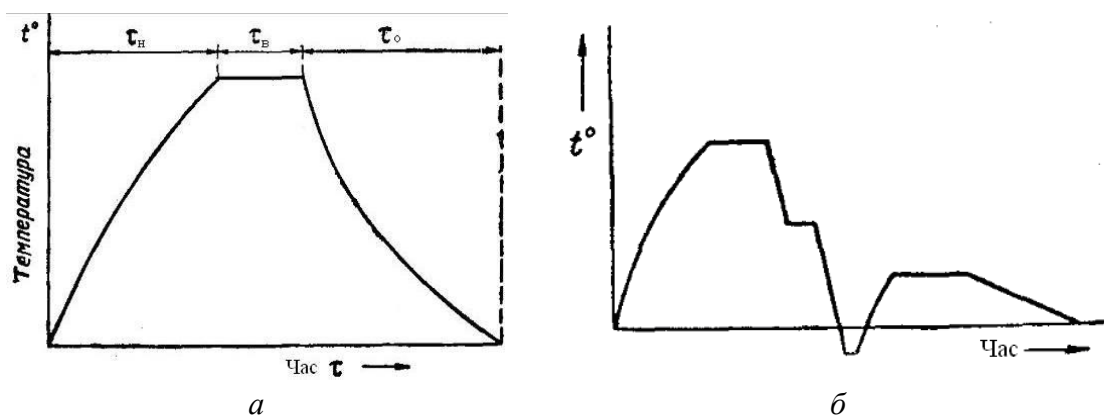


Рис. 48. Проста (а) і складна (б) термічна обробка:
 τ_n , τ_b , τ_o – відповідно, час нагріву, витримки та охолодження

4.2. Класифікація видів термічної обробки

Вид термічної обробки визначається температурою фазових перетворень у металі. О. Бочвар розробив класифікацію, яка охоплює численні різновиди термічної обробки чорних і кольорових металів і сплавів і передбачає 5 груп.

Перша група. Термічна обробка, що відповідає I групі полягає в нагріванні сплаву, який має нестійкий стан, отриманий попередніми видами обробки, до температур фазових перетворень (для сталі нижче температури початку утворення аустеніту - t_{ac1}) і повільному охолодженні, що приводить його у більш стійкий стан. Така термічна обробка має назву *в і д н а л першого роду*.

Друга група. До другої групи відноситься термічна обробка, що складається з нагрівання вище температури фазових перетворень (для сталі $> t_{ac1}$) з наступним досить повільним охолодженням для одержання структурно-стійкого стану сплаву і має назву *відпал другого роду*.

Третя група включає термічну обробку, що полягає в нагріванні вище температури фазових перетворень з наступним швидким охолодженням для фіксації стану сплаву, характерного для температур нагрівання. Така термічна обробка називається *загартування*.

Четверта група. До четвертої групи відноситься термічна обробка, що полягає в нагріванні загартованого сплаву нижче температури фазових перетворень для одержання більш стійкого структурного стану сплаву і називається *відпуск і старіння*.

П'ята група. Термічна обробка, що відповідає V групі полягає в нагріванні сплаву у відповідних хімічних реагентах для зміни складу поверхневих шарів і має назву *хіміко - термічна обробка*. Хіміко-термічна обробка поєднує в собі операції термічного і хімічного впливу з метою зміни хімічного складу, структури та властивостей поверхневого шару металу або сплаву. Різновидами хіміко-термічної обробки є цементація, азотування, нітроцементація, борування, дифузійна металізація тощо.

Приклади реалізації вищенаведеної класифікації видів термічної обробки показані на рис. 49

4.3. Зв'язок між типом діаграми стану та термічної обробкою

Діаграма стану показує, яким видам термічної обробки може бути підданий сплав і в яких температурних інтервалах їх варто проводити. Для обробок за II (відпал II роду), III (гартування) та IV (відпуск та старіння) групами в сплаві повинні відбуватися фазові перетворення у твердому стані, тобто при нагріванні повинні відбуватися або значні зміни розчинності, або алотропічні перетворення.

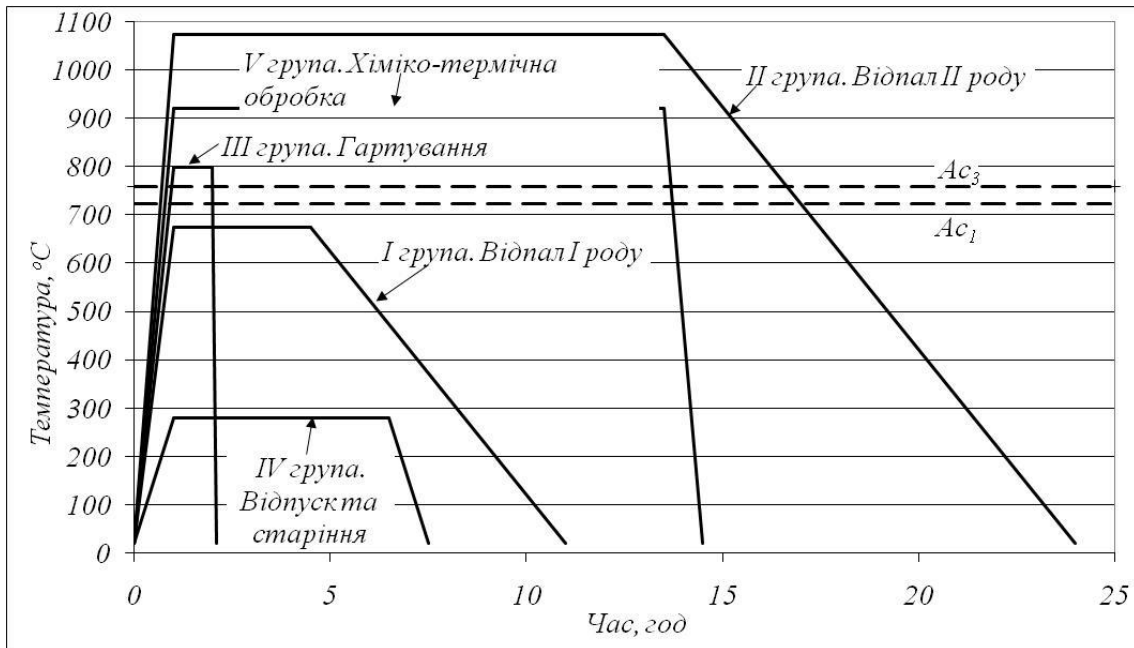


Рис. 49. Класифікація видів термічної обробки

У випадку діаграми стану, наведеної на рис. 50, *a*, всі сплави, що лежать ліворуч точки *F* (рис. 50, *a*), не мають перетворень у твердому стані, і для них неможлива термічна обробка за другою (відпал другого роду), третьою (загартування) або четвертою (відпуск) групою. У будь-якому сплаві, що лежить праворуч точки *F*, при нагріванні відбувається розчинення надлишкової фази (у даному випадку фази *B* у α -твердому розчині) і загартування може привести до фіксації пересиченого твердого розчину (третья група термічної обробки), а подальше нагрівання може викликати виділення надмірної фази (4 група термічної обробки - відпуск).

Слід зазначити, що у всіх сплавах, що лежать між точками *F* і *D*, нагрівання може викликати повне розчинення надлишкової *B*-фази й одержання при високих температурах однорідного α -розчину. Для сплавів, що лежать праворуч точки *D*, частина *B*-фази залишається нерозчиненою і ця частина структури не бере участі у процесах термічної обробки. Найбільш ефективно термічна обробка впливає на сплав, що відповідає по концентрації точці *D*.

Незважаючи на подібність за зовнішнім виглядом діаграми на рис. 50, *б* з попередньою діаграмою (рис. 50, *a*), жоден зі сплавів цієї діаграми не може бути підданим відпалюванню другого роду, загартуванню або відпуску. Вертикальна лінія *DF* показує відсутність зміни розчинності при зміні температури і тому фазові перетворення у всіх сплавів відсутні.

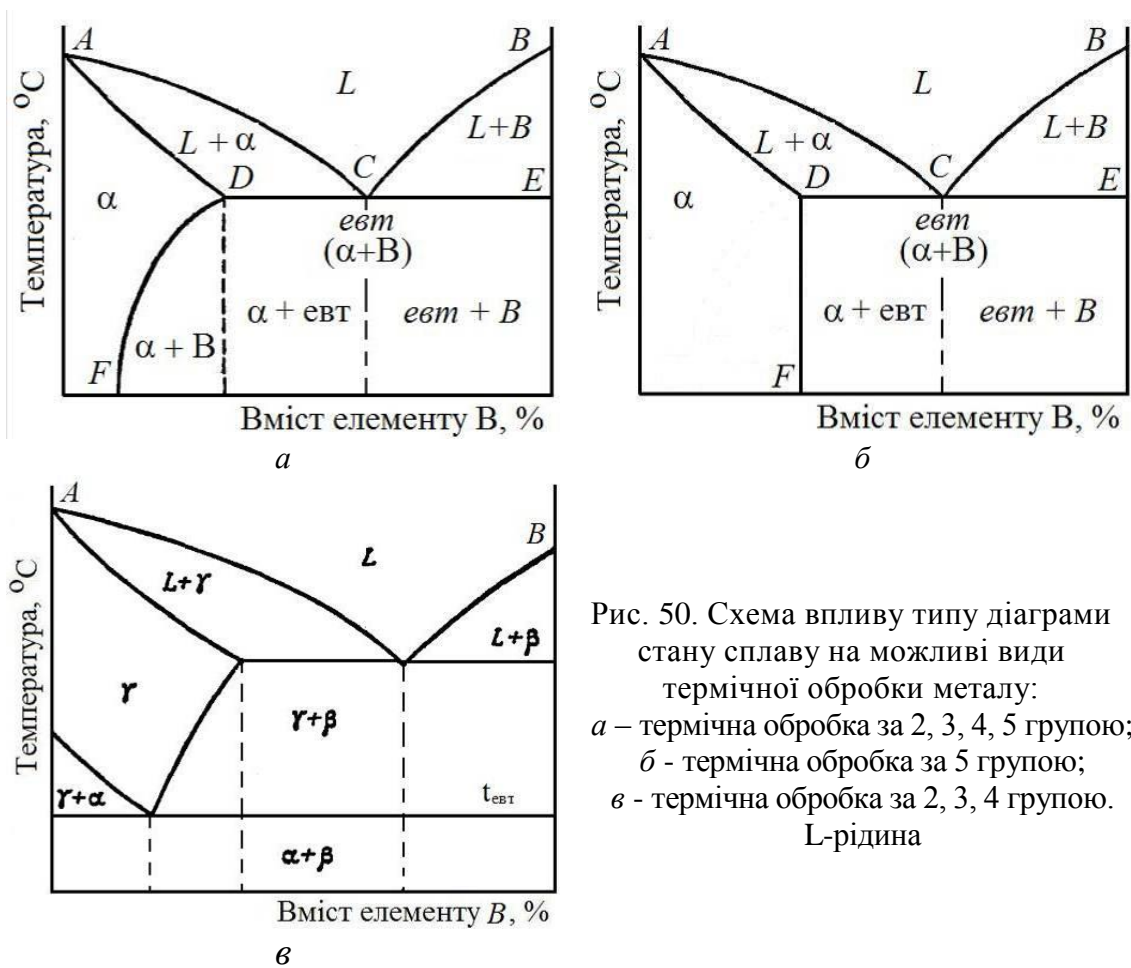


Рис. 50. Схема впливу типу діаграми стану сплаву на можливі види термічної обробки металу:
 а – термічна обробка за 2, 3, 4, 5 групою;
 б - термічна обробка за 5 групою;
 в - термічна обробка за 2, 3, 4 групою.
 L-рідина

Усі сплави, що кристалізуються за діаграмою стану, зображеною на рис. 50, в, можуть бути піддані термічній обробці за другою (відпал другого роду), третьою (загартування) або четвертою (відпуск) групами.

При кімнатній температурі всі сплави складаються з $\alpha+\beta$ -фаз. При евтектоїдній температурі ($t_{евт}$) α та β фази перетворюються в γ - фазу. Наступне охолодження визначає вид термічної обробки – відпал (повільне охолодження) або загартування (швидке охолодження). Термічна обробка за другою (відпал 2 роду) і третьою (гартування) групами можлива лише за умови нагрівання вище температури фазової перекристалізації ($t_{евт}$) та утворення γ - твердого розчину.

Для п'ятої групи термічної обробки (ХТО) необхідно, щоб була розчинність елемента, що дифундує, у сплаві, тобто щоб насичуючий компонент В міг би утворювати з металом А, що насичується, сплави з областю розчинності В в А. Сплави, що мають діаграму стану, зображену на рис. 50, а і б, і область твердого розчину поблизу компонента А (тому можлива обробка за п'ятою групою ХТО з

насиченням металу A компонентом B . Для сплавів, що мають діаграму стану, зображену на рис. 50, в, дифузія B в A можлива, але лише при температурах вище $t_{\text{евт}}$, коли в даній системі існує компонент A у високотемпературній модифікації γ . Нижче $t_{\text{евт}}$ компонент A знаходиться у формі α , що не розчиняє B , і насичення при температурах нижче $t_{\text{евт}}$ поверхні шляхом дифузії B у A неможливе.

Наведена вище інформація дозволяє визначати оптимальні режими термічної обробки сплавів за допомогою їх діаграм стану.

Історичний екскурс. Застосовуючи холодне кування, первісна людина зіткнулася з явищем *наклепу*, яке дозволило одержувати більш тверді металеві знаряддя праці і зброю. Разом з тим наклеп утрудняв виготовлення виробів з тонкими лезами і гострими наконечниками. Для відновлення пластичності стародавній коваль повинен був нагрівати холодноковану мідь у вогнищі. Без такого нагрівання не можна було обійтися і при виготовленні методом кування тонких мідних, а пізніше і бронзових, листів, що йшли на виготовлення посуду. Таким чином, *відпал 1 роду* за часом появи був *першою операцією* термічної обробки металу і використовувався вже в III і II тисячоліттях до н.е.

У ранній період використання заліза гартування з'явилося одночасно з цементацією. Нагріваючи заготовку для гарячого кування в деревно-вугільному горні, тобто проводячи насичення вуглецем і потім охолоджуючи її у воді, коваль зіткнувся з різким поліпшенням якості зброї і знарядь праці, виготовлених із заліза. Таким чином, цементація і гартування з'явилися в кінці II тисячоліття до н. е., а починаючи з першої половини I тисячоліття до н. е., вони використовувалися уже вельми широко.

У Київській Русі основна маса сталевих виробів піддавалася термообробці. Мікроскопічний та рентгенівський аналіз і вивчення твердості близько 750 археологічних знахідок з шарів VIII-XV ст. показали, що 90% досліджених сталевих знарядь праці та зброї знаходилися в термічно-обробленому стані, із них 30% були загартовані, а інші - загартовані та відпущені. Цементація в деревному вугіллі або органічній речовині застосовувалася до ножів, мечів, списів, напилків, різців та інших інструментів.

Глава 5. ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛЕЙ

5.1. Перетворення при нагріванні

Фазові перетворення в металах і сплавах відбуваються внаслідок зміни умов (наприклад, температури), коли один стан системи стає більш стабільним, внаслідок зменшення вільної енергії (ΔG_1), за іншим, який має більшу вільну енергію (ΔG_2), тобто $\Delta G_1 < \Delta G_2$.

При нагріванні сталі вище за температуру критичної точки A_1 (727°C , лінія PSK) (рис. 51) відбувається *перетворення перліту в аустеніт* ($P \rightarrow A$). В інтервалі температур $740\text{--}800^\circ\text{C}$, на межі фериту і цементиту, починається перетворення фериту в аустеніт з утворенням низьковуглецевого аустеніту, в якому розчинюється цементит (рис. 52, а, б, в).

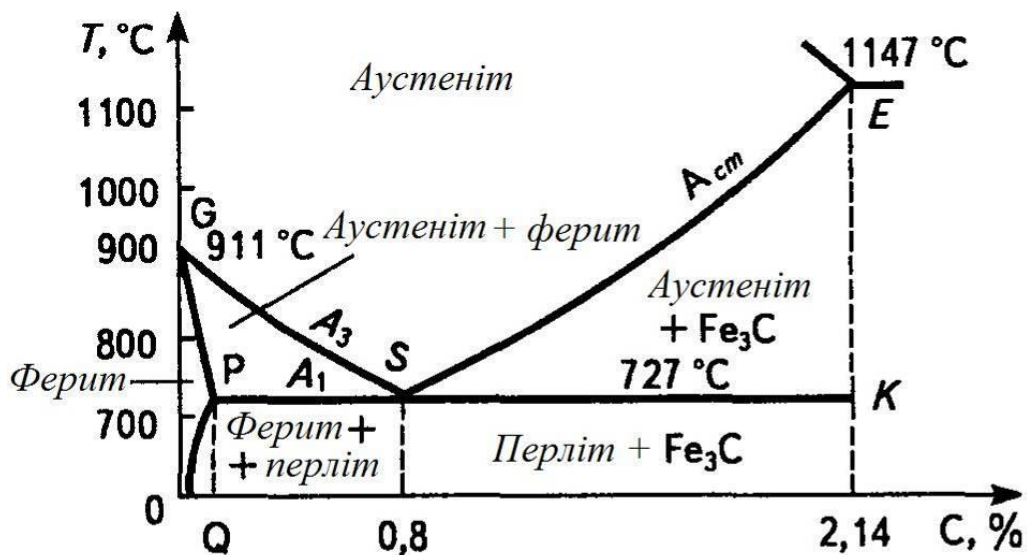


Рис. 51. Сталева ділянка діаграми стану Fe — Fe₃C

Перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ відбувається швидше, ніж розчинення цементиту. Тому, коли вся α -фаза (ферит) перетвориться на γ -фазу (аустеніт), частина цементиту залишиться нерозчиненою (рис. 52, д), і лише після розчинення всього цементиту перетворення закінчується (рис. 52, е). Проте аустеніт, що утворився, має досить нерівномірну концентрацію вуглецю, яка зменшується від центру до периферії зерна. Лише після тривалого нагрівання або підвищення температури внаслідок дифузії (перерозподілу) вуглецю аустеніт стає однорідним.

Доевтектоїдні сталі за температур вище температури A_1 мають структуру аустеніт + ферит і лише вище за температури A_3 (лінія GS діаграми) набувають однорідної структури аустеніту.

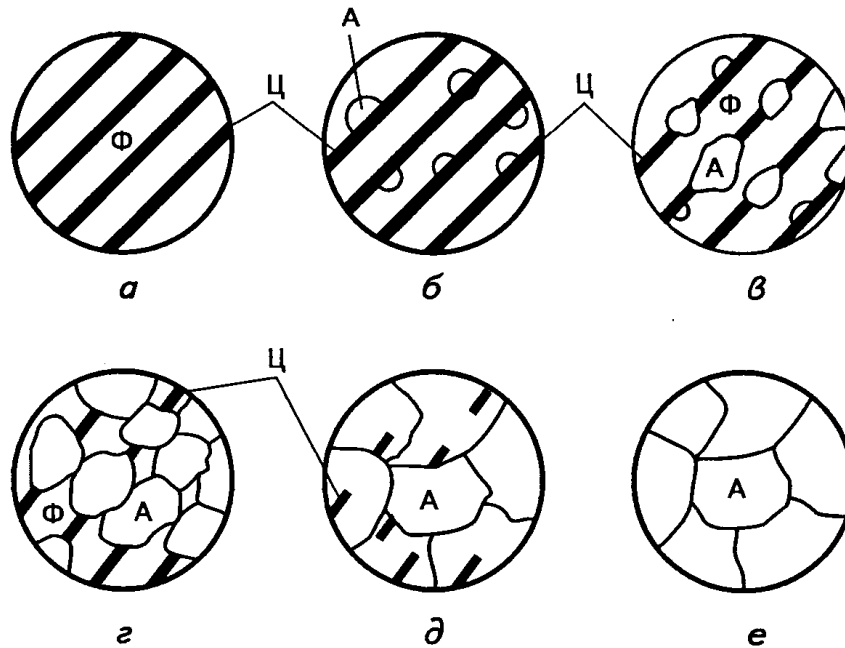


Рис. 52. Схема утворення зерен аустеніту під час перетворення перліту при нагріванні сталі

У разі нагрівання заевтектоїдних сталей вище A_1 (подібно доевтектоїдних) перліт спочатку перетворюватиметься на аустеніт, а з підвищенням температури вторинний цементит розчинюватиметься в аустеніті. Вище температури A_{cm} (крива SE діаграми) розчинення цементиту закінчується і утворюється однорідний аустеніт.

У нерівноважних (виробничих) умовах нагрівання (на відміну від розглянутих рівноважних) температура перетворення перліту в аустеніт перевищує A_1 , про що засвідчує діаграма ізотермічного перетворення (рис. 53), яка побудована в координатах температура t - час τ .

Температури та час початку перетворення перліту в аустеніт позначаються лінією I, а закінчення - лінією II. Лівише лінії I існує перліт, правіше лінії II - аустеніт, а між цими лініями - перліт + аустеніт.

При найменшій швидкості нагрівання v_1 відбувається незначне перегрівання перліту відносно A_1 і спостерігається велика тривалість до початку перетворення перліту в аустеніт (відрізок часу між віссю ординат і точкою 1). Закінчується перетворення в точці 2.

Зі збільшенням швидкості нагрівання до v_2 , а згодом і до v_3 температура перетворення істотно зростає, а тривалість процесу зменшується. Криві I і II з часом наближаються до критичної

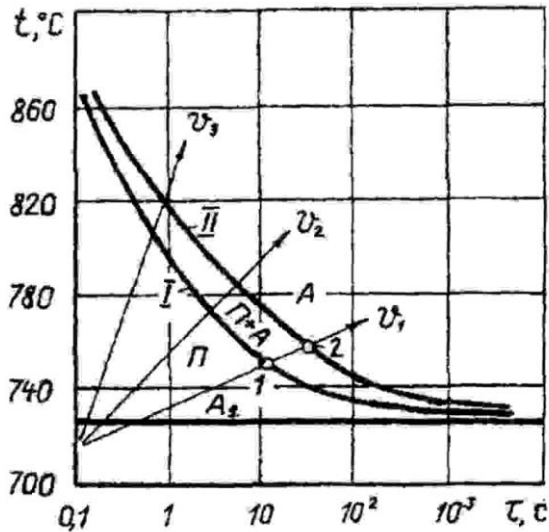


Рис. 53. Діаграма ізотермічного перетворення (при постійній температурі) перліту в аустеніт (сталь евтектоїдна): I і II відповідно початок і кінець перетворення перліту (П) в аустеніт (А); 1,2 - точка початку й кінця перетворення перліту в аустеніт; v_1, v_2, v_3 - швидкість нагрівання

температури A_1 . Збіжність кривих початку й кінця перетворення з критичною температурою A_1 , відповідає рівноважному перетворенню перліту. Після повного розпаду перліту вуглець нерівномірно розподілений в зернах аустеніту. Його більше там, де перед тим були пластинки (зерна) цементиту. Дифузія (рух та перерозподіл) вуглецю поступово вирівнює склад аустеніту.

5.2. Ріст зерен при нагріванні

Зародки майбутніх зерен аустеніту виникають у перлітних колоніях на границях між феритом й цементитом. Оскільки в кожній колонії зароджується декілька центрів нових кристалів, то розпад перліту супроводжується подрібненням зерен аустеніту. Їх розмір наприкінці перетворення перліту в аустеніт визначає величину початкового зерна аустеніту d_A (рис. 54). Подальше підвищення температури нагрівання й тривалості витримки в однофазовій аустенітній області обумовлює ріст зерен аустеніту. Залежно від схильності зерен аустеніту до росту під час нагрівання сталі поділяють на спадково *дрібнозернисті* та спадково *крупнозернисті*.

У спадково дрібнозернистих сталях при нагріванні до 950 - 1000 °С зерна незначно ростуть (крива I), а подальше підвищення температури інтенсифікує цей ріст. Швидкість росту зерен аустеніту залежить від способу розкислення та наявності в сталі легувальних елементів. Сталі, розкислені алюмінієм, мало схильні до росту зерна при нагріванні до температур 950-1000°С. Це спричиняють дисперсні

частинки нітриду алюмінію AlN , які розташовані по границях зерен аустеніту. При температурі понад $1000\text{ }^\circ\text{C}$ після розчинення нітридів алюмінію зникають перешкоди для росту зерна. Такі елементи, як V , Ti , Mo , W утворюють карбіди та нітриди і також гальмують ріст зерна. Чим більш дисперсні карбіди та нітриди, тим більш дисперсні утворюються зерна аустеніту.

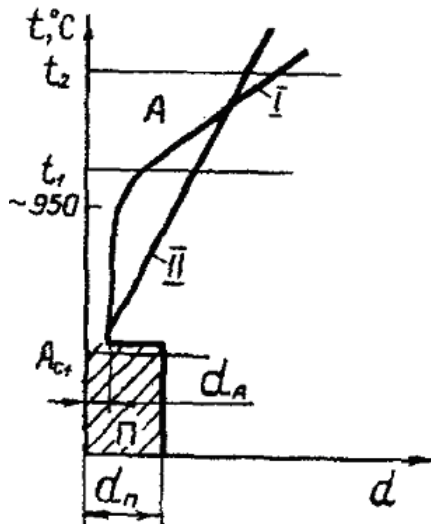


Рис. 54. Вплив температури нагрівання t на величину зерна d аустеніту спадково дрібно - (I) і крупнозернистої (II) сталі:
 d_A - розмір початкового зерна аустеніту (A);
 d_n - розмір вихідного зерна перліту (П)

У спадково - крупнозернистих сталях зерна ростуть навіть після незначного перегрівання (крива II). Марганець і фосфор сприяють росту зерен. Сталі, розкислені лише феромарганцем, або феромарганцем й феросиліцієм, належать до спадково - крупнозернистих.

На практиці розміри зерен аустеніту визначають цементацією (насиченням вуглецем), окисленням або протравлюванням границь зерен спеціальними травниками і співставленням одержаних структур зі стандартними шкалами бальності (рис. 43).

Величина зерна аустеніту помітно впливає на властивості сталі. Із великого зерна аустеніту утворюється крупнозерниста структура продуктів розпаду під час охолодження. Дрібнозернисті сталі дещо міцніші і пластичніші, а крупнозерниста структура спричинює помітне зниження ударної в'язкості.

Необґрунтовано вибраний режим нагрівання може призвести до надмірного росту зерна, що називають *перегріванням*. Перегріта сталь характеризується наявністю великих зерен фериту і перліту. Іноді феритні виділення мають вигляд голок - така структура називається відманштеттовою. Нагрівання сталі до температур, близьких до лінії солідус, супроводжується оплавленням і окисленням границь зерен, що називається *перепалюванням*.

5.3. Перетворення при охолодженні і витримці при постійній температурі

В процесі охолодження сталі від температур аустенітного стану до кімнатної відбувається *перетворення (розпад) аустеніту*, який може відбуватися лише за температур, нижчих від критичної точки A_1 (для вуглецевих сталей та чавунів $t_{A1} = 727\text{ }^\circ\text{C}$), за умови, що вільна енергія аустеніту вища за вільну енергію продуктів його перетворення. Тобто аустеніт має бути переохолодженим. Від ступеня переохолодження та температури при якій відбувається витримка, залежать швидкість перетворення та структурний стан продуктів розпаду аустеніту.

Процес перетворення аустеніту при швидкому переохолодженні до певної температури та витримки при їй (ізотермічний процес) можна охарактеризувати так званими кінетичними кривими для різних ступенів переохолодження (рис. 55, а).

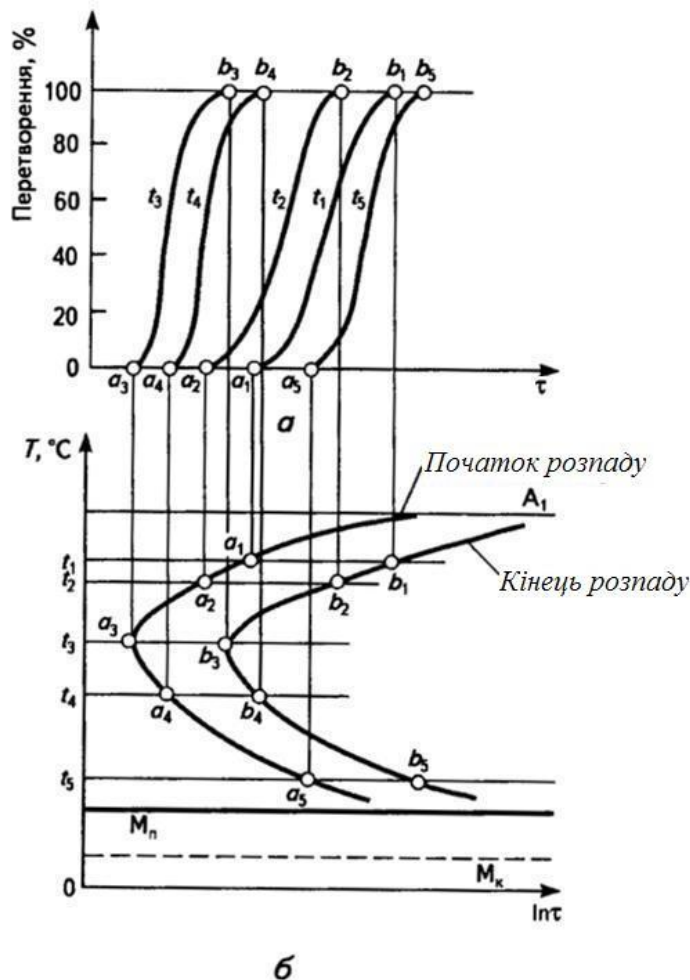


Рис. 55. Схема побудови кінетичних кривих (а) і діаграми ізотермічного перетворення аустеніту (б)

За умов невеликого переохолодження різниця вільних енергій аустеніту і продуктів розпаду незначна. Тому перетворення відбувається з певним періодом інертності. Тобто існує інкубаційний період до початку перетворення, що дорівнює відстані від точки 0 до точки a на осі часу (рис. 55, а). Точка a кінетичної кривої відповідає початку перетворення (1 % продуктів розпаду), а точка b – закінченню перетворення.

Від ступеня переохолодження залежить тривалість інкубаційного періоду та швидкість перетворення. За малого ступеня переохолодження (t_1)

перетворення йде повільно внаслідок малої різниці вільних енергій аустеніту і продуктів розпаду. У разі зростання ступеня переохолодження швидкість стає оптимальною (при t_3), а потім, за значного переохолодження (при t_4 і t_5), швидкість знову зменшується у зв'язку з малою дифузійною рухливістю атомів. Це й демонструють кінетичні криві (рис. 55, а), за якими можна побудувати діаграму ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 55, б). Для цього в координатах час (вісь абсцис) і температура розпаду аустеніту (вісь ординат) наносять точки a і b кінетичних кривих у міру зниження температури (ступеня переохолодження). Поєднуючи точки a_1, a_2 і т. п., одержують криву початку ізотермічного перетворення аустеніту (ліва крива діаграми), а, поєднуючи точки b_1, b_2, \dots, b_5 , - праву криву закінчення перетворення. Одержані криві нагадують літеру С, тому їх називають С-кривими. У англійськомовних виданнях їх називають ТТТ-діаграми (time - temperature - transformation).

В області між вертикальною віссю і кривою початку перетворення аустеніт перебуває в переохоложеному стійкому стані (інкубаційний період). Мінімальний час існування переохоложеного аустеніту до початку його перетворення на продукти розпаду називають *стійкістю аустеніту* (час від 0 до a_3 на рис. 55, б). Залежить вона головним чином від вмісту вуглецю та легуючих елементів і є важливою характеристикою при термічній обробці сталей. Оскільки розпад аустеніту може здійснюватися від кількох секунд до кількох годин, то для зручності побудови діаграми використовують логарифмічну шкалу часу ($\ln \tau$).

На рис. 56 показані перетворення аустеніту евтектоїдної сталі (0,8 % С) при швидкому переохолодженні та витримці при певних температурах. Видно, що залежно від ступеня переохолодження аустеніту, існують три температурні області перетворення: перліту - від точки A_1 до приблизно 550°C ; бейніту - від 550°C до точки $M_{\text{п}}$; мартенситу - нижче точки $M_{\text{п}}$.

Перетворення аустеніту на перліт ($A \rightarrow П$) відбувається дифузійним механізмом при незначному переохолодженні і складається з трьох основних етапів: перетворення $\text{Fe}\gamma \rightarrow \text{Fe}\alpha$ (ГЦК \rightarrow ОЦК-гратка); зародження центрів кристалізації цементиту (Fe_3C); зростання зерен цементиту. Внаслідок цих процесів відбувається утворення і зростання пластинчастих кристалів фериту і цементиту, що утворюють перлітні колонії (рис. 57).

При збільшенні ступеню переохолодження аустеніт внаслідок дифузійного розпаду перетворюється на *сорбіт*, а при ще більшому –

на троостит (рис. 56). Сорбіт і троостит є сумішами фериту та пластин цементиту, більш дисперсними ніж перліт.

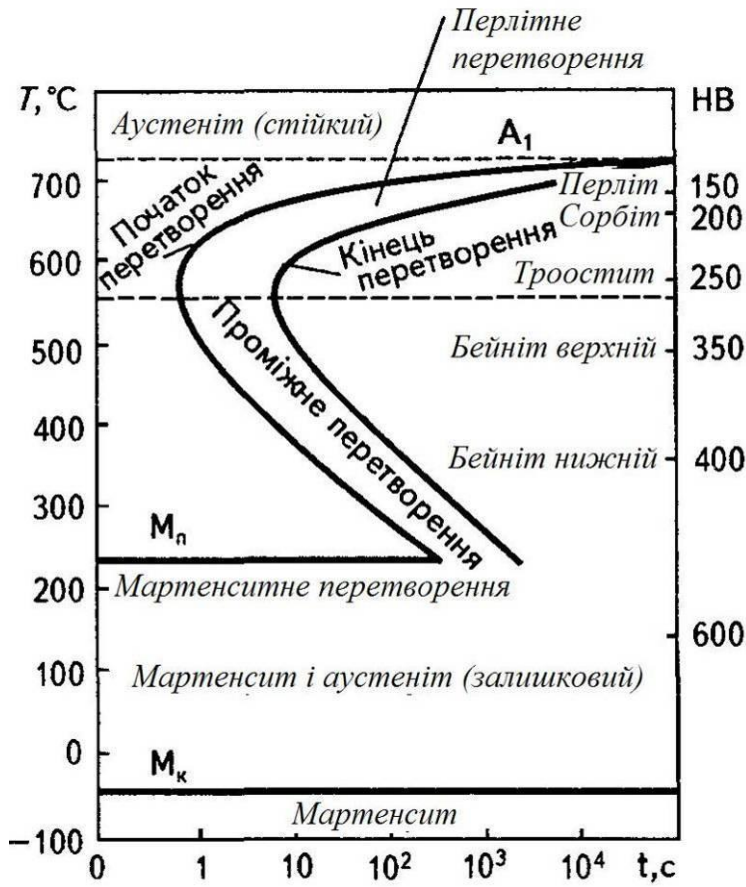


Рис. 56. Діаграма ізоотермічного перетворення аустеніту евтектоїдної сталі (0,8 % С)

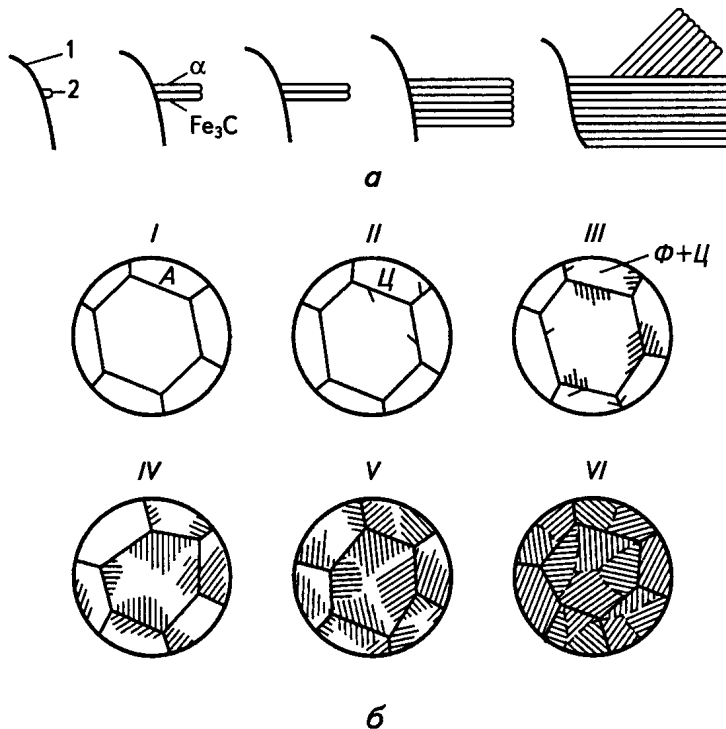


Рис. 57. Схема зародження та росту перлітної колонії (а) та утворення перлітного зерна (б):
1 — границя зерна аустеніту;
2 — зародок цементиту;
I - VI — етапи перетворення

Бейнітне перетворення у вуглецевих сталях відбувається в інтервалі температур нижчих дифузійного розпаду аустеніту (перлітного, сорбітного, трооститного). Іноді бейнітне перетворення часто називають проміжним. Під час нього утворюється *бейніт* — двофазова суміш, що складається з пересиченого вуглецем фериту та карбідів заліза.

При температурах бейнітного перетворення (рис. 56) дифузія заліза практично неможлива. Дифузія вуглецю ще досить інтенсивна, завдяки чому в переохоложеному аустеніті локально перерозподіляється вуглець, утворюючи зони з низькою та високою його концентрацією. Зони аустеніту з низькою концентрацією вуглецю зазнають $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення за бездифузійним механізмом, хоча таке перетворення було підготовлено попередніми дифузійними процесами. В зонах збагаченого вуглецем аустеніту під час ізотермічної витримки виділяються карбіди у вигляді дуже дрібних і коротких палочок. Внаслідок виділення цієї високовуглецевої фази (карбідів) суміжні зони аустеніту збіднюються вуглецем. В збіднених зонах знову проходить бездифузійне $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення.

Залежно від температури утворення бейніт поділяють на верхній і нижній. Умовна межа між ними — температура 350 °С. *Верхній бейніт* утворюється ближче до зони перлітного (сорбітного, трооститного) перетворення. Він складається з коротких не завжди паралельних пластинок фериту й цементиту. *Нижній бейніт* утворюється при більш низьких температурах. Він має голчасту форму. Голки складаються з дрібних пластинок фериту й цементиту. Твердість бейніту близька до 500 НВ. Верхній бейніт недостатньо міцний і малопластичний, а нижній бейніт — високоміцний і має задовільну пластичність та ударну в'язкість.

При швидкому переохолодженні нижче 240 °С та витримці відбувається бездифузійне *мартенситне перетворення*. Лінії M_s і M_f на рис. 56 показують температури початку та закінчення мартенситного перетворення.

Особливістю перетворення аустеніту в мартенсит ($A \rightarrow M$) є його бездифузійність. *Мартенсит* - це перенасичений твердий розчин вуглецю в α -залізі. При значному переохолодженні вуглець не встигає виділитися з аустеніту у вигляді цементиту, як це відбувається при утворенні перліту, сорбіту і трооститу. Він залишається у кристалічній ґратці α -заліза, утворюючи перенасичений твердий розчин і викликає внаслідок цього зміну ОЦК-ґратки на тетрагональну у вигляді прямокутного паралелепіпеда (рис. 58).

Перетворення аустеніту в мартенсит відбувається за механізмом зсуву, коли атоми заліза зсуваються в просторі на незначні (менші міжатомних) відстані відносно сусідніх атомів без обміну місцями.

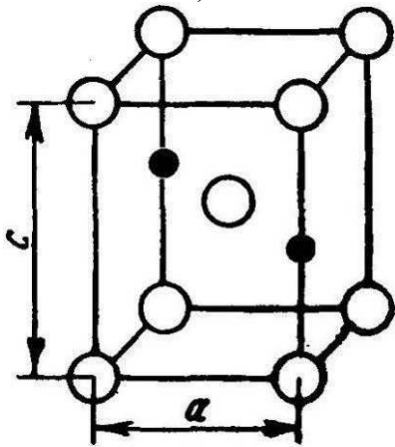


Рис. 58. Елементарна кристалічна гратка мартенситу:
 a, c - параметри гратки;
 O - атом заліза;
 • - атом вуглецю

У результаті такого зсуву відбувається миттєве $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з величезною швидкістю (~ 1000 м/с) росту кожної пластини мартенситу.

Аустеніт починає перетворюватися в мартенсит з певної початкової температури M_n (рис. 56), яка не залежить від швидкості охолодження, протилежно до перлітного перетворення. Якщо припинити охолодження, то мартенситне перетворення зупиниться. Закінчується мартенситне перетворення при кінцевій температурі M_k (рис. 56). Якщо в рівноважному стані концентрація вуглецю у фериті не перевищує 0,02 %, то концентрація вуглецю в мартенситі така сама, як у вихідному аустеніті й може досягати 2,14 %.

Атоми вуглецю мартенситу перебувають в порах елементарної гратки α -заліза й сильно деформують її. В результаті елементарна гратка мартенситу замість кубічної стає тетрагональною (рис. 58), в якій параметр c більший від a . З підвищенням вмісту вуглецю параметр c тетрагональної гратки збільшується. Водночас збільшується й ступінь тетрагональності (співвідношення c/a). Наприклад, при вмісті у сталі 1,7 % C ступінь тетрагональності становить 1,08.

Кристали (голки) мартенситу в площині шліфа виглядають, як паралельні або розташовані під кутом 60 і 120° пластини (рис. 59), що пов'язано з утворенням мартенситу лише в певних кристалографічних площинах. По цих площинах кристал мартенситу, що росте, й кристал вихідного аустеніту спряжені (когерентні).

Оскільки мартенсит та аустеніт мають різні питомі об'єми, то в площинах спряження виникають напруження, що перевищують границю текучості. Ці напруження спричиняють порушення когерентності й утворення міжфазової границі з невпорядкованим розташуванням атомів. Характерно також подрібнення блочної структури та підвищення густоти дислокацій.

Все це, разом з утворенням твердого розчину втілення з тетрагональною кристалічною ґраткою, зумовлює високу міцність ($\sigma_b \approx 1000-1500$ МПа), твердість (60-65 HRC) і крихкість (ударна в'язкість знижується до $0,1$ МДж/м²) мартенситу.



Рис. 58. Структура мартенситу, $\times 1000$

Кінетику мартенситного перетворення в інтервалі температур $M_p - M_k$ часто відображають кривою, побудованою в координатах частка мартенситу — температура t (рис. 60). Як видно з рисунка, зі зниженням температури сталі частка утвореного мартенситу збільшується. При цьому частка мартенситу збільшується не внаслідок росту кристалів, а через утворення нових. При кінцевій температурі мартенситного перетворення M_k

ще залишається певна кількість не перетвореного аустеніту (А), який називають *залишковим аустенітом*. Чим нижча температура M_k , тим більше його в загартованій сталі. Залишковий аустеніт є причиною неоднорідності властивостей загартованої сталі.

На числові значення температур M_p і M_k істотно впливає хімічний склад аустеніту. Чим більша концентрація вуглецю, тим нижчий інтервал температур мартенситного перетворення (рис. 61). Всі елементи, за винятком кобальту й алюмінію, знижують положення точок M_p і M_k , збільшують стійкість переохолодженого аустеніту, тобто змішують С-подібні криві на діаграмі вправо і, таким чином, зменшують швидкість охолодження, потрібну для утворення мартенситної структури.

Мартенситне перетворення на відміну від перлітного не має інкубаційного періоду. При концентрації вуглецю понад $0,5\%$ мартенситне перетворення зсувається в область від'ємних температур. Температура мартенситного перетворення M_p не залежить від швидкості охолодження. Для евтектоїдної вуглецевої сталі вона становить 240°C .

Мінімальна швидкість охолодження, при якій у сталі відбувається мартенситне перетворення, називається *критичною швидкістю охолодження*.

Для вуглецевої евтектоїдної сталі точка M_k відповідає температурі мінус 50°C , тому при охолодженні до кімнатної температури перетворення аустеніту в мартенсит в цій сталі повністю не

завершується і в її структурі поряд із мартенситом є аустеніт, що не розпався. Такий аустеніт називають *залишковим*. У вуглецевих сталях масова частка залишкового аустеніту становить 3-10%, а в легованих досягає десятків процентів. Оскільки залишковий аустеніт значно м'якший за мартенсит, то він зменшує твердість загартованої сталі. Тому для досягнення більш повного мартенситного перетворення сталь з великим вмістом залишкового аустеніту після гартування додатково обробляють холодом, тобто охолоджують до температури, нижчої за точку M_K .

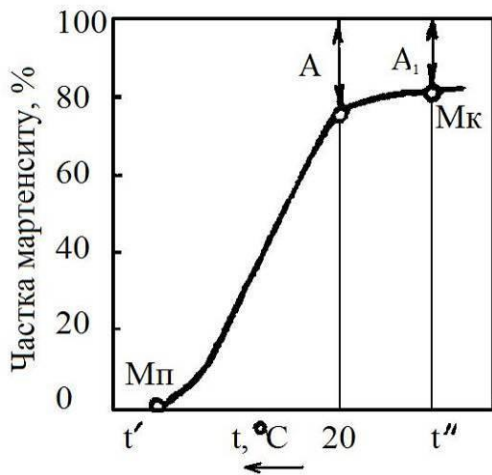


Рис. 60. Мартенситна крива:
t – температура

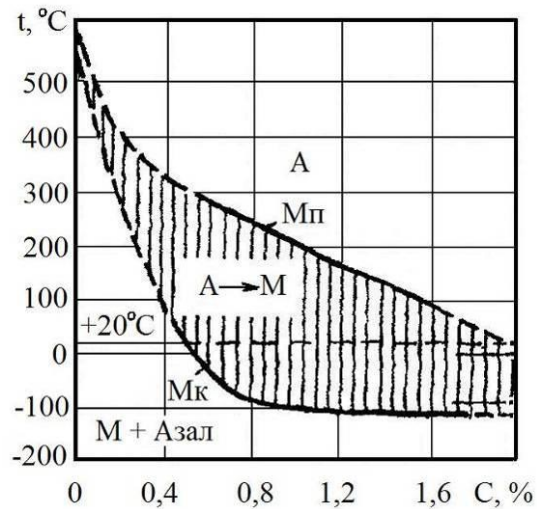


Рис. 61. Вплив C на температури початку M_{Π} й кінця M_K мартенситного перетворення

5.4. Перетворення при безперервному охолодженні

Практичне значення при визначенні режимів конкретних марок сталей має перетворення аустеніту в умовах безперервного охолодження. Залежно від швидкості безперервного охолодження утворюються структури перліту (Π), сорбіту (C), трооститу (T), бейніту (B), мартенситу (M) та залишкового аустеніту ($A_{зал}$), що відображається термокінетичною діаграмою розпаду аустеніту (рис. 62).

При швидкості охолодження $V_{ох} \leq 30$ °C/c аустеніт розпадається з перетворенням гратки заліза з ГЦК (γ_{Fe}) в ОЦК (α_{Fe}), зародженням центрів виділення цементиту (Fe_3C) і їх росту. Як наслідок формується структура *пластинчастого перліту* з міжпластинчастою відстанню $\Delta_0 = 0,6 - 1,0$ мкм і твердістю 180 - 250 НВ.

Збільшення швидкості охолодження до 50 °C/c прискорює перетворення $\gamma_{Fe} \rightarrow \alpha_{Fe}$, та зародження центрів виділення цементиту, але зменшує швидкість росту цементиту, що приводить до утворення

дисперсної ферито – цементитної суміші – сорбіту ($\Delta_0 = 0,25 - 0,3$ мкм, 250 - 300 НВ).

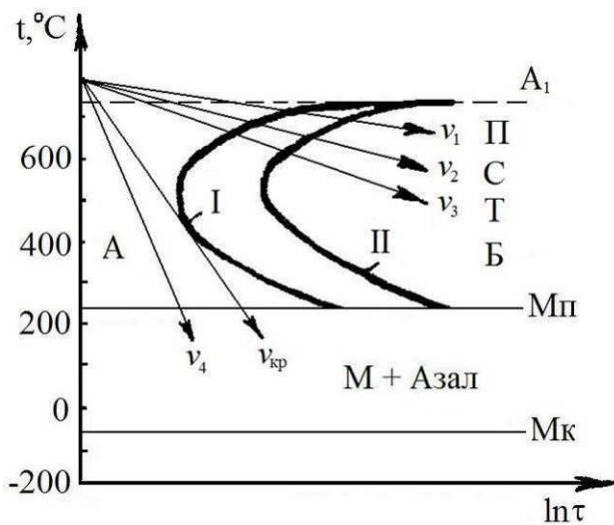


Рис. 62. Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперевному охолодженні сталі:

I, II – лінії, відповідно, початку і кінця розпаду переохолодженого аустеніту;

$M_{\text{п}}$, $M_{\text{к}}$ – лінії, відповідно, початку і кінця мартенситного перетворення; v_1, v_2, v_3, v_4 - швидкості охолодження; $v_{\text{кр}}$ – критична швидкість охолодження.

При швидкості охолодження від 50 до 100 °C/c повністю реалізується лише перетворення $\gamma_{\text{Fe}} \rightarrow \alpha_{\text{Fe}}$, зародження центрів виділення цементиту - тільки частково, а ріст цементиту зупиняється відразу ж на початку перетворення. Тому утворюється дуже дрібна структура ферито-цементитної суміші - *троостит* ($\Delta_0 = 0,1 - 0,15$ мкм, 350 - 450 НВ), будову якого можна спостерігати лише при великих збільшеннях ($\times 7000 - 8000$).

При швидкості охолодження від 100 до 125 °C/c формується *верхній бейніт* з довжиною голок від 0,5 до 0,6 мкм, а при $V_{\text{ох}} = 125 - 150$ °C/c - *нижній бейніт* з міжпластинчастою відстанню $\Delta_0 = 0,08 - 0,09$ мкм.

Швидкість охолодження $V_{\text{ох}} > 150$ °C/c дає змогу реалізувати лише бездифузійне перетворення $\gamma_{\text{Fe}} \rightarrow \alpha_{\text{Fe}}$ з утворенням структури *мартенситу*.

5.5. Перетворення при відпуску та старінні

Структура загартованої сталі є термодинамічно нестабільною, оскільки має підвищений рівень вільної енергії та дефектів кристалічної будови. Тому при нагріванні загартованої сталі до температур, нижчих за критичну A_1 (727°C), з наступним охолодженням (*відпуск*) вона намагатиметься перейти до більш стабільного стану, тобто до перетворення мартенситу і залишкового аустеніту на ферито-цементитну суміш. Такі перетворення супроводжує зміна об'єму (довжини зразка). Враховуючи, що мартенсит має найбільший об'єм, а аустеніт - найменший та фіксуючи, дилатометричним методом, зміну довжини сталюого зразка при

нагріванні, можна визначити ступінь та етапи перетворення загартованої сталі при відпуску (рис. 63).

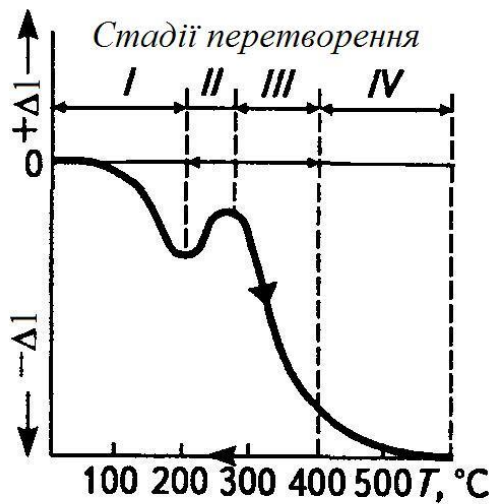


Рис. 63. Дилатометрична крива відпуску вуглецевої (1,2 % C) сталі

Так, в інтервалі температур 80-200 °С на I стадії відпуску спостерігається скорочення довжини зразка, що відповідає так званому першому перетворенню при відпуску. Це пов'язується з поступовим зменшенням параметра c ґратки (ступінь тетрагональності наближується до одиниці, коли утворюється відпущений мартенсит з майже кубічною ґраткою. Це пояснюється виділенням вуглецю з твердого розчину та утворенням метастабільного ϵ -карбїду (Fe_2C).

Тобто на першій стадії відпуску утворюється відпущений мартенсит - гетерогенна суміш пересиченого α -розчину неоднорідної концентрації і частинок ще не відокремленого від матриці ϵ -карбїду.

За подальшого нагрівання в інтервалі температур 200-300 °С на другій стадії відпуску залишковий аустеніт перетворюється в гетерогенну суміш з пересиченого α -розчину і карбїду, яка має назву відпущений мартенсит. Ці перетворення супроводжуються збільшенням довжини дилатометричного зразка.

На третій стадії відпуску в інтервалі 300-400 °С спостерігається зменшення об'єму сталі, що зумовлюється повним виділенням вуглецю з твердого розчину, обособленням і перетворенням ϵ -карбїду на цементит (Fe_3C), зняттям внутрішніх напружень. При 400 °С третє перетворення завершується, і сталь складається з фериту і цементиту (троостит відпуску).

На четвертій стадії при температурі вище 400 °С відбувається активний процес коагуляції карбїдних часток, який почався ще при температурі 150°С. Пластинчастий цементит переходить у глобулярну (зернисту) форму, утворюючи суміш фериту й цементиту.

Після відпуску при 350-500°С загартована сталь має структуру *трооститу відпуску* (розмір часток цементиту $\leq 0,1$ мкм), при 550-600°С - *сорбіту відпуску* (цементит у вигляді зерен розміром від 0,1 до 0,2 мкм), а при 650-700°С - *перлїту відпуску* (розмір глобулярних часток цементиту від 0,3 до 0,4 мкм). Різний розмір та форма частинок

цементиту, одержаного в процесі відпуску загартованої сталі, зумовлює відмінності у її властивостях.

Старіння. Термін відпуск прийнято застосовувати тільки до тих сплавів, що були піддані загартуванню з поліморфним перетворенням, а термін старіння - у випадку загартування без поліморфного перетворення (після такого загартування фіксується перенасичений твердий розчин). Головним процесом при старінні є розпад перенасиченого твердого розчину, отриманого в результаті загартування.

Основне призначення старіння — підвищення міцності та стабілізація властивостей. Розрізняють наступні види старіння:

1. *Природне старіння* - самовільне підвищення міцності (зменшення пластичності) загартованого сплаву, що відбувається в процесі його витримки при нормальній температурі;

2. *Штучне старіння* - підвищення міцності, що відбувається в процесі витримки при підвищених температурах. Штучне старіння застосовується для вимірювальних інструментів - калібрів, скоб і подібних деталей точного машинобудування. Температура штучного старіння 150-180°C, тривалість 5-20 г;

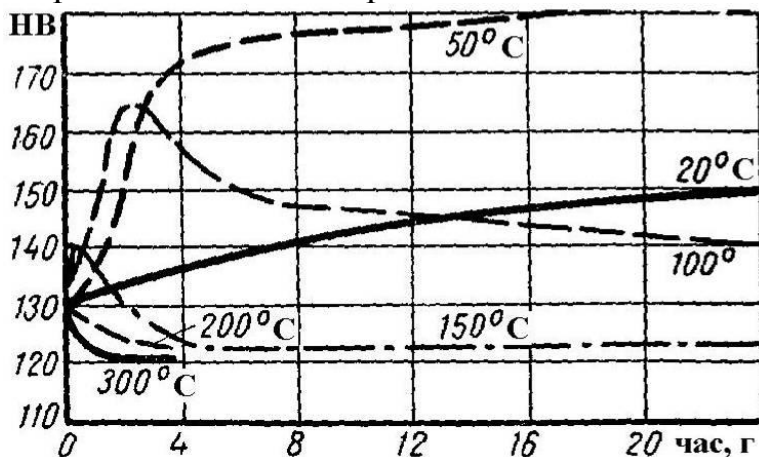
3. *Деформаційне старіння* - підвищення міцності внаслідок пластичної деформації;

4. *Термічне старіння* - старіння після термічної обробки.

Старіння є основним способом зміцнення алюмінієвих сплавів, деяких сплавів міді, а також багатьох жароміцних і інших сплавів. В даний час усе більш широко використовують мартенситостаріючі сплави.

Якщо при старінні відбуваються процеси виділення, то таке явище називають *дисперсійним твердінням*.

Зміна механічних властивостей заліза після дисперсійного твердіння показано на рис. 64 і в табл. 7.



Видно, що при нагріванні до 100 °C збільшення часу старіння приводить до монотонного зростання твердості (рис. 64). При 100 °C спостерігається екстремальна залежність, а при більших

Рис. 64. Вплив тривалості старіння на твердість сталі (0,07% С), загартованої з 680°C температурах зниження твердості (рис. 64).

Таблиця 7. Вплив термічної обробки на механічні властивості заліза (0,044% С) після дисперсійного твердіння при кімнатній температурі

Температура гартування, °С	Стан	Твердість, НВ	Межа міцності на розтяг, МПа	Відносне видовження, %
600	Після гартування	119	40	25
	Після дисперсійного твердіння протягом 28 діб	172	55	13
700	Після гартування	121	40,3	27,5
	Після дисперсійного твердіння протягом 33 діб	185	57,5	14

Після природного дисперсійного твердіння протягом 28 діб відносне подовження заліза зменшується на 50 %, тоді як твердість і межа міцності при розтягуванні підвищуються порівняно мало. Твердість заліза з 119 НВ після витримки протягом 28 діб підвищилася до 172 НВ, а протягом 33 діб – до 185 НВ, при цьому межа міцності на розтяг збільшується на 38 і 43%, відповідно.

5.6. Відпускна крихкість сталі.

Відпускною крихкістю називають окрихчення сталей в певних діапазонах температур відпуску. Схильність відпущених сталей, особливо легованих, до крихкого руйнування виявляють за зміною ударної в'язкості (КСУ) в залежності від температури відпуску (t_v) (рис. 65).

Незворотня відпускна крихкість (I роду) спостерігається у відпущених в інтервалі температур 250-400 °С легованих, а також вуглецевих сталях. Окрихчення сталей пов'язують з неоднотим розпадом мартенситу всередині зерна та на його периферії. Розпад мартенситу в пограничних зонах починається з виділення й подальшого відокремлення цементиту. У місцях розпаду виникають концентрації напружень і тому ударна в'язкість сталі після відпуску в інтервалі температур 250-400 °С є менша, ніж після відпуску при температурах нижчих за 250 °С. Підвищення температури відпуску

понад 400 °С або тривалості нагрівання спричиняють вирівнюванню структури в усьому зерні, внаслідок чого відпускна крихкість сталі зникає. Повторне (після відпуску понад 400 °С) нагрівання сталі в інтервалі температур окрихчення не спричиняє зниження ударної в'язкості, тобто сталь уже не повертається до крихкого стану.

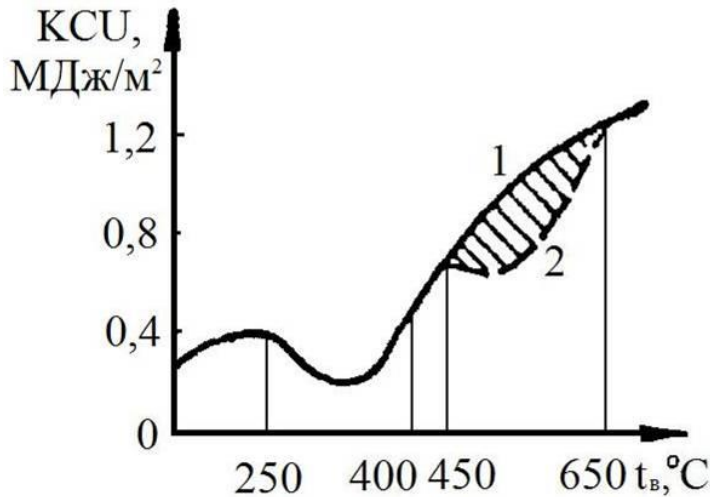


Рис. 65. Вплив температури відпуску t_v на ударну в'язкість КСУ сталі, чутливої до відпускну крихкості: 1 - швидке охолодження у воді або мінеральній оліві; 2 - повільне охолодження з піччю або на повітрі

Звичайно, підвищення температури відпуску збільшує ударну в'язкість. Однак в інтервалах температур відпуску 250-400 °С і при повільному охолодженні, 450-600 °С спостерігається істотний спад величин ударної в'язкості, визначених при кімнатній температурі.

Розрізняють два види відпускну крихкості - незворотня (I роду) й зворотня (II роду).

Зворотню відпускну крихкість (II роду) мають леговані сталі, відпущені в інтервалі температур 450-600 °С і охолоджені повільно. Швидке охолодження у воді від температури високого відпуску зменшує спад ударної в'язкості аж до повного його зникнення. Зворотня відпускна крихкість не спостерігається у вуглецевих сталях. Зворотню відпускну крихкість найчастіше пов'язують із виділенням на границях колишніх зерен аустеніту шкідливих домішок, особливо фосфору, під час повільного охолодження після високотемпературного відпуску. Цьому сприяють такі широко використовувані легуючі елементи як хром, марганець і нікель, які також мігрують до границь зерен, де хром і марганець утворюють леговані та спеціальні карбіди.

Підвищена концентрація шкідливих домішок поблизу границь зерен істотно послаблює міжзеренний зв'язок і є однією з причин крихкості. Додавання до легованих сталей в обмеженій кількості молібдену (0,2-0,3 %) або вольфраму (0,5-0,7 %), послаблює відпускну крихкість. Нагрівання попередньо окрихченої сталі до температур понад 600 °С і подальше швидке охолодження можуть обмежити, або й зовсім зняти відпускну крихкість. Під час цього розподіл фосфору

по зерну вирівнюється, а швидке охолодження стримує його дифузію. Проте повторний відпуск при температурах 450-600°C знову призводить до відпускної крихкості. Звідси пішла назва — зворотня відпускна крихкість.

Глава 6. ТЕХНОЛОГІЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ СТАЛЕЙ І ЧАВУНІВ

6.1. Відпал і нормалізація вуглецевих сталей

Відпал частково або повністю усуває відхилення від рівноважного стану сплаву, які виникли внаслідок його попередньої обробки (лиття, обробка тиском, зварювання, термообробка). Залежно від того, які відхилення від рівноважного стану усуваються, розрізняють наступні різновиди відпалювання:

1. *Рекристалізаційний відпал* використовують для зменшення твердості наклепаної холоднодеформованої сталі, підвищення її в'язкості, одержання певного розміру зерна. Сталь для цього нагрівають до температури початку рекристалізації (росту зерен), нижче критичної точки A_1 , витримують 3-6 год і повільно охолоджують до 500 °С і далі на повітрі. У результаті замість структури деформованого металу утворюється рівноважна дрібнозерниста, вільна від залишкових напружень структура.

2. *Гомогенізуючий (дифузійний) відпал* застосовують для вирівнювання хімічного складу та підвищення однорідності структури литої легованої сталі або для зниження схильності прокату до утворення дефектів (флокенів і шиферності). Сталь для цього нагрівають вище температури точок A_3 і A_{cm} (1000 - 1150 °С) з витримкою протягом 10-15 год і повільно охолоджують. Внаслідок цього утворюється однорідна структура з великим зерном, яке подрібнюють під час наступної термічної обробки або при прокатуванні.

3. *Відпал на велике зерно* застосовують для поліпшення оброблюваності сталі різанням. Оскільки структури з більшим зерном обробляються легше, штучно розмір зерна маловуглецевої сталі збільшують нагріванням до 950-1100 °С і повільним охолодженням її разом з піччю.

Залежно від змін, що відбуваються у фазово-структурному стані сплаву, відпал може бути повним, неповним, сфероїдизуючим та ізотермічним.

Повний відпал застосовують для зменшення твердості, внутрішніх напружень, структурної неоднорідності, подрібнення зерна, підвищення в'язкості й пластичності, поліпшення оброблюваності сталі. За повного відпалювання відбувається фазова перекристалізація феритної та перлітної складових структури при температурі на 30 - 50 °С вище температури точки A_3 і

оохолодженні зі швидкістю 20 - 200 °С/год. Швидкість оохолодження залежить від складу сталі, маси і форми виробів.

Неповний відпал використовують для зменшення твердості та поліпшення оброблюваності сталей різанням. При цьому відбувається перекристалізація лише перлітної складової структури. Після нагрівання до температури на 40 - 60 °С вище точки A_1 , витримування і повільного оохолодження утворюються перліт і ферит у доевтектоїдних сталях та перліт і цементит у заевтектоїдних. Для заевтектоїдних сталей неповний відпал використовують замість повного.

Сфероїдируючий відпал (відпал для надання карбїдам кулястої форми) застосовують для зниження твердості, підвищення оброблюваності різанням високовуглецевих та інструментальних сталей, підвищення пластичності мало- та середньовуглецевих сталей перед холодним штампуванням і волочінням внаслідок сфероїдизації карбїдів. Режим такого відпалювання включає нагрівання до температури, трохи вищої від температури A_1 , повільне оохолодження (30 - 40 °С/год) до 600 °С і далі на повітрі або циклічне багаторазове нагрівання вище температури точки A_1 і оохолодження нижче цієї температури. За цих умов відбувається усунення пластинчастого і змішаного перліту та цементитної сітки, утворюється кінцева структура фериту та зернистого цементиту.

Ізотермічний відпал використовують для скорочення тривалості відпалювання прокату або заготовок після кування з легованих сталей. Здійснюють його нагріванням на 30 - 50 °С вище температури точок A_1 або A_{cm} (для заевтектоїдних сталей) і витримуванням при цих температурах. Далі прискорено оохолоджують до температури найменшої стабільності аустеніту (650 - 680 °С) та витримують ізотермічно до повного розпаду аустеніту з подальшим оохолодженням на повітрі. При цьому спочатку утворюється аустеніт, а потім відбувається його ізотермічний розпад на ферито-карбїдну суміш. Кінцева структура після ізотермічного відпалювання — пластинчастий перліт і ферит, а в заевтектоїдних сталях — перліт і цементит.

Для відпалювання потрібна дуже мала швидкість оохолодження (до 0,1 °С/с). Таку швидкість забезпечує оохолодження нагрітих деталей разом з піччю протягом 6 - 12 і більше годин. Така мала швидкість оохолодження потрібна лише при оохолодженні деталі до температури 550°С.

Нормалізація є ефективним засобом усунення грубозернистої структури після лиття та кування. Для низьковуглецевих сталей

використовується замість повного відпалювання. Виливки середньовуглецевих сталей нормалізують замість гартування для зменшення короблення та тріщиноутворення. Нормалізацію з високим відпуском замість повного відпалювання використовують для виправлення структури легованих сталей.

Нормалізацію здійснюють при температурах $A_{C3} + 30 - 50$ °С (для доєвтектоїдних сталей) або $A_{cm} + 30 - 50$ °С (для заєвтектоїдних) з наступним охолодженням на спокійному повітрі ($V_{ox} \approx 30$ °С/хв). При цьому отримують дрібне зерно і досягають рівномірного розподілу структурних складових сталей. Порівняно з відпалюванням, нормалізація є більш дешевою термічною операцією, оскільки у цьому випадку термічні печі використовують лише для нагрівання та витримання сталі при температурі нормалізації.

Зміна температур нормалізації та відпалювання сталей в залежності від вмісту вуглецю показана на рис. 66.

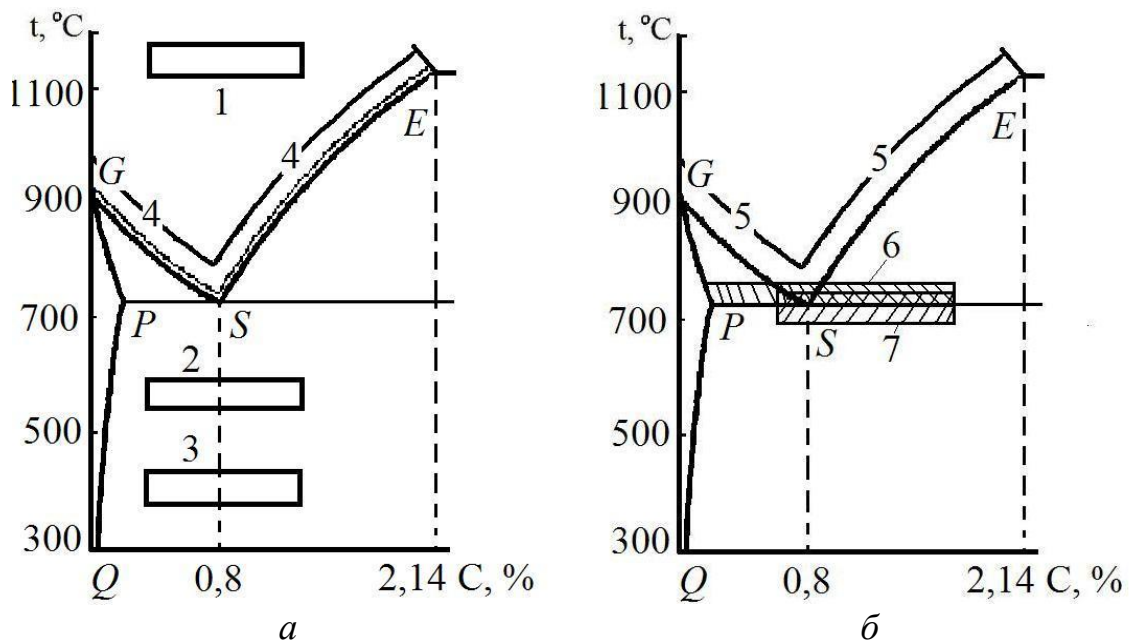


Рис. 66. Вплив вмісту вуглецю на температури нормалізації та відпалювання сталей: *a* - 1 - дифузійний; 2 - рекристалізаційний; 3 - для зняття напруг; 4 - нормалізація; *б* - 5 - повний; 6 - неповний; 7 - сфероїдизуючий

Нормалізація підвищує міцність і пластичність сталі порівняно з відпалом. Різниця між твердістю сталі після нормалізації та відпалювання показана на рис. 67.

Режими нормалізації вуглецевих сталей наведені в таблиці Д.ІІ.1.

Дефекти і брак при відпалі та нормалізації. У процесі відпалювання та нормалізації може виникати непоправний і

поправний брак (дефект). Найбільш розповсюдженими видами дефектів і браку є перегрів, перепал, окислювання та знеуглецьовування сталі.

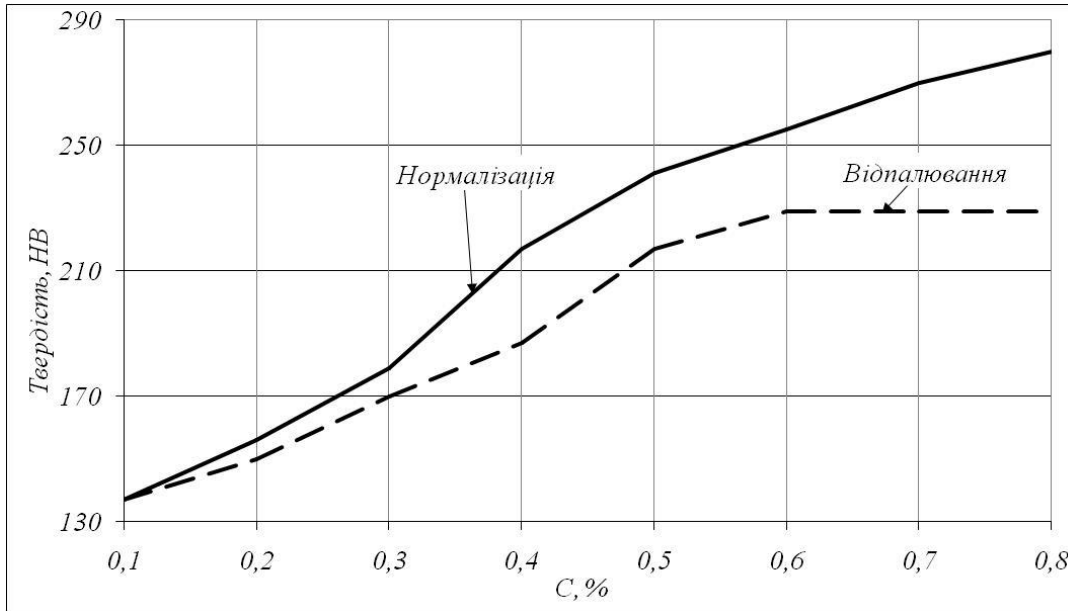


Рис. 67. Вплив вуглецю на твердість сталі після нормалізації та відпалюванні

При *перегріванні* сталі відбувається не тільки ріст зерен, але й окислення їх границь, що веде до зниження пластичних властивостей сталі.

Перегріта сталь при гартуванні дає підвищений брак по тріщинах. Перегрівання металу може бути виправлене наступною термічною обробкою — відпалом або нормалізацією. *Перепалений* метал є непоправним браком, коли окислюються границі зерен.

При нагріванні в полумєневих або електричних печах поверхня сталі стикається з пічними газами. У результаті метал *окислюється* та *знеуглецьовується*. На поверхні деталі утворюється окалина, на основі FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4 та шар з низьким вмістом вуглецю.

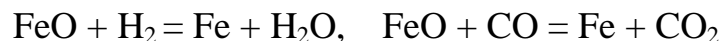
Зі збільшенням температури і часу витримки швидкість цих процесів різко зростає. Утворення окалини не тільки викликає вигар (втрату) металу, але і змінює геометричну форму деталей. Поверхня сталі під окалиною виходить роз'їденою і нерівною, що утрудняє обробку металу різальним інструментом. Знеуглецьовування різко знижує властивості міцності конструкційної сталі. Крім того, знеуглецьовування поверхні може викликати утворення тріщин і короблення. Особливо велике знеуглецьовування спостерігається при нагріванні металу в електричних печах.

Окалину з поверхні деталей видаляють травленням у сірчаній кислоті або очищенням у шротоструйних установках, а для запобігання окислювання та знеуглецювання в процесі термічної обробки безоxygenні (N_2 , Ar_2 , He_2 та інші), або захисні (H_2 , CO та інші) атмосфери. Однак такі способи вимагають спеціального дорогого устаткування у вигляді кислотних ванн, великих виробничих площ і є шкідливим виробництвом, що забруднює навколишнє середовище. Крім того операції термічної обробки і видалення окалини здійснюються послідовно, що приводить до збільшення терміну виробництва.

Сучасні методи термічної обробки дозволяють не тільки уникнути проблем окислювання та знеуглецювання деталей, але і швидко відновлювати попередньо отриману окалину як на всій поверхні виробу, так і в його локальних місцях і суміщати це з відпалом або нормалізацією.

Для локального відновлення окалини в певних місцях поверхні виробу застосовують спосіб, який включає розташування поверхні деталі з окалиною у відновлюючій атмосфері полум'я ацетиленового пальника, з витримкою достатньою для відновлення окалини та охолодження місця відновлення в нейтральній атмосфері.

Відновлювання попередньо отриманої окалини на всій поверхні виробу відбувається в процесі нагріву та витримки виробу при потрібній температурі, у відновній атмосфері, на протязі часу достатнього для відновлення окалини внаслідок відновлюваних реакцій:



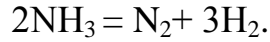
та охолодженні в нейтральній атмосфері.

Іншим ефективним методом - є покриття поверхні виробу, з окалиною, розчином речовини, яка при нагріванні і витримці у термічній печі, створює на поверхні деталі атмосферу, що взаємодіє з окалиною, порушуючи її взаємозв'язок з поверхнею та захищає поверхню виробу від взаємодії з окислювачами, що перебувають в атмосфері термічної печі, та вібрація виробу в процесі витримки у термічній печі для видалення окалини з поверхні заготовки.

У якості речовини для захисту поверхні від окислення, або руйнування можливо використання розчину нашатирного спирту (NH_4Cl), який при нагріванні дисоціює на аміак (NH_3) і пари соляної кислоти (HCl), за реакцією:



з наступною дисоціацією аміаку (NH_3) на азот і водень:



У даному випадку пари соляної кислоти (HCl) руйнують зв'язок окалини з поверхнею, а азот і водень захищають поверхню сталевого виробу від окислення.

Застосування вищенаведених способів дозволяє суміщати відновлення, або видалення окалини з відпалом, або нормалізацією, що забезпечує скорочення часу виробництва в 1,5 – 3,0 рази і поліпшення якості поверхні виробів з покращенням екологічних умов виробництва.

6.2. Гартування вуглецевих сталей

Мета гартування - підвищення міцності та твердості сталі за рахунок одержання нерівноважної структури.

Існує гартування без і з поліморфним перетворенням. *Гартування без поліморфного перетворення* - це термічна обробка, яка фіксує стан сплаву, властивий йому при високих температур. Гартування зводиться до нагрівання сталі або іншого сплаву до температури розчинення надлишкових фаз, витримування і швидкого охолодження для запобігання виділень надлишкових фаз з пересиченого твердого розчину. Таку обробку здійснюють для одержання гомогенної структури.

Гартування з поліморфним перетворенням - це термічна обробка, де головним процесом є мартенситне перетворення високотемпературної фази. Тому таку термічну обробку називають *гартуванням на мартенсит* і вона може бути застосована практично до будь-яких металів і сплавів, здатних при охолодженні перебудувати кристалічну гратку.

Основними факторами, які визначають властивості сталі після гартування є температура та тривалість нагрівання і швидкість охолодження.

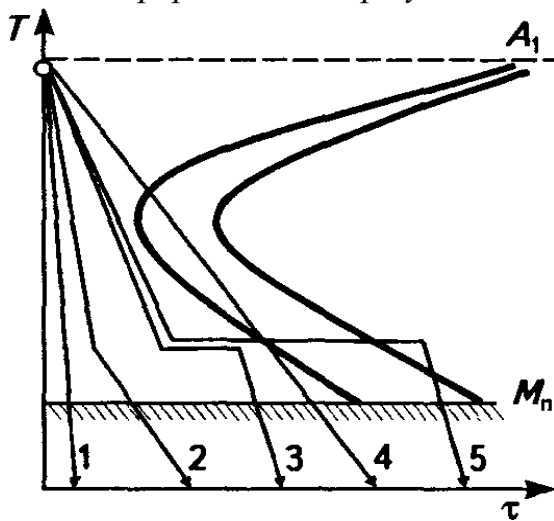
Залежно від температури нагрівання розрізняють повне та неповне гартування. *Повне гартування* включає нагрів сталі до температур на 30-60 °С вище точки A_3 (вище лінії GS на діаграмі стану) для отримання вихідної аустенітної структури і швидке охолодження. Застосовують для термічної обробки доєвтектоїдних сталей.

Неповне гартування - нагрів сталі в інтервалі температур $A_1 - A_3$ (на $30 - 50^\circ\text{C}$ вище A_1 , тобто до $760 - 780^\circ\text{C}$) для отримання вихідної структури аустеніту та цементиту і швидке охолодження, при якому аустеніт перетворюється в мартенсит, а цементит зберігається у загартованій структурі сталі. Внаслідок такої обробки отримують сталь з більш високою міцністю, ніж чисто мартенситна структура, оскільки цементит має вищу твердість порівняно з мартенситом. Таке гартування застосовують для термічної обробки заевтектоїдних сталей.

Залежно від способу охолодження існують наступні методи гартування:

1. *Безперервне гартування*, це гартування, при якому після нагрівання виріб охолоджується в одному середовищі (рис. 68, лінія 1). Залежно від вмісту вуглецю, структура сталі після безперервного гартування являє мартенсит і залишковий аустеніт або мартенсит, карбіди і залишковий аустеніт. Використовують для деталей простої форми.

2. *Переривчасте гартування* здійснюють у двох охолоджувальних



середовищах: спочатку деталь швидко охолоджується у воді до температури дещо вище температури початку мартенситного перетворення (лінія M_n), а потім швидко переносять до менш інтенсивного охолоджувача (олива, повітря), де охолоджують до 20°C (рис. 68, лінія 2). У результаті використання другого охолоджуючого середовища зменшуються внутрішні напруження, які б мали місце за умов швидкого охолодження в одному середовищі (воді), в тому числі й в області температур мартенситного перетворення.

Рис. 68. Криві охолодження для деяких способів гартування, нанесені на діаграму ізотермічного розпаду аустеніту.

1 - безперервне; 2 - переривчасте; 3 - сходинокве (ступінчате); 4 - неповне; 5 - ізотермічне

3. *Сходинокве гартування* використовують для зменшення напружень, деформації та запобігання утворенню тріщин в інструменті з вуглецевих і легированих сталей. Сталь, нагріту до температури гартування, охолоджують у середовищі з температурою, дещо вищою M_n

(180 - 250 °C), і витримують порівняно короткий термін. Далі сталь охолоджують на повітрі до нормальної температури (рис. 68, лінія 3). Внаслідок витримки у середовищі гартування досягають вирівнювання температури за перерізом виробу, проте перетворення аустеніту з утворенням бейніту не відбувається. Мартенситне перетворення відбувається під час охолодження на повітрі (але значно повніше), внаслідок чого сталь зберігає більше залишкового аустеніту порівняно з режимом безперервного гартування.

4. *Ізотермічне гартування* здійснюють охолодженням сталі у середовищі з температурою вище M_n (у розплавах солей), з ізотермічним витримуванням у ньому до повного або неповного перетворення аустеніту з наступним охолодженням на повітрі (рис. 68, лінія 5). Кінцева структура — бейніт або бейніт і карбіди, іноді також мартенсит і залишковий аустеніт. Таке гартування використовують для зменшення теплових і структурних напружень, запобігання тріщин і деформації, підвищення конструктивної міцності.

5. *Гартування з самовідпуском* здійснюють охолодженням лише частини або поверхні виробу у воді або оливі, далі виріб охолоджується на повітрі. Загартована зона при цьому відпускається за рахунок тепла серцевини або тієї частини, що не була занурена в охолоджуючу рідину. Таке гартування застосовують для зменшення залишкових напружень і як заміну наступного низького відпуску, а в окремих випадках — для місцевого гартування при індукційному поверхневому гартуванні.

6. *Гартування з обробкою холодом* застосовують для усунення залишкового аустеніту, підвищення твердості й зносостійкості, стабілізації розмірів виробів. Обробку холодом виконують одразу після гартування, щоб уникнути стабілізації аустеніту при витримці за нормальних температур. Охолодження виробів здійснюють до температури нижче 0 °C (мінус 30 - мінус 70°C), але в інтервалі M_n — M_k для додаткового перетворення аустеніту на мартенсит. Це підвищує твердість сталей з 0,8-1,1 % C на 1-3 HRC. Проте зростають напруження, тому після обробки холодом вироби піддають відпуску. Таку обробку використовують, в основному, для вимірювального інструменту, пружин і деталей з цементованих високолегованих сталей, що після гартування зберігають значну кількість залишкового аустеніту.

Тривалість нагрівання складається з тривалості нагрівання деталі до заданої температури і тривалості витримки при цій температурі та визначається вимогами досягнення максимальної однорідності

(гомогенізації) і мінімального розміру зерен твердого розчину, який отриманий при температурі нагріву (як правило аустеніту). Тривалість нагрівання залежить від температури та середовища нагрівання і форми виробу (табл. 8). З табл. 8 видно, що чим вище температура, тим менше повинна бути витримка для одержання однакових властивостей.

Таблиця 8. Вплив температури та середовища нагрівання і форми виробу на тривалість нагрівання

Середовище нагрівання	Температура, °С	Тривалість нагрівання в секундах на 1 мм поперечного перерізу виробу		
		Круг	Квадрат	Прямокутник
Полуменева піч	800-900	40...45	55...80	80...90
Соляна ванна	800-950	12...15	15...18	18...22
	1300	6...8	8...10	10...12
Електрична піч	600	120	180	240
	700	90	132	180
	800	60	90	120
	900	48	72	96
	1000	24	36	48

Режими гартування вуглецевих сталей наведні в таблиці Д.ІІ.1.

Швидкість охолодження є одним з основних факторів, який суттєво впливає на структуру та властивості матеріалу при гартуванні. Необхідну для проведення гартування швидкість охолодження забезпечують використанням певних середовищ з високою охолоджувальною здатністю (вода, олива, розчини солей тощо). Гартівна дія води та інших охолоджувальних середовищ наведена в табл. 9.

Вода є найдешевшим та інтенсивним охолоджувальним середовищем. Для забезпечення великої швидкості охолодження, необхідної під час гартування, нагріту деталь з вуглецевої сталі занурюють у холодну воду, а для забезпечення ще більшої швидкості охолодження і підвищення гартівної дії води до неї добавляють їдкою натрію або кухонної солі.

Як видно з табл. 9, гартівна дія води при підвищенні її температури різко знижується, тому велику кількість деталей потрібно гартувати в баку з проточною водою, щоб підтримувалася

необхідна температура. Для зниження швидкості охолодження у воді до неї додають рідке мило, масляну емульсію або вапняне молоко. Щоб забезпечити високу швидкість охолодження і запобігти утворенню на поверхні охолоджуваної деталі парових бульбашок, деталь треба різко і безперервно переміщувати у воді або додати солі NaCl.

Таблиця 9. Швидкість охолодження в різних охолодних середовищах

Охолодне середовище	Швидкість охолодження, °C/с в інтервалі температур	
	550-650°C	200-300°C
10 % - ний розчин їдконого натру у воді	1200	300
10 % - ний розчин кухонної солі у воді	1100	300
Вода чиста при температурі:		
18°C	600	270
25°C	500	270
50°C	100	270
75°C	30	200
Мінеральна олива	150	30
Емульсія оливи у воді	70	200
Мильна вода	30	200
Спокійне повітря	≈ 8	
Охолодження з піччю	0,05—1,00	

При гартуванні слід розрізняти і розуміти два важливих поняття: загартованість і прогартуваність сталі.

Загартованість — це здатність сталі набувати максимальної твердості внаслідок гартування. Загартованість визначає вміст вуглецю у сталі. Так, низьковуглецеві сталі (до 0,20 % C) практично не загартовуються, їхня твердість внаслідок гартування майже не підвищується.

Прогартуваність — це глибина загартованої зони. Відомо, що швидкість охолодження найбільша на поверхні виробу, а в його середині — найменша.

Якщо швидкість гартування в середині виробу рівна або більша виріб не прогартується наскрізь, коли швидкість охолодження (V_{ox}) в середині виробу менше від критичної швидкості гартування ($V_{кр}$) сталі, з якою виготовлено виріб (рис. 69, а, б). Зі зменшенням $V_{кр}$ даного матеріалу глибина загартованої зони зростає (рис. 69, а, б) ніж $V_{кр}$, то виріб прогартується наскрізь і всюди буде мартенситна структура (рис. 69, в). Якщо перетин охолоджуваного виробу

настільки великий, що неможливо досягти критичної швидкості навіть на його поверхні, то такий виріб не гартується зовсім.

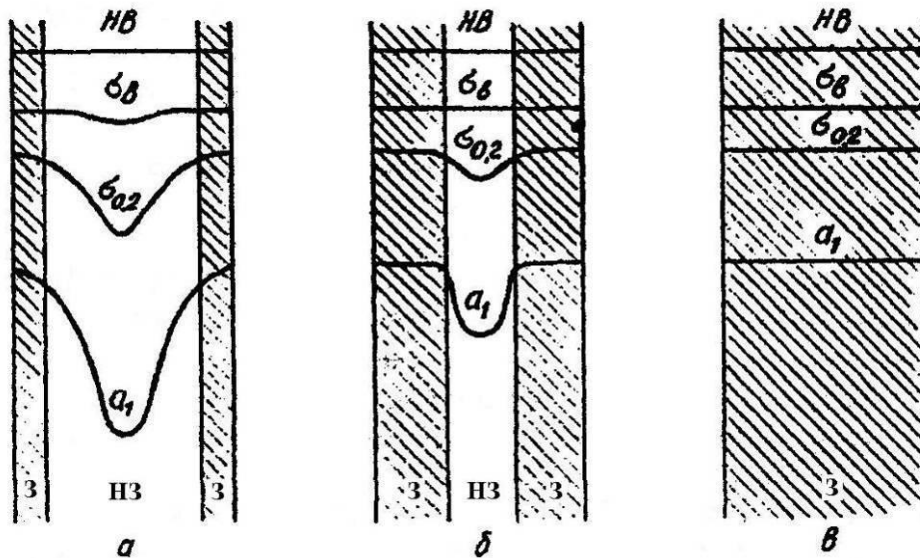


Рис. 69. Вплив глибини гартування на механічні властивості загартованих і відпущених сталей різної прогартуваності: *a, б* - ненаскрізна прогартуваність сталі; *в* - наскрізна прогартуваність сталі. З - загартований шар; НЗ- не загартований шар.

Критична швидкість гартування пов'язана з положенням кривої початку перетворення аустеніту й може бути визначена за діаграмою перетворення аустеніту при охолодженні. До основних факторів, що впливають на стійкість переохолодженого аустеніту, а, отже, і на $V_{кр}$, належать: співвідношення розчинених і не розчинених елементів і фаз в аустеніті та розмір його зерна.

Розчинення елементів і фаз в аустеніті та збільшення розміру його зерен зменшує $V_{кр}$. Нерозчинені в аустеніті карбіди, нітриди або інші фази зменшують стійкість аустеніту, бо вони стають додатковими центрами перекристалізації, а відповідно збільшують $V_{кр}$.

Для деталей, які працюють в умовах підвищених напружень і значних динамічних навантажень, необхідно підбирати сталі з високою прогартуваністю. З рис. 69, *a, б* видно, що у випадку неповної прогартуваності механічні властивості зовнішніх і внутрішніх шарів виробів суттєво відрізняються, що знижує надійність експлуатації виробів. Для сталей із наскрізною прогартуваністю механічні властивості практично однакові (рис. 69, *в*).

Мірою прогартуваності матеріалу слугує *критичний діаметр* ($D_{кр}$), який визначається, як максимальний діаметр циліндричного

зразка, що наскрізь прогартувався у даному охолоджувальному середовищі (рис. 70).

Критичний діаметр враховують під час вибору сталі для виготовлення конкретного виробу. У випадку коли потрібні механічні властивості забезпечуються напівмартенситною структурою, яка складається з 50% мартенситу та 50% троститу, наприклад для конструкційних сталей, $D_{кр}$ визначають, як D_{50} .

Твердість напівмартенситної зони залежить від концентрації вуглецю у сталі й визначається за таблицями або за еталонними графіками, побудованими в координатах твердість HRC напівмартенситної зони — концентрація вуглецю в % (рис. 71). Наприклад, з рис. 71 видно, що твердість напівмартенситної зони вуглецевої сталі з 0,6% C дорівнює 47 HRC

Для інструментальних заевтектоїдних сталей у загартованому стані твердість напівмартенситного шару не може бути визначена вмістом вуглецю в зв'язку з наявністю в структурі м'якої складової - залишкового аустеніту. Тому прогартуваність інструментальних сталей визначають за товщиною загартованого шару з мартенситною структурою, твердість якої становить HRC 60.

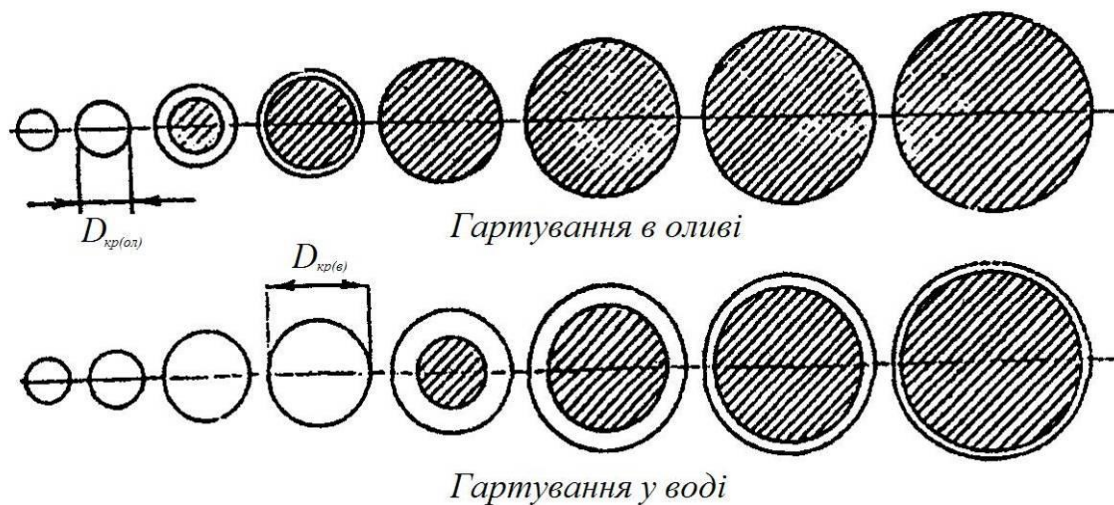


Рис. 70. Прогартуваність зразків різного діаметру при охолодженні у воді та оливі: заштрихована зона незагартована.

При таких вимогах потрібно отримати в центрі виробу від 95 % до 99,9 % мартенситу, тому критичний діаметр позначають як D_{95} або $D_{99,9}$ відповідно. Перехід від напівмартенситної структури до мартенситної зменшує величину $D_{кр}$. Зменшується $D_{кр}$ також

внаслідок заміни охолоджувального середовища, наприклад води на мінеральну оливу (рис. 70).

Щоб не ставити критичний діаметр у залежність від охолоджуючого середовища, вводять поняття ідеального критичного діаметра D^∞ . Він відповідає максимальному перерізу виробу, який прогартовується наскрізь в ідеальному охолоджуючому середовищі з безкінечно великою швидкістю.

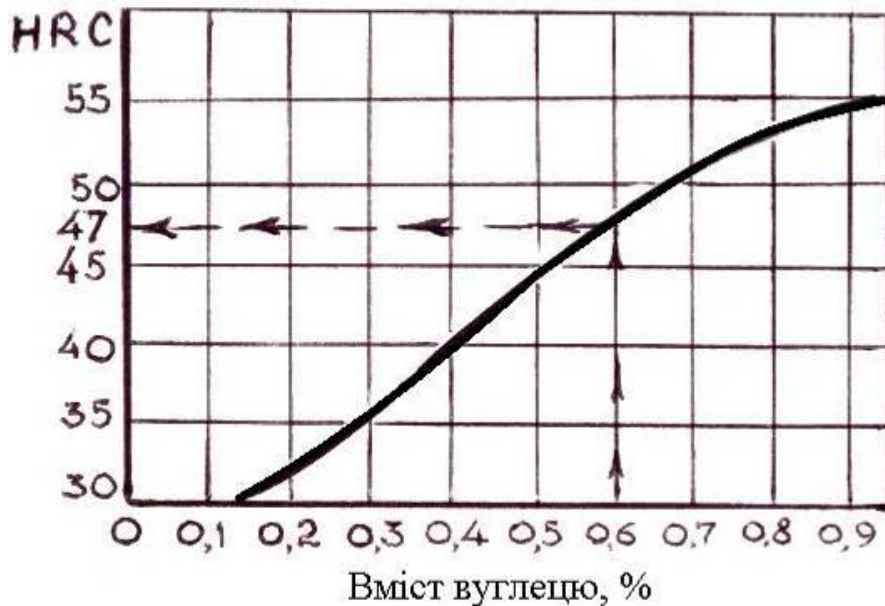


Рис. 71. Вплив вуглецю на твердість HRC напівмартенситної зони вуглецевої сталі.

Користуючись відомими номограмами для визначення швидкості охолодження та прогартовуваності, можливо визначити прогартовуваність для виробів простої геометричної форми (циліндр, куля, квадрат, паралелепіпед), якщо відомий один із критичних діаметрів залежно від охолоджуючого середовища.

Глибину загартованої зони можна визначити на зламі, на макрошліфі або за розподілом твердості в перерізі виробу. У зламі крихка загартована зона має гладеньку блискучу дрібнозернисту поверхню, натомість незагартована пластична зона — нерівну волокнисту з матовим відтінком поверхню. Межу між ними добре видно на поверхні злому. На *протравленому макрошліфі* так само добре видно границю між загартованою і незагартованою зонами. Істотна зміна твердості в перетині виробу відповідає границі між загартованою і незагартованою зонами.

Прогартовуваність сталі за зміною твердості в перерізі виробу визначають експериментально методом торцевого гартування за стандартною методикою. На рис. 72 наведено розміри та схему торцевого охолодження зразка для визначення прогартуваності сталі. Попередньо нормалізовані зразки вуглецевих сталей (рис. 72)

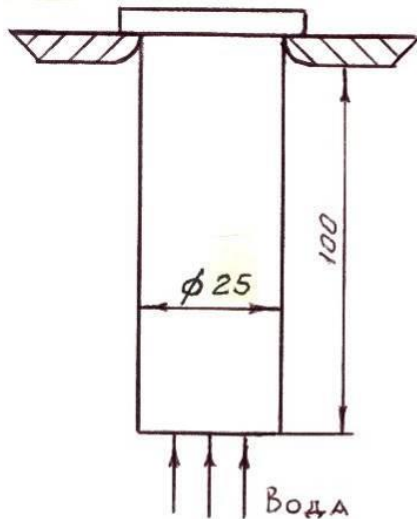


Рис. 72. Зразок та схема торцевого гартування

нагрівають у соляній ванні або муфельній печі, в залежності від вмісту вуглецю, до 820-900 °С. Якщо нагрівання виконують у печі без захисної атмосфери, то зразок поміщають у стальний циліндричний стакан, в якому він упирається нижнім торцем на графітову або вугільну пластину, і закривають кришкою. Час витримання зразка при досягненні температури аустенітизації становить 30 хв.

Гартування зразків проводять у спеціальній установці, розміщеній на такій відстані від печі (ванни), щоб час їх перенесення до початку охолодження не перевищував 5с.

Схема торцевого гартування наведена на рис. 72. З рисунку 72 видно, що після встановлення нагрітого зразка в пристрій та подання струменя води на торець відбувається його гартування та нормалізація протилежного торця. Після охолодження всього зразка до кімнатної температури, він шліфується з двох боків, по довжині 100 мм, на глибину 0,5 мм, для утворення двох паралельних площин на яких вимірюється твердість від загартованого до нормалізованого торця. Після чого на графіку в координатах твердість (HRC) — відстань від загартованого торця будується крива прогартуваності конкретної сталі, яка досліджується (рис. 73). Для визначення прогартуваності марки сталі будують криві прогартуваності декількох плавок цієї сталі на основі, яких визначається смуга прогартуваності (рис. 73).

Показником прогартуваності конструкційних вуглецевих сталей, як правило, приймають відстань від загартованого торця до твердості напівмартенситної зони. Наприклад, на рис. 73 побудовані крива та смуга прогартуваності сталі 30. За графіком наведеним на рис. 71. визначаємо, що твердість напівмартенситної зони сталі 30 дорівнює 35 HRC, а за графіком наведеним на рис. 73 визначаємо, що прогартуваність конкретної сталі 30 (яка досліджується) дорівнює

18 мм. Для марки сталі 30 мінімальна прогартуваність дорівнює 12 мм, максимальна – 27 мм.

Крім вищенаведеного показника, існують інші індекси (цифрові показники) прогартуваності.

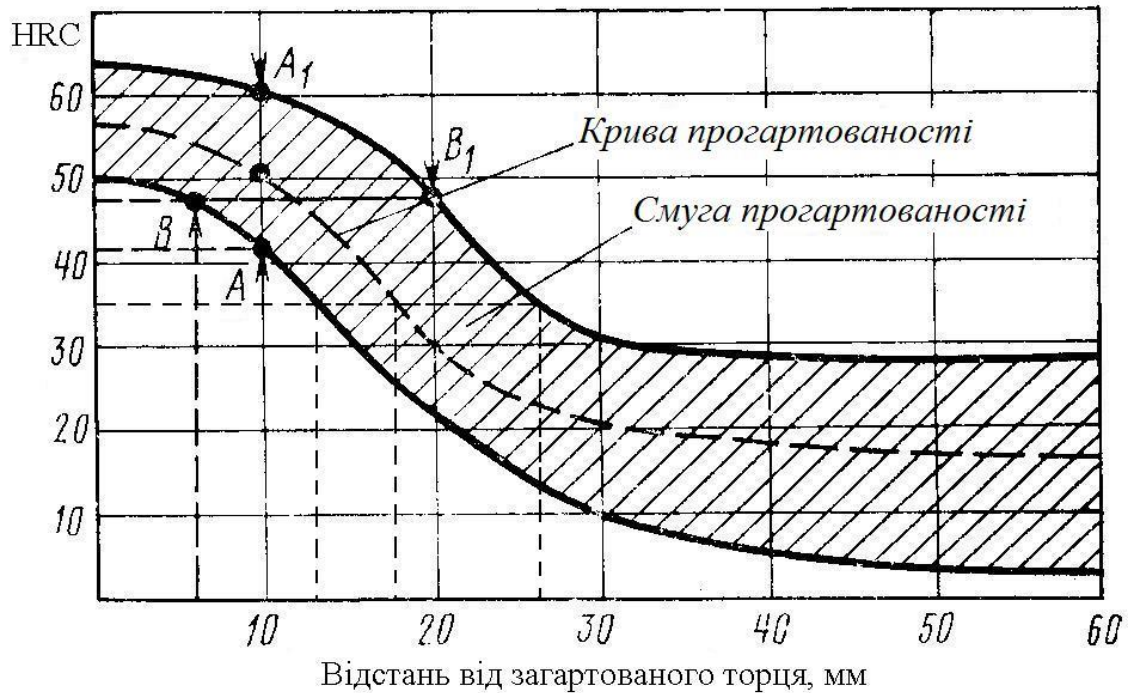


Рис. 73. Крива та смуга прогартуваності сталі 30

Індекси прогартуваності (П) виражаються твердістю (HRC) на певній відстані від охолодженого торця (l, мм) за наступними варіантами:

1. Максимальна твердість на певній відстані (точка A_1) - $\Pi \text{ HRC}/l = 60/10$;
2. Мінімальна твердість на певній відстані (точка A) - $\Pi 42/10$;
3. Мінімальна та максимальна твердість на певній відстані (точки A і A_1) - $\Pi (42:60)/10$;
4. Мінімальна та максимальна відстань до певної твердості (точки B і B_1) - $\Pi 48/(6:20)$;
5. Максимальна твердість на певній відстані (точка A_1) - $\Pi \text{ HRC}/l = 60/10$;
6. Максимальна твердість на різній відстані (точки B, A, A_1 , B_1) - $\Pi 48/6$; $\Pi 42/10$; $\Pi 60/10$; $\Pi 48/20$, відповідно.

Вуглецеві сталі при гартуванні з нагріванням до звичайно прийнятих температур і при охолодженні у воді прогартовуються наскрізь в деталях перерізом до 12 - 15 мм.

У процесі гартування при охолодженні сталі можливі наступні дефекти:

1. *Деформація і короблення* деталей, які відбуваються у результаті нерівномірного нагрівання та охолодження і зв'язаних з ними структурних та об'ємних перетворень, і виникнення внутрішніх напружень. Якщо, наприклад, деталь невеликого перерізу і великої довжини нагрівати тільки з одного боку, то вона згинається. Нагріта сторона деталі при цьому видовжується завдяки тепловому розширенню і стає опуклою, а протилежна — увігнутою.

2. *Гартівні тріщини* виникають при перегріві і великій швидкості охолодження через складну конструкцію деталей, наприклад, різкі переходи розмірів поверхонь, грубі риски, що залишилися після механічної обробки, гострі кути, тонкі стінки тощо. Перегрівання при загартуванні робить структуру грубозернистою з блискучим зломом і погіршує механічні властивості сталі. Гартівні тріщини звичайно розташовуються в кутах деталей або інструмента і мають дугоподібний або звивистий вид. Тріщини, це непоправний брак.

3. *Зневуглецьовування* відбувається, в основному, при нагріванні в електричних печах і рідких середовищах (соляних ваннах). Зневуглецьовування інструмента у кілька разів знижує його стійкість.

4. *Низька твердість* найчастіше спостерігається при загартуванні інструмента. Причинами низької твердості є недогрівання, недостатня витримка та швидкість охолодження. Недогрівання виходить у тому випадку, якщо температура загартування була нижче критичної точки A_{C3} — для доєвтектоїдних сталей і A_{C1} — заєвтектоїдних сталей. При недогріві структура загартованої сталі складається з мартенситу та зерен фериту, що, як відомо, знижує твердість. Недогрів можна виправити відпалом, або високим відпуском при температурі 600—625°C з наступним гартуванням з оптимальної температури.

5. *М'які плями* - це ділянки на поверхні деталі або інструмента зі зниженою твердістю. Виникають при утворенні парової сорочки на поверхні деталі, що гартується, при охолодженні у воді. Парова сорочка має погану теплопровідність, у результаті чого швидкість охолодження на поверхні деталі є меншою критичної і як наслідок з'являються «м'які плями», тобто місця зі зниженою твердістю. М'які плями цілком усуваються при повторному гартуванні у підсоленій воді.

Для уникнення вищенаведених дефектів гартування потрібно нагрівати до відповідних температур та охолоджувати деталі рівномірно. При зануренні деталей та інструмента в гартівне середовище треба враховувати їх форму та розміри. Деталі, що мають товсті та тонкі частини, занурюють спочатку товстою частиною, довгі осьові (штоки, протяжки, свердла, мітчики тощо) — у вертикальному положенні, а тонкі плоскі (диски, відрізнi фрези, пластинки тощо) — ребром. Велику кількість деталей — зубчасті колеса, диски, плити, щоб уникнути деформацій — гартують у спеціальних штампах під гідравлічним пресом.

6.3. Відпуск вуглецевих сталей

Відпуск загартованої сталі є завершальною операцією її термічної обробки, яка здійснюється для зниження напружень, які виникають під час гартування, та твердості і підвищення в'язкості та пластичності, тобто для надання сталі потрібних механічних властивостей.

Основний вплив на властивості сталі після відпуску має температура та термін відпуску. Залежно від температури розрізняють три види відпуску.

Низькотемпературний (низький) *відпуск* здійснюють при нагріванні сталі до 150-250 °С протягом 1,5-3 годин. Під час низького відпуску тетрагональний мартенсит гартування перетворюється на мартенсит відпуску (кубічний), при цьому незначно зменшуються внутрішні напруження гартування, твердість і крихкість та зростає пластичність. Низькотемпературний відпуск застосовують як кінцеву термообробку для різальних і вимірювальних інструментів, а також для цементованих і поверхнево-загартованих виробів, умови роботи яких вимагають значної поверхневої твердості й високої зносостійкості.

Середньотемпературний (середній) *відпуск* здійснюють при температурі 300-450 °С для обробки деталей, що працюють в умовах тертя і динамічних навантажень (штампи, пружини, ресори). Структура сталі після середнього відпуску — троостит відпуску або троостито-мартенсит, твердість сталі 40-50 HRC. Це забезпечує високий поріг пружності, в'язкості та опір руйнуванню сталі.

Високотемпературний (високий) *відпуск* проводять при температурі 500-680°C протягом, як правило 1-2 год. Залежно від габаритів виробу тривалість високого відпуску може складати 1- 6 годин. При цьому відбувається збільшення розміру і сфероїдизація дисперсних карбідних включень, зростає феритне зерно і утворюється сорбіт

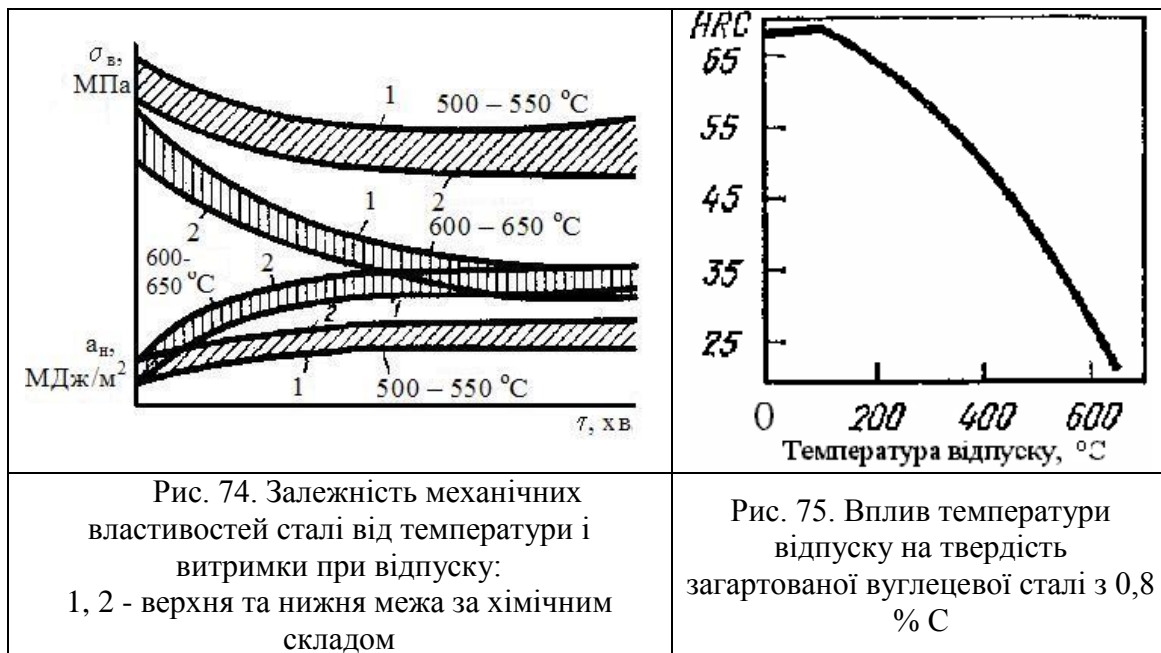
відпуску. Така зміна структури приводить до зняття залишкових напружень, що виникають при гартуванні, збільшення пластичності та ударної в'язкості при збереженні задовільної міцності. При цьому створюється найкраще співвідношення міцності й в'язкості сталі. Тому термічну обробку, яка складається з гартування та високого відпуску, називають *поліпшенням або покращенням*.

Високий відпуск застосовують для обробки деталей з середньовуглецевих (0,3-0,5 %С) і спеціальних сталей, що працюють при підвищених і знакозмінних динамічних навантаженнях (вали, осі, елементи кріплення).

Технологія проведення відпуску складається з визначення температури та терміну відпуску, які вибирають виходячи з необхідних для деталей механічних властивостей, використовуючи діаграми залежності механічних властивостей сталей від температури та терміну відпуску, які отримують з літературних джерел або будують експериментально. Ці діаграми містять мінімальні та максимальні значення механічних властивостей після різних температур та часу витримки (рис. 74). Використовуючи дані наведені на діаграмах визначають час витримки та потрібну температуру відпуску для отримання певних механічних властивостей відповідно до вимогам.

У випадку коли діаграма залежності механічних властивостей певної сталі від температури та часу відпуску невідома параметри відпуску вибираються залежно від заданої твердості. У цьому випадку виріб гартується на максимальну твердість (температура гартування визначається відповідно до п. 6.2), а температура та термін відпуску змінюються таким чином, щоб твердість дорівнювала заданій. Приклад зміни твердості при відпуску загартованої вуглецевої сталі, що містить 0,8%С, наведено на рис. 75.

Режими відпуску вуглецевих сталей наведені в таблиці *Д.ІІ.1*.



6.4. Термомеханічна обробка сталі

Термомеханічна обробка (ТМО) - це деформаційно-термічна обробка, що включає пластичну деформацію, яка завдяки створенню підвищеної щільності дефектів впливає на формування структури під час фазових перетворень.

Сутність ТМО зводиться до того, що перед або впродовж фазового перетворення здійснюють пластичну деформацію. Внаслідок цього під час гартування фазове перетворення відбувається в наклепаному або частково рекристалізованому стані. Підвищення міцності після ТМО пояснюють подрібненням зерен і блоків структури внаслідок його деформації та підвищенням щільності дислокацій у 3-4 рази порівняно зі звичайним гартуванням. Наступне гартування такої деформованої структури зумовлює утворення дрібних пластин мартенситу та зменшення напружень другого роду. Це позитивно впливає на пластичність і в'язкість сталей.

Залежно від температури деформації розрізняють: високо-(ВТМО) і низькотемпературну (НТМО) термомеханічну обробку, а також ізоформінг.

Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) полягає у нагріванні сталі до температури, вище точки A_3 , витримуванні при цій температурі, пластичному деформуванні при температурах вище температури рекристалізації (T_p) та охолодженні зі швидкістю, що перевищує критичну $V_{кр}$ (рис. 76, а). Суть ВТМО полягає в тому, що після гарячої деформації та гартування одержують твердий розчин з

перекристалізованою структурою та підвищеною кількістю дефектів внутрішньої будови (вільних дислокацій, границь зерен, субзерен).

При проведенні ВТМО потрібно: одержувати по завершенню деформації перекристалізовану структуру; запобігати можливій рекристалізації по закінченню гарячої деформації; досягати необхідного для старіння ступеня пересичення твердого розчину. Підвищення властивостей сталі після ВТМО відбувається внаслідок того, що мартенситне перетворення відбувається в сталі з певною субструктурою внаслідок деформації. Це дає можливість, наприклад, на сталі, яка вмістить 0,5 % С; 1% Сг; 4% Ні; 0,5% Мо, після нагрівання до 1050-1100 °С, деформації на 25-30 % при температурі 900-950 °С, гартування та низького відпуску досягти $\sigma_B = 2600 - 2700$ МПа, $\delta = 8 - 10$ %, КСУ = 56 Дж/см².

Низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО) складається з нагрівання сталі до температури, вище точки A_3 (1100-1150 °С); охолодження до температур нижче порога рекристалізації (T_p - температури стабільності аустеніту, яка нижче A_1 і вище M_p - 450-550 °С); пластичної деформації при цій температурі на 75-95%; охолодження (гартування) зі швидкістю, що забезпечує утворення мартенситу та низького відпуску при 150-200 °С (рис. 76, б).

Внаслідок такої обробки міцність σ_B підвищується до 2800-3000 МПа, пластичність δ - на 6-8 %, ударна в'язкість - у 1,5-2 рази порівняно зі звичайною термічною обробкою. Оскільки аустеніт піддають деформації у метастабільному стані, то у такий спосіб обробляють сталі зі значною стабільністю аустеніту в інтервалі температур деформування (у надмартенситній зоні). Іноді таку обробку за режимом НТМО називають *аусформінгом*.

Ізоформінг це термомеханічна обробка, за якої сталь нагрівають вище точки A_3 , охолоджують до температури максимуму на кривій ізотермічного розпаду аустеніту (рис. 76, в, г) та деформують не тільки перед початком розпаду, але й під час усього процесу перетворення метастабільного аустеніту на перліт.

ТМО відкриває можливості значного підвищення міцності й ударної в'язкості (у 1,5-2 рази) при незначному зниженні пластичності порівняно з властивостями аналогічної сталі після гартування та низького відпуску.

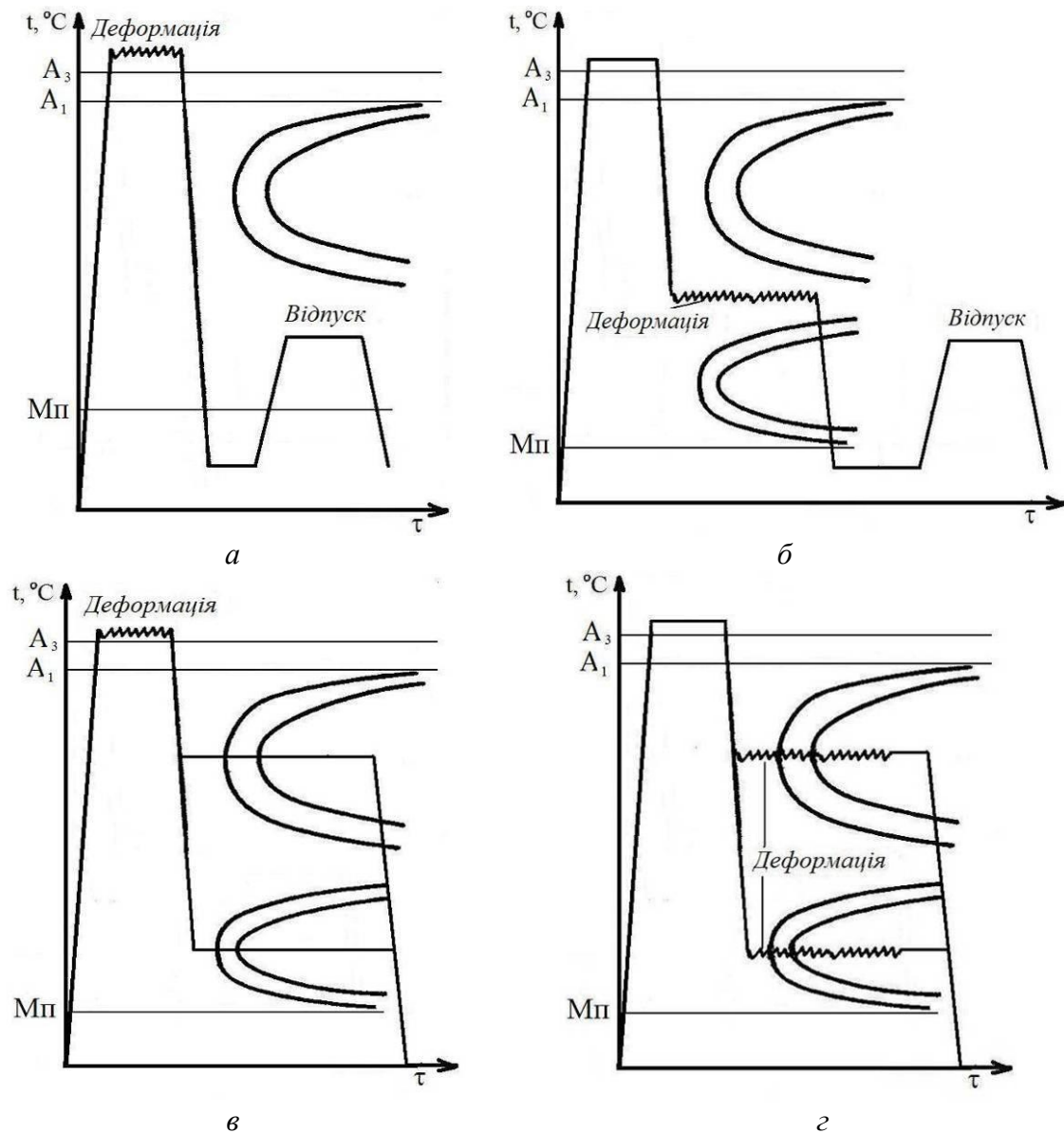


Рис. 76. Температурно-часові схеми режимів термомеханічної обробки:
a - ВТМО; *б* - НТМО; *в* – високотемпературний ізоформінг; *г* –
 низькотемпературний ізоформінг
 Мп - температура початку мартенситного перетворення.

6.5. Термічна обробка чавунів.

Особливістю термічної обробки чавунів на відміну від сталі є необхідність врахування структурного стану та властивостей вихідного чавуну.

Основними видами термічної обробки сірого чавуну є: відпал; нормалізація; гартування (об'ємне, поверхневе) та відпуск.

Низькотемпературний відпал (500-600°C), або штучне старіння, протягом 1-8 год, здійснюють повільним нагріванням (70-100 °C/год), витримка з повільним охолодженням разом з піччю (20-50 °C/год) до 250 °C і далі — на повітрі. Застосовують його для зняття напружень, запобігання деформації й тріщиноутворення під час механічної обробки та експлуатації.

Термічну обробку високоміцного чавуну проводять для того, щоб зняти внутрішні напруження (на 80-90 %) виливків складної форми. Для цього їх повільно нагрівають до 500 °C, витримують за цієї температури 2-3 год і охолоджують з піччю до 200 °C, а далі - на повітрі.

Середньотемпературний відпал (680-750°C) застосовують для зменшення твердості, підвищення пластичності та ударної в'язкості, поліпшення оброблюваності. Залежно від потрібної структури тривалість відпалювання змінюють у межах 1-4 год.

Високотемпературний відпал (850-950 °C), протягом від 0,5 до 5,0 год, використовують для зменшення твердості та поліпшення оброблюваності. Проводять шляхом повільного нагрівання і охолодження з піччю до 250 °C, далі - на повітрі.

Графітуючий відпал. Під час графітуючого відпалювання цементит у чавуні розпадається з утворенням фериту і графіту або перліту і графіту. Феритний ковкий чавун на зломі має темний колір, тому його іноді називають чорносердечним. Злом перлітного чавуну сірий і його іноді називають білосердечним.

Виливки чавуну зі структурновільним цементитом, для полегшення обробки їх різанням, піддають графітуючому відпалюванню при 900-950 °C протягом 2-5 год з наступним охолодженням у печі.

Процес графітуючого відпалювання складається з двох стадій, які наведені на рис. 47. Перша стадія - рівномірне нагрівання до 930 - 1050 °C. За цієї температури відбувається графітація надлишкового цементиту (10-15 год), потім чавун охолоджують з піччю до 700 - 760 °C зі швидкістю 70-100 °C/год.

Друга стадія - ізотермічна витримка у цьому інтервалі температур (протягом майже 30 год), після чого чавун охолоджують на повітрі. На цій стадії графітується цементит перліту. Остаточна структура після графітуючого відпалювання складається з фериту та графіту у формі пластівців.

Перлітний ковкий чавун отримують у результаті неповного відпалювання: після першої стадії графітації при 930 - 1050 °C чавун охолоджується з піччю, друга стадія графітації не проводиться. Для підвищення в'язкості перлітний чавун піддають

сфероїдизації при 700 – 760 °С, за якої отримують структури зернистого перліту.

Нормалізацію від 850 до 950°С застосовують для підвищення твердості та зносостійкості. Нормалізацію ковкого чавуну здійснюють нагріванням до 850-900°С з витримуванням 1-1,5 год і наступним охолодженням на повітрі. Якщо нормалізовані вироби мають підвищену твердість, їх після цього піддають високому відпуску при 650-680°С протягом 1-2 год.

Нормалізацію від 900-950°С (витримування 2-3 год) застосовують для підвищення порога міцності й зносостійкості виливків відповідального призначення (колінчастих валів, коліс). Далі здійснюють відпуск при 550-600°С і охолодження з піччю.

Гартування у воді або оліві від 850 до 930 °С, з витримуванням при нагріванні 0,5-3,0 год. використовують для підвищення твердості до 500 НВ, міцності та зносостійкості. Гартування ковкого чавуну здійснюють від 850 - 900 °С з охолодженням у оліві або воді, відпуск - залежно від потрібної твердості (у більшості випадків при 650-680 °С). Гартування можна здійснювати також після першої стадії графітизації при температурі 850-880 °С з наступним високим відпуском. Застосовують також режим поверхневого гартування.

Ізотермічне гартування чавуну, з утворенням переважно структури бейніту, складається з аустенітизації від 820 до 900 °С та витримуванням при цих температурах від 0,2 до 1,5 год і переохолодження аустеніту з наступним розпадом його в ізотермічних умовах в інтервалі температур від 250-300 до 450-500 °С.

Значне підвищення твердості та стійкості проти спрацювання забезпечується після нагрівання до 850-880 °С, витримування 30-45 хвилин, перенесення до ванни з температурою 300-350°С, витримування 60 хвилин і охолодження на повітрі.

Відпуск виробів із сірих чавунів застосовують для усунення термічних напружень, підвищення в'язкості та пластичності. При цьому температура відпуску становить від 250 до 600 °С, тривалість — від 1 до 3 годин залежно від потрібної твердості.

Режими режими термічної обробки чавунів наведні в таблиці Д.П.18.

Глава 7. ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ

Головною метою поверхневого зміцнення деталей машин є отримання високої міцності та твердості на поверхні виробу в

поєднанні з достатньо в'язкою серцевиною. Цього неможливо досягти при застосуванні об'ємного гартування деталі (зміцнення по всьому об'єму). При об'ємному гартуванні сталених деталей при високій твердості та міцності завжди буде ймовірність крихкого руйнування сталі. Підвищення температури відпуску загартованої деталі забезпечить збільшення в'язкості, але при цьому твердість та міцність помітно зменшаться.

Для ряду виробів у машинобудуванні (вали, осі, шестерні тощо) використовують різні методи поверхневого зміцнення, такі як поверхневе термічне гартування, хіміко-термічна обробка та зміцнення поверхні пластичним деформуванням, що забезпечують високу твердість та зносостійкість робочих поверхонь, зберігаючи при цьому в'язку серцевину виробу.

7.1. Поверхневе гартування

Поверхневе термічне гартування є сучасним та перспективним способом зміцнення деталей машин і здійснюється шляхом нагрівання та швидкого охолодження поверхневих шарів деталей. При цьому серцевина виробу після охолодження лишається незагартованою. Нагрівання поверхневих шарів деталей відбувається значно потужнішими джерелами теплової енергії, ніж при об'ємному гартуванні

Існують наступні методи нагрівання поверхні:

1. У розплавах металів, солей та в електролітах застосовують під час гартування невеликих заготовок простої геометричної форми;

2. *Лазерним променем.* Нагрівання лазерним променем до високих температур триває всього 10^{-2} - 10^{-3} с, після чого від нагрітої поверхневої ділянки малого об'єму дуже швидко відводиться тепло холодним металом і відбувається гартування. Лазерне випромінювання особливо ефективно для виробів зі складною поверхнею. Товщина зміцненого шару не перевищує 0,1-0,15 мм.

3. *Полум'ям киснево-ацетиленового або газового пальника.* Нагрівання поверхні під гартування відбувається газокисневими пальниками ацетиленом або природним газом (рис. 77). Услід за пальником пересувається пристрій з охолодною рідиною для швидкого охолодження поверхневого шару. Товщина загартованої зони становить 2-4 мм. Нагрівання полум'ям застосовують, як правило, для габаритних виробів переважно у важкому машинобудуванні. Недолік методу — складність регулювання температури нагрівання.

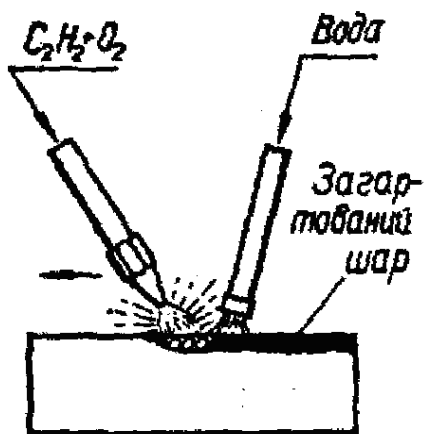


Рис. 77. Поверхнєве гартування за допомогою полум'я киснево-ацетиленового або газового палика

методів поверхневого термічного гартування, отримала *обробка струмами високої частоти (СВЧ)*.

Поверхнєве гартування деталей струмами високої частоти (частота більш 60 Гц) проводять на спеціальних установках (рис. 78). Струм високої частоти для індукційного нагрівання металу отримують за допомогою спеціальних високочастотних генераторів (лампових - 10^6 Гц, машинних від 500 до 15000 Гц).

Деталь розміщують у замкнутому контурі, який має назву індуктор (інша назва соленоїд) (рис. 78). Індуктор виготовляють з мідних трубок круглого або прямокутного перерізу, всередині яких безперервно циркулює вода, завдяки чому вони не нагріваються. Форма індуктора відповідає зовнішній формі виробу, при цьому необхідно дотримуватись постійної відстані між індуктором і поверхнею деталі.

При проходженні струму високої частоти по індуктору створюється магнітний потік, який наводить на поверхні деталі вихрові струми (струми Фуко). Оскільки вихрові струми концентруються у поверхневих шарах, то при їх проходженні відбувається нагрівання тільки поверхні деталі. В результаті цього, поверхня деталі нагрівається до температури, необхідної для гартування, а температура серцевини виробу практично не змінюється.

Поверхнєве термічне гартування сталей вигідно відрізняється від інших видів зміцнення деталей машин значно меншою тривалістю обробки. Із зростанням швидкості нагрівання температурний інтервал оптимального нагрівання зростає. Час нагрівання деталі при поверхневому гартуванні становить від часток до десятків секунд. Найбільш поширене використання в машинобудуванні, серед

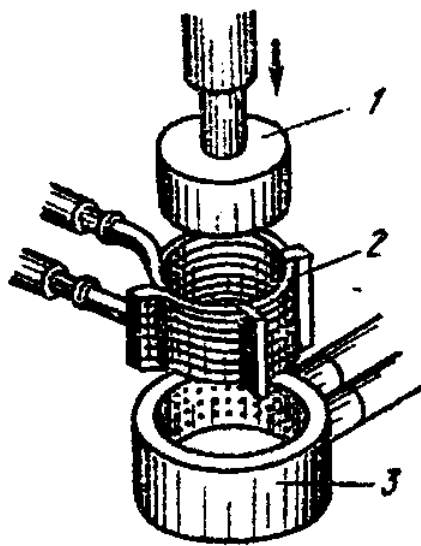


Рис. 78. Поверхнє гартування струмами високої частоти: 1 - заготовка; 2 - індуктор; 3 - пристрій для охолодження (спрейер)

Потрібних глибини і температури нагрівання поверхневого шару досягають зміною частоти струму і швидкості переміщення індуктора або виробу (рис. 78).

Після нагрівання в індукторі деталь швидко переміщується в спеціальний пристрій (спрейер) 3 (рис. 78), де охолоджується водою, яка подається крізь внутрішні отвори, тобто на нагріту поверхню деталі розбризкується гартувальна рідина, найчастіше вода, або виріб скидається в гартівну ванну.

Кількість тепла, що утворюється на поверхні виробу, визначається за формулою:

$$Q = 0.24 \cdot I^2 \cdot R \cdot \tau,$$

де: I – сила струму, А; R – електроопір провідника, Ом; τ - термін нагрівання, секунд.

Особливістю індукційного нагрівання є те, що із збільшенням швидкості нагрівання підвищується інтервал температур гартування. Наприклад, якщо при об'ємному гартуванні вуглецевої сталі температурний інтервал становить 800-840°C, то при індукційному нагріванні він підвищується до 900 – 940 °C (рис. 79).

Глибину прогрівання металу залежно від частоти струму визначають наступною залежністю:

$$\delta = 5030 \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}},$$

де: ρ - питомий електроопір металу, Ом-см; μ - магнітна проникність середовища, Гс/Е; f - частота струму, Гц.

Тривалість нагрівання деталі СВЧ залежить від форми та розміру поперечного перерізу заготовки (табл. 10).

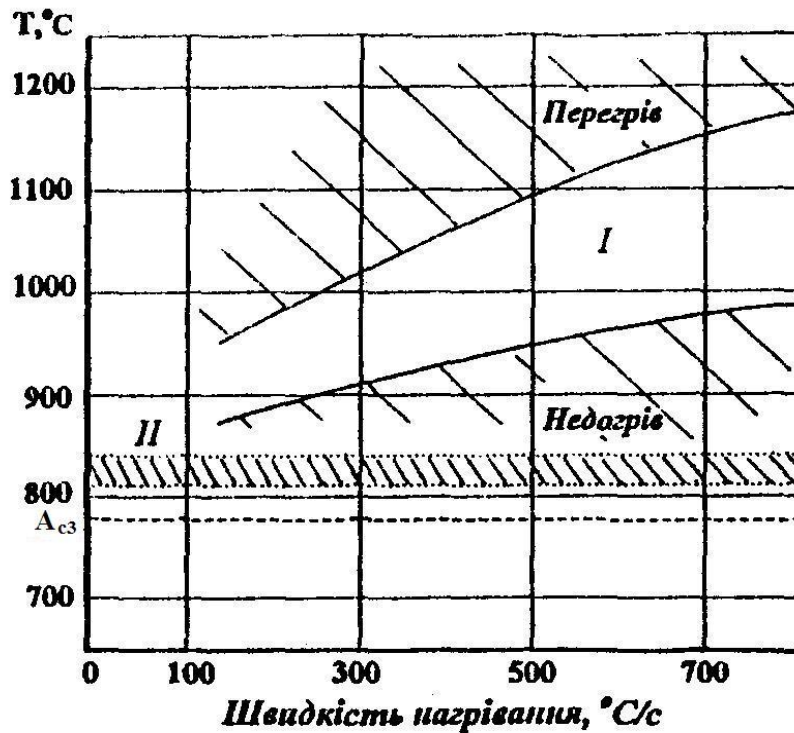


Рис. 79. Вплив швидкості нагрівання на вибір температури нагрівання сталі при гартуванні (I - нагрівання СВЧ, II - пічне нагрівання)

Таблиця 10. Тривалість нагрівання заготовок СВЧ

Форма виробу	Круг	Квадрат	Прямокутник
Тривалість нагрівання, с/мм поперечного перерізу	0,5...0,8	0,6...0,9	0,6...1,0

Зміна твердості по перерізу заготовки після гартування СВЧ приведена на рис. 80.

Із збільшенням частоти струму глибина його проникнення в поверхню металу зменшується. Отже, змінюючи частоту струму (використовуючи той чи інший тип генератора), можна достатньо точно регулювати глибину загартованого шару сталевих деталей.

Найбільш доцільно застосовувати цей спосіб зміцнення для сталей з вмістом вуглецю не менше 0,4%.

При поверхневому гартуванні чавуну струмами високої частоти температуру нагрівання вибирають залежно від структури вихідного чавуну та умов роботи. Наприклад, для підвищення твердості до 55 HRC та стійкості проти спрацювання поверхню чавуну нагрівають до 840-950 °C. Для збільшення втомної міцності важконавантажених виробів використовують поверхневе гартування струмами високої

частоти – 900-1100°С. Гартування ковкого чавуну застосовують після першої стадії графітизації при температурі 850-880 °С.

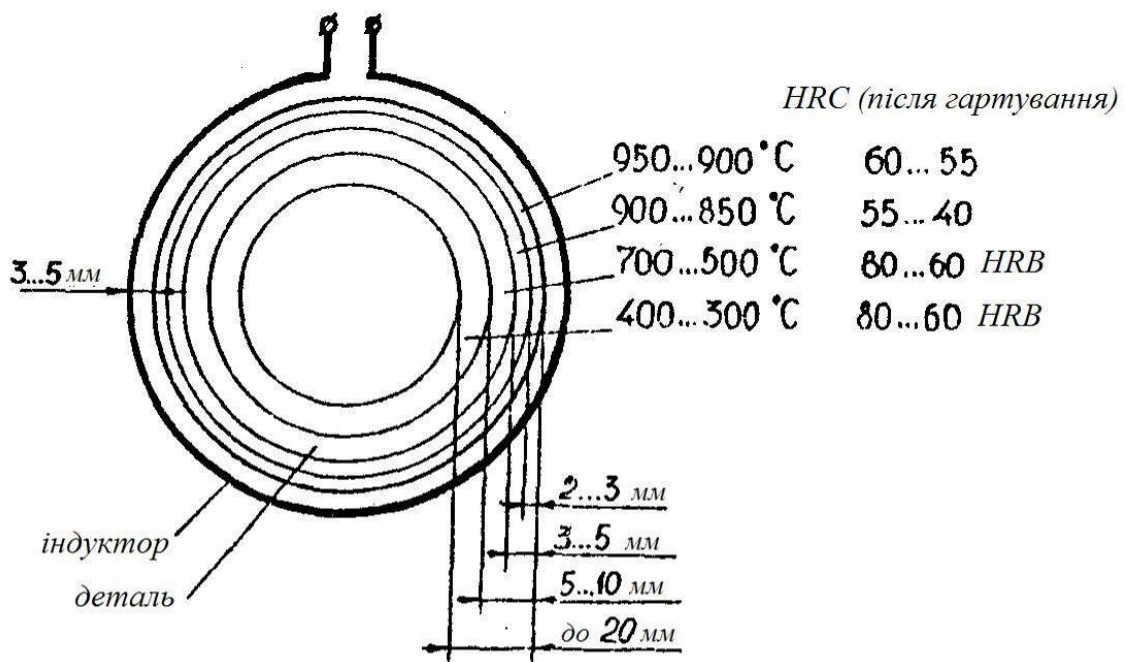


Рис. 80. Розподіл твердості по перерізу заготовки після гартування СВЧ

Перевагами методу поверхневого гартування СВЧ є висока продуктивність процесу, можливість регулювати та контролювати режими термічної обробки. Висока швидкість нагрівання забезпечує дрібнозернисту будову металу, що значно підвищує ударну в'язкість сплаву. Твердість поверхні деталі загартованої нагріванням СВЧ на декілька одиниць HRC вища, ніж при нагріванні іншими методами. Крім того, при прискореному нагріванні деталі не утворюється шар окалини і зберігається вихідна якість поверхні. Нагрівання СВЧ дозволяє проводити гартування окремих ділянок деталей - шийки колінчастих валів, кулачки розподільних валів, головки рейок, стінки циліндрів гільз тощо.

Недоліком поверхневого гартування сталей з нагріванням СВЧ є висока вартість індукційних установок та індукторів (для кожної деталі виготовляється свій індуктор), тому цей метод економічно доцільно використовувати тільки при масовому виробництві однотипних деталей простої форми. Можливі *дефекти обробки* струмами високої частоти або газовим полум'ям утворюються на поверхні деталей у вигляді дрібної сітки гартівних тріщин внаслідок охолодження занадто холодною водою або при перегріві.

7.2. Хіміко – термічна обробка сталі та чавуну

Хіміко-термічна обробка (ХТО), як і поверхневе термічне гартування, є методом поверхневого зміцнення деталей машин. При нагріванні, витримці та охолодженні виробів у певному середовищі, в результаті взаємодії поверхні з оточуючою речовиною відбувається зміна хімічного та фазового складу і структури поверхневих шарів деталей.

У якості насичуючої речовини використовують твердий матеріал (твердофазне насичення в контейнері), газ (газофазне насичення в реторті) або рідину (рідкофазне насичення розплавами солей у ванні).

Зміцнення поверхонь деталей машин зумовлене утворенням в поверхневому шарі дуже твердих та міцних хімічних сполук, таких як карбіди, нітриди та ін. Ці сполуки мають високу корозійну-, жаро- та зносостійкість, що дозволяє використовувати таку обробку для підвищення роботоздатності виробів, які працюють в умовах корозії, окислення при високих температурах, зношування та ін.

На відміну від поверхневого гартування СВЧ, всі методи хіміко-термічної обробки є тривалими в часі та енергоємними процесами. Тривалість обробки пов'язана з перерозподілом (дифузією) насичуючих елементів (C, N, B, Si, Cr, Al та ін.) в поверхню металу, в якому дифузія не може проходити миттєво. Тому для активізації процесу насичення застосовують обробку при високих температурах.

Основними параметрами хіміко-термічної обробки є оточуюче виріб середовище, температура нагрівання та тривалість витримки при цій температурі. Незалежно від методу та матеріалу насичення, при хіміко-термічній обробці відбуваються три елементарні процеси:

1. *Дисоціація* - розпад молекул насичувального середовища та утворення активних атомів дифундуючого елемента. Ступінь розпаду молекул речовини (%) називається ступінню дисоціації.

2. *Адсорбція* - поглинання поверхнею металу активних атомів дифундуючого елемента. Цей процес протікає на границі розділу "середовище - поверхня деталі".

3. *Дифузія* - проникнення насичувального елемента всередину металу. Цей процес характеризується коефіцієнтом дифузії.

Коефіцієнт дифузії (D) чисельно дорівнює кількості речовини, що продифундувала через поверхню площею 1 см^2 за 1 с при перепаді концентрацій по обидва боки поверхні, рівній одиниці та має розмірність $\text{см}^2/\text{с}$.

Залежність D від температури виражено рівнянням Ареніуса:

$$D = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}},$$

де А - коефіцієнт, що залежить від типу кристалічної ґратки; е - основа натурального логарифму; Q – енергія активації атомів елемента; R - газова стала; T - абсолютна температура.

Хіміко-термічна обробка за своєю фізичною природою є дифузійним процесом. Прискорити цей процес (скоротити тривалість обробки) можна за рахунок підвищення температури. Однак при цьому міцність і в'язкість поверхневих шарів значно знижуються.

Дифузія атомів насичувального елемента в металі-розчиннику не відбувається суцільним фронтом. Структура металу завжди впливає на дифузійні процеси при хіміко-термічній обробці, оскільки в реальних металах є ділянки для прискореної дифузії атомів, і перш за все це - границі зерен. Сучасні технології обробки передбачають використання структурного фактора. Наприклад, попередня термічна або механічна обробка сталі на дрібне зерно або поєднання процесу дифузії і спеціальної термообробки (термоциклювання) дозволяють скоротити тривалість насичення та підвищити експлуатаційні властивості сталі.

Основними видами хіміко-термічної обробки є *цементация, азотування, нітроцементация, ціанування та дифузійна металізація.*

*Цементация*ю називається процес насичення поверхні металу атомарним вуглецем при нагріванні, витримці та охолодженні у вуглецевому середовищі. Вміст вуглецю у цементованому шарі визначає межа його розчинності в аустеніті за даної температури (рис. 38. Лінія SE діаграми Fe — Fe₃C), але не повинен перевищувати 1,1 - 1,2%, щоб запобігти підвищеної крихкості цементованого шару.

Оскільки для цементації використовують низьковуглецеві сталі з вмістом вуглецю від 0,10 до 0,20 %, що дозволяє зберегти в'язку серцевину виробу, то при повільному охолодженні, у поверхневому (дифузійному) шарі заготовки формуються три грубозернисті структурні зони: зовнішня заевтектоїдна (C > 0,8 %) з перліто-цементитною структурою, середня евтектоїдна (C = 0,8 %) з перлітною і внутрішня, що межує із серцевиною — доевтектоїдна (C < 0,8 %) з ферито-перлітною структурою (рис. 81).

Глибина цементованого шару звичайно досягає 1-3 мм, але може бути і більшою. Контрольним параметром якості цементації є ефективна товщина цементованого шару, яку вважають як відстань від поверхні деталі до половини зони, де структура складається з 50% перліту та 50% фериту.

Цементацию сталі проводять в газовому або в твердому вуглецевому середовищах, які мають назву карбюризатори. При призначенні режимів цементації (температура, час) враховують хімічний склад сталі, а також умови роботи деталі.

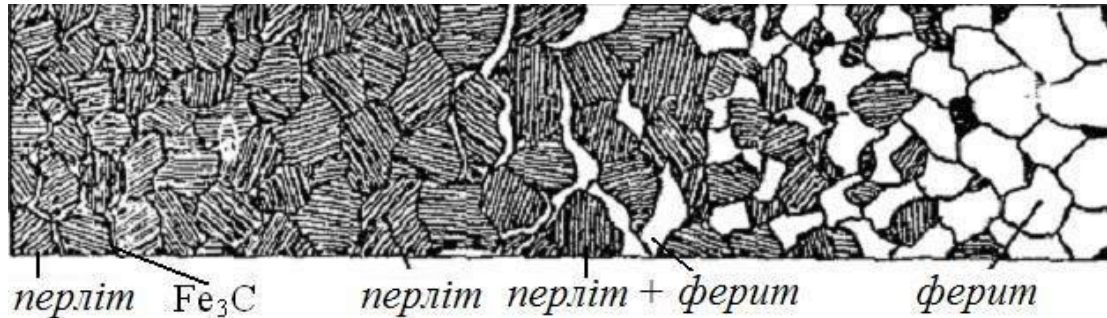
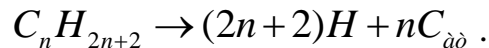
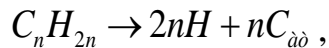
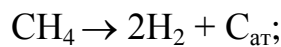


Рис. 81. Будова цементованого шару низьковуглецевої сталі.

При газовій цементації насичувальним середовищем є вуглеводи (CH_{2n+2}) – метан (CH_4), етан, пропан (C_3H_8), бутан тощо або оксид вуглецю (CO). Під дією високих температур ($900 - 950^\circ\text{C}$) відбувається дисоціація цих з'єднань та утворення активного атомарного вуглецю ($\text{C}_{\text{ат}}$):



Найпоширеніший спосіб *газової цементації* — з використанням метану та оксиду вуглецю, зводиться переважно до двох реакцій:

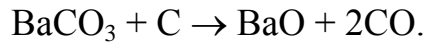


Атомарний вуглець, отриманий за реакціями 21-24, адсорбується на поверхні та дифундує вглиб виробу.

У серійному виробництві газову цементацію проводять в шахтних муфельних печах серії Ц (Ц-35Б, Ц-60Б, Ц-75Б, Ц-105Б) з робочою температурою до 950°C . Швидкість газової цементації становить $0,12 - 0,15$ мм/год.

При твердій цементації насичення проводять у закритих контейнерах, наповнених деревним вугіллям. Для підвищення

активності карбюризатора додають вуглекислі солі: BaCO_3 , Na_2CO_3 , K_2CO_3 (поташ) в кількості 10 - 30% від маси вугілля. При температурі процесу насичення $900-950^\circ\text{C}$ утворюється окис вуглецю, який дисоціює за відповідною реакцією. Додатки вуглекислих солей активізують карбюризатор, завдяки чому відбувається збагачення атмосфери оксидами вуглецю в цементацийному ящику:



Швидкість твердої цементації при температурі 950°C становить $0,1\text{мм/год}$. Попередньо тривалість цементації визначають за необхідною товщиною цементованого (дифузійного) шару, використовуючи графіки (рис. 82).

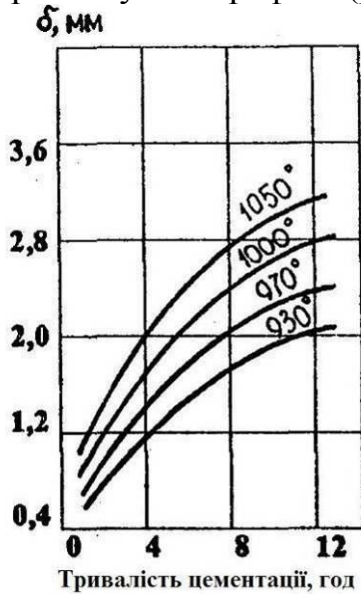


Рис. 82. Вплив температури та тривалості обробки на глибину цементації сталі

Більш надійним методом визначення глибини цементованого шару є проміжний контроль зразка-свідка, який обробляється разом з деталлю. Це дозволяє коректувати режими цементації в процесі обробки деталі.

У результаті цементації структура поверхневого шару різко відрізняється від серцевини виробу (рис. 81). Ця різниця викликана різним вмістом вуглецю по поперечному перерізу деталі (0,9 - 1,1% на поверхні та 0,18 - 0,25% у серцевині деталі - "вихідна концентрація").

У перехідній зоні вміст вуглецю змінюється від 0,35 до 0,8%. Підвищення вмісту вуглецю в поверхневому шарі, порівняно з серцевиною, викликає зміни твердості за перерізом деталі. Однак, для забезпечення поверхневого зміцнення виробів недостатньо однієї цементації. Суттєве підвищення твердості цементованого шару до HRC 60-62, а також міцності та зносостійкості поверхонь досягається наступним гартуванням з низьким відпуском при температурі $160 - 180^\circ\text{C}$ (рис. 83). Цементацію вважають якісною, якщо ефективна глибина цементації становить від 0,5 до 2,0 мм при твердості не нижче HRC 50.

Кінцеві властивості цементованих виробів досягаються у результаті термічної обробки після цементації (рис. 68).

Метою термообробки цементованого сплаву є зміцнення поверхні з одночасним подрібненням зерна й одержанням в'язкої серцевини. Залежно від призначення деталі застосовують різні варіанти термічної обробки після цементації (рис. 68).

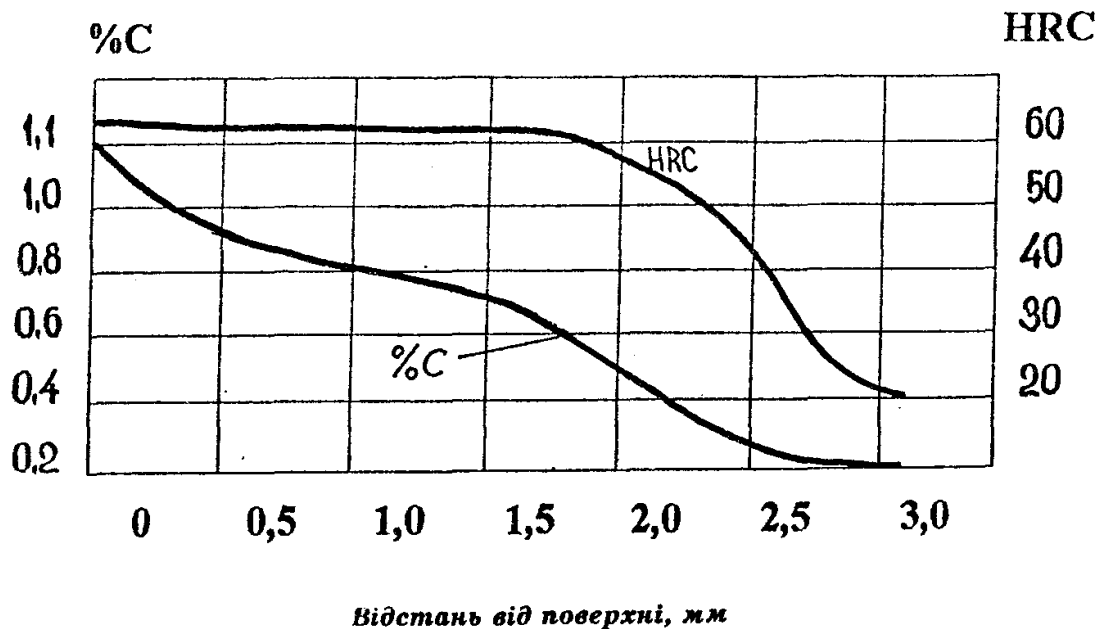


Рис. 83. Зміна твердості та вмісту вуглецю по глибині цементованого шару

Менш відповідальні деталі піддають загартуванню безпосередньо з цементаційним нагріванням і наступним низьким відпуском (рис. 84, *a*). Велике зерно аустеніту, що виросло в результаті тривалої цементації, дає грубокристалічний мартенсит відпуску в поверхневому шарі та грубозернисту ферито-перлітну структуру у серцевині деталі. Ці недоліки усуваються при використанні спадководрібнозернистих сталей, застосуванні газової цементації, що скорочує час перебування сталі при високій температурі. Використання підстужування при загартуванні до 750—800 °С знижує внутрішні напруження, а обробка холодом зменшує кількість залишкового аустеніту в цементованому шарі.

При більш високих вимогах до структури деталей після цементації їх піддають охолодженню на повітрі, однократному загартуванню з нагріванням вище A_{c3} і низькому відпуску (рис. 84, *б*). При цьому в серцевині та на поверхні деталі відбувається перекристалізація та подрібнення зерна, а у поверхневому високовуглецевому шарі - деяке перегрівання, тому що оптимальне гартівне нагрівання заевтектоїдних сталей — це нагрівання вище A_{c1} , але нижче A_{cm} .

Особливо відповідальні деталі після цементації піддають подвійному гартуванню з низьким відпуском (рис. 84, в). При першому гартуванні при температурі на 30—50°C вищій A_{c3} відбувається перекристалізація серцевини деталі з утворенням дрібного аустенітного зерна, що забезпечує дрібнозернистість продуктів розпаду.

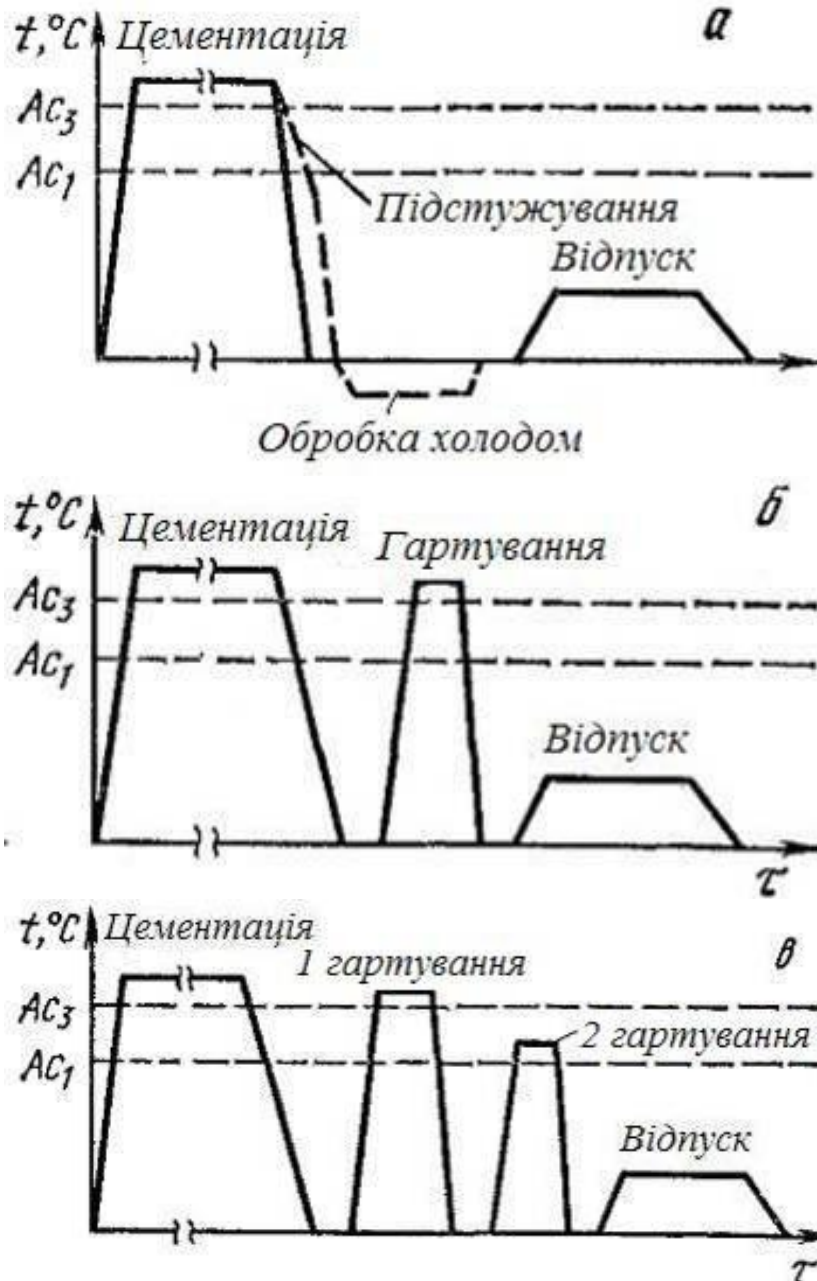


Рис. 84. Режимы термічної обробки після цементації сталі

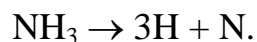
Одночасно при цьому сітка цементиту в поверхневому шарі розчиняється.

При нагріванні до 760-800°C під друге гартування мартенсит, отриманий після першого гартування, відпускають, і при цьому утворюються глобулярні карбіди, що збільшують твердість поверхневого заевтектоїдного шару. Крім того, при другому загартуванні при температурі вище A_{c1} на 30—50 °C забезпечується дрібне зерно в поверхневому шарі.

Після такої термообробки поверхневий заевтектоїдний шар матиме структуру відпущеного мартенситу з включеннями глобулярних карбідів. Структура серцевини визначається хімічним складом сталі. При цементації вуглецевої сталі через низьку прогартуваність серцевина має ферито-перлітну структуру.

Твердість серцевини після гартування різних цементованих сталей становить HRC 20 - 40.

Азотуванням називається процес дифузійного насичення поверхонь деталей атомарним азотом у середовищі аміаку. При нагріванні відбувається дисоціація молекули аміаку з утворенням атомарного азоту:

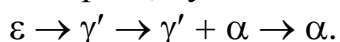


Відповідно до діаграми стану Fe-N розчинність азоту в залізі невелика і становить 0,1% при 590°C та 0,004% при кімнатній температурі. При температурі менш 590°C формується α - фаза, тобто розчин азоту в альфа - залізі, при температурі більш 590°C формується γ - фаза, тобто розчин азоту в гамма - залізі. Максимальна розчинність азоту в γ - фазі складає 2,8%.

Підвищення вмісту азоту в поверхневому шарі призводить до утворення γ' - фази, тобто твердого розчину азоту на базі сполуки Fe_4N , який містить азоту від 5,7 до 6,7%. При подальшому збільшенні азоту, відповідно, більш 6,1% при 680°C і 8,15% при 300°C, формується ε - фаза, тобто твердий розчин азоту на базі сполуки Fe_2N , який містить азоту від 4,6 до 11,0%.

При температурі 590°C відбувається евтектоїдне перетворення γ - фази на γ' та α - фази.

Якщо насичення азотом проводити при температурі вище евтектоїдної (590° C), то після повільного охолодження послідовність структур поверхневого азотованого шару, при збільшенні відстані від поверхні, буде змінюватися у наступній послідовності (рис. 85):



У результаті азотування досягається висока твердість (1100-1200 HV) (при цементації 900 HV), а також зносостійкість та корозійна

стійкість поверхонь сталевих деталей. Азотування звичайно проводять при температурах 500 - 600°C на глибину від 0,3 до 0,8 мм. Швидкість росту нітридних фаз складає від 0,01 до 0,017 мм/год, тому тривалість процесу азотування становить від 18 до 80 год.

При температурах насичення нижче евтектоїдної, азотований шар складається з ϵ -, γ' - та α - фаз (рис. 86).

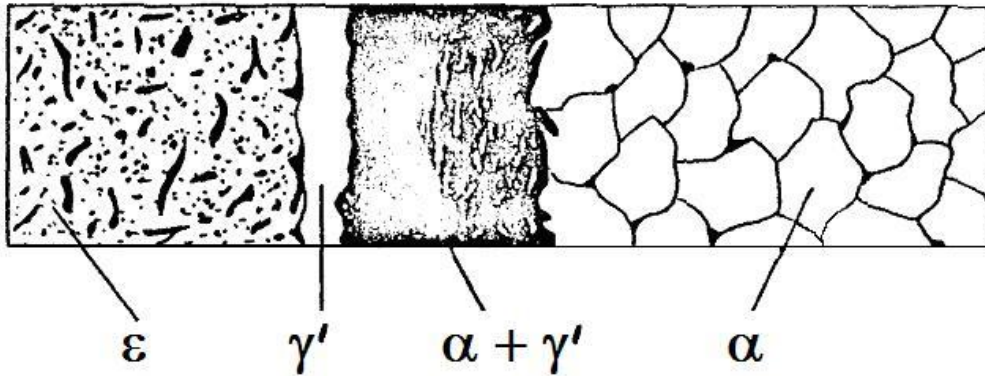


Рис. 85. Будова шару заліза азотованого при температурі більше 590° С

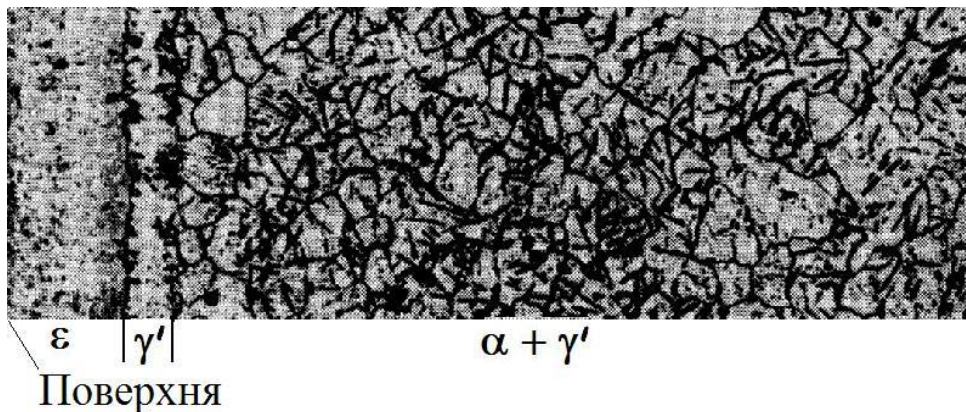


Рис. 86. Будова шару заліза азотованого при температурі 550° С

Існує два різновиди азотування — для підвищення поверхневої твердості й зносостійкості та для підвищення корозійної стійкості.

Щоб підвищити поверхневу твердість й зносостійкість, процес ведуть одноступінчасто при температурі 500-520°C, а для прискорення процесу інколи проводять двоступінчасте азотування — спочатку при температурі 500-520 °С, а згодом при 560-600 °С.

Серцевина азотованих деталей повинно мати підвищену міцність і пластичність, для чого їх попередньо гартують і відпускають при температурі, вищій за температуру азотування, як правило при 600-

675 °С. Тому структура сорбіту, що утворилась в процесі термообробки, не змінюється під час азотування. Підвищена міцність серцевини запобігає проламуванню тонкого й крихкого азотованого шару під дією високого тиску, а високі залишкові стискаючі напруження в азотованому шарі підвищують границю витривалості, як гладених, так і надрізаних деталей.

Азотування для підвищення поверхневої твердості й зносостійкості застосовують при виготовленні таких відповідальних виробів, як вимірний інструмент, гільзи циліндрів двигунів і насосів, зубчасті колеса, колінчасті вали, пресформи для лиття під тиском і штампи.

Для підвищення корозійної стійкості вуглецеві сталі азотують при температурі 650-700°С. Висока температура дозволяє скоротити процес до кількох годин. Тут не потрібна велика глибина азотування, а твердість не має істотного значення, тому тривалість азотування становить від 15 хв до 10 год. На поверхні виробів утворюється тонкий шар (0,01-0,03 мм) ε-фази високої корозійної стійкості.

Враховуючи те, що температура насичення поверхні сталі азотом нижче температури евтектоїдного перетворення (727°С), азотування проводять після гартування та високого відпуску, температура якого, для уникнення короблення, повинна бути на 20-40°С вище температури азотування.

Для азотування чавунів використовують переважно сірі чавуни з хромом, нікелем, молібденом та іншими нітридоутворюючими елементами, а також високоміцний чавун. Перед азотуванням сірі чавуни відпалюють при 950 - 1000 °С протягом 4-12 годин для розпаду цементиту. Для надання металевій основі після відпалу високих механічних властивостей чавун гартують від 800-850 °С у оливi з короткочасним відпуском при 600 °С.

Азотування чавунів роблять при нагріванні виробів до температур 550 - 580 °С, витримки від 50 до 70 годин і охолодженні з піччю. При цьому відбувається підвищення твердості (до 600-1000 НВ), зносостійкості та корозійної стійкості в газовому середовищі.

Для деяких деталей азотування використовується як фінішна операція. Для прецизійних деталей після азотування додатково використовують шліфування або доводку.

Переваги азотування порівняно з цементацією наступні:

- вища твердість і зносостійкість поверхневого шару;
- властивості зберігаються до температур 450-500 °С проти 200-225 °С після цементації.

Головний недолік азотування - велика тривалість процесу.

Нітроцементациєю називається процес одночасного дифузійного насичення поверхневих шарів сталі атомарним вуглецем та азотом в газовому середовищі. Нітроцементацию здійснюють у суміші науглецьовувального газу й аміаку при температурах від 700 до 860 °С протягом від 2 до 15 год. Одночасне насичення сталі вуглецем та азотом дозволяє скоротити тривалість дифузійної обробки, порівняно з цементациєю та азотуванням, внаслідок прискорення дифузії вуглецю.

При низькотемпературній нітроцементациї в інтервалі від 700 до 750 °С та високому азотному потенціалі атмосфери на поверхні виробу утворюється ϵ - фаза, за формулою $Fe_{2-3}(N,C)$, під нею розташовується аустеніт, збагачений азотом, який при гартуванні часткове перетворюється в мартенсит. Такий процес застосовують для отримання тонких зміцнених шарів товщиною від 0,1 до 0,15 мм при виготовленні виробів, схильних до короблення.

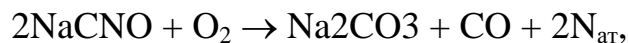
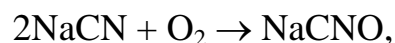
Найбільш частіше процес нітроцементациї проводять в інтервалі температур від 840 до 860 °С. У цьому випадку шар нітридів відсутній.

Після нітроцементациї деталі гартують в оливі та, для зменшення деформацій, піддають низькотемпературному відпуску в оливі, при 180-200 °С. В разі наявності великої кількості залишкового аустеніту деталі після гартування обробляють холодом.

Порівняно з цементациєю нітроцементация має такі переваги: низька температура процесу та скорочений на 50-60% виробничий цикл; менші деформації і короблення виробів, а також зерна сталей; підвищені корозійна та зносостійкість деталей, окрім того нітроцементация дешевша й безпечніша.

Нітроцементацию широко застосовують в автомобільній промисловості для поверхневого зміцнення зубчастих коліс і валів.

Ціанування є одночасне насичення поверхневих шарів металів атомарним вуглецем та азотом в розплавах, що містять ціаністі солі NaCN або KCN, або в газовому середовищі, що складається із суміші CH_4 і NH_3 . Назва процесу пов'язана з використанням ціаністих солей, тобто таких, що містять групу "CN". Ціаністі солі, наприклад NaCN при нагріванні окислюються киснем повітря, в результаті чого проходять наступні реакції:





Таким чином, в результаті окислення та дисоціації, утворюються атомарний вуглець та азот, які одночасно дифундують в поверхню деталей і, в залежності від температури та часу, можуть розповсюджуватися на глибину від 0,1 до 1,0 мм (рис. 87). Особливістю ціанування є те, що при збільшенні температури обробки вміст вуглецю в поверхневому шарі зростає, а азоту зменшується (рис. 88).

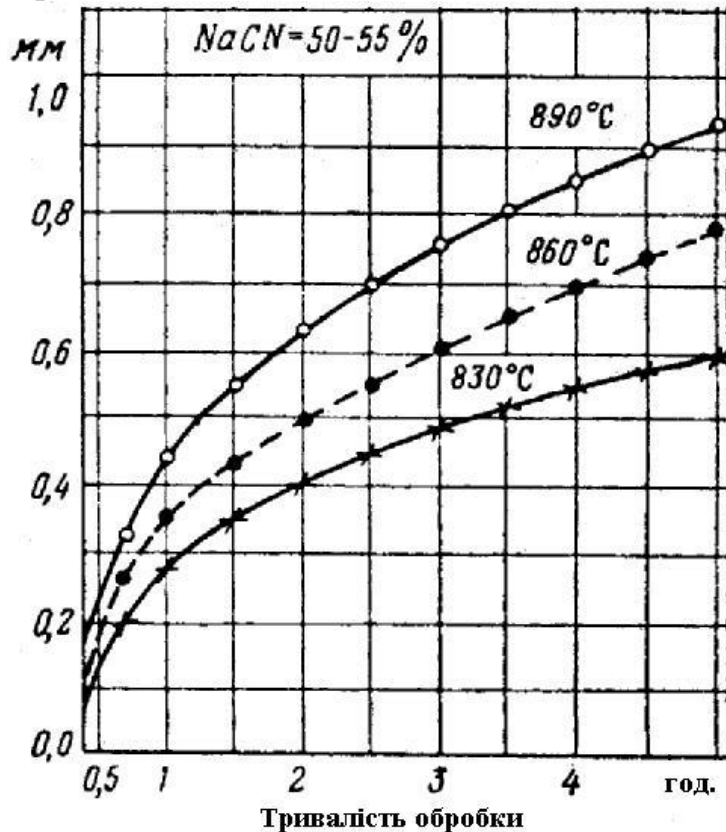


Рис. 87. Вплив температури ціанування на вміст вуглецю та азоту в поверхневому шарі

У результаті ціанування поверхневий шар деталі складається з карбонітридів $\text{Fe}_2(\text{N},\text{C})$ або $\text{Fe}_3(\text{N},\text{C})$, а під ним розташовується аустеніт, збагачений азотом, який при наступному гартуванні частково перетворюється у мартенсит.

В залежності від температури розрізняють низькотемпературне, середньотемпературне та високотемпературне ціанування.

Низькотемпературне ціанування відбувається при температурах 500—600°C, тривалістю від 10 до 30 хв. У результаті цього утворюється тонкий поверхневий шар товщиною від 0,01 до 0,04 мм з твердістю HV 1000 - 1100. Після низькотемпературного ціанування термічна обробка не проводиться. Низькотемпературному ціануванню

звичайно піддають остаточно виготовлений і заточений різальний інструмент з метою підвищення його зносостійкості.

Середньотемпературне ціанування відбувається при температурах 820 - 860°C, тривалістю від 30 до 60 хв. з охолодженням у ціанистій ванні. Після гартування виконується низький відпуск в інтервалі температур від 180 до 200°C. Твердість після термічної обробки 58-62 HRC.

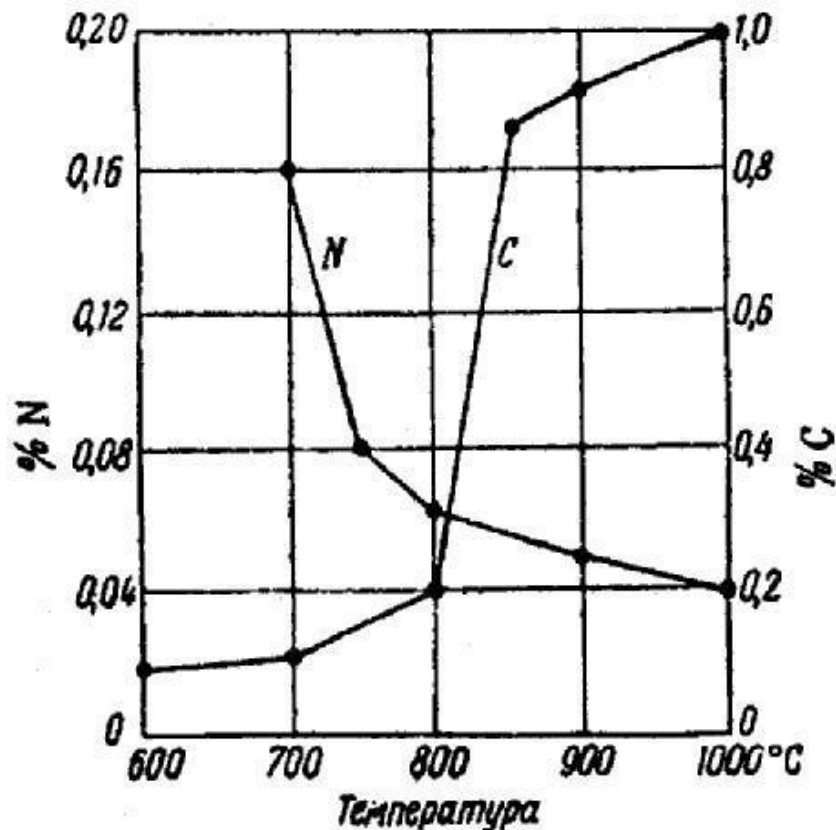


Рис. 88. Вплив температури ціанування на вміст вуглецю та азоту в поверхневому шарі

Високотемпературне ціанування відбувається при температурах 920-960°C на глибину 0,5—2,0 мм протягом 1,5-10 год. і низькому відпуску. Застосовується для виробів з конструкційної сталі з метою підвищення їх поверхневої твердості, зносостійкості та меж витривалості. Після високотемпературного ціанування деталі піддають загартуванню, з повторного нагріву, та низькому відпуску при температурах 180 – 200 °C. Твердість після термообробки становить HRC 59—62.

Перевагами ціанування є те, що після цієї обробки поверхневий шар деталі володіє більш високими зносостійкістю, корозійною стійкістю та підвищеною втомлюваною міцністю, ніж після

цементації. У ваннах можна піддавати ціануванню дрібні деталі, наприклад деталі годинникових механізмів, для яких достатнє одержання шару невеликої товщини.

Недоліками ціанування є висока вартість процесу та токсичність ціаністих солей, тому ціанування проводять у спеціально виділених гарно вентильованих приміщеннях, у яких строго дотримуються правил техніки безпеки.

Дифузійна металізація це процес, під час якого відбувається насичення поверхні виробів різними металами (алюмінієм, кремнієм, хромом тощо) у твердих, рідких або газоподібних середовищах з метою підвищення міцності, стійкості проти окислення, корозії та зношування звичайних вуглецевих сталей.

Відповідно середовища металізацію розрізняють, як твердофазну, рідкофазну та газофазну. Середовищами, за допомогою яких відбувається металізація, при твердофазній металізації є сплави заліза з високим вмістом хрому, алюмінію, кремнію та ін., феросплави з добавками хлористого амонію (NH_4Cl); при рідкофазній металізації - розчини металів або їх солей; при газофазній металізації - хлориди металів.

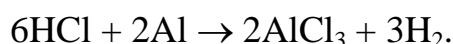
При твердофазній металізації вироби упаковують у контейнер, куди додають порошок металу або його феросплав, нейтральний порошок (глинозем, шамот), що запобігає спіканню, і хлористий амоній NH_4Cl . Під час нагрівання в контейнері відбувається реакція



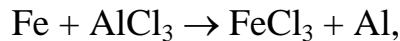
Внаслідок реакції металу з HCl утворюються летючі сполуки хлору з металом (AlCl_3 , CrCl_2 , SiCl_4 тощо), які дисоціюють з утворенням вільних атомів насичувального елемента та їх подальшою адсорбцією на поверхню виробів і дифузією вглиб.

Основними видами дифузійної металізації є:

1. *Алітування* це насичення виробів алюмінієм з метою підвищення жаростійкості. Алітують сталі з 0,1-0,2 % С найчастіше в порошковій суміші з фероалюмінію, хлористого амонію й оксиду алюмінію при температурі 950-1150 °С протягом 3-12 год. У контейнері відбувається реакція:



На поверхні виробу газоподібний хлорид алюмінію AlCl_3 , взаємодіючи з залізом, виділяє вільні атоми алюмінію



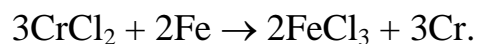
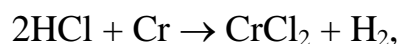
які адсорбуються поверхнею виробу й дифундують у його глибину, утворюючи твердий розчин алюмінію в залізі. У результаті утворюється дифузійний шар завтовшки 0,2-0,5 мм. У присутності кисню на поверхні алітованого виробу формується щільна плівка оксиду алюмінію Al_2O_3 , яка захищає виріб від взаємодії з середовищем до температури 900 °С.

Під час рідинного алітування вироби занурюють у рідкий алюміній й витримують там протягом 45-90 хв при температурі 750-800 °С. У результаті отримують дифузійний шар завтовшки 0,2-0,35 мм.

Алітування чавуну здійснюють для підвищення жаростійкості. Найбільш поширене алітування чавуну в порошкових сумішах фероалюмінію при повільному нагріванні до 950-1050 °С, витримки протягом 2-6 год. та охолодженні з піччю або на повітрі.

Застосовують алітування для покриття чохлів термодар, клапанів та інших деталей, що працюють при підвищених температурах.

2. *Хромування*—дифузійне насичення хромом поверхні виробів з метою підвищення жаростійкості до 800°С, корозійної стійкості (у воді, морській воді й азотній кислоті) і поверхневої твердості. Насичення ведуть у порошкових сумішах із ферохрому (або хрому) та хлористого амонію за наступними реакціями:

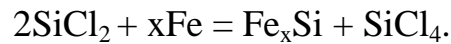
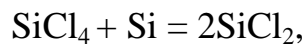
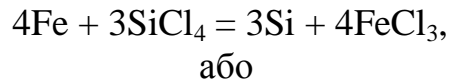


Підвищенню поверхневої твердості до 1200- 1300 МПа сприяє вуглець у сталі, який у кількості понад 0,3 % утворює карбіди $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ і $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$.

Хромування сталі відбувається при температурах від 1000 до 1050 °С, протягом від 6 до 12 год., на глибину дифузійного шару від 0,2 до 0,25 мм. Застосовують хромування для виробів, що працюють в агресивних середовищах і в умовах зношування (пароводяна арматура, клапани, патрубки).

Чавун хромують у твердому або газовому середовищах, протягом, відповідно, від 10 до 12 і від 5 до 6 год. Це забезпечує підвищення твердості поверхні, жаростійкості та корозійної стійкості чавунів.

Силіціювання, тобто насичення кремнієм, додає високу стійкість у соляній, сірчаній та азотній кислотах і застосовується для деталей хімічної та нафтової промисловості. При твердій і газовій металізації насичення відбувається за допомогою летючих з'єднань хлору з металом SiCl₄, що при температурах від 1000 до 1100°C вступають в обмінну реакцію з залізом з утворенням активного кремнію, що дифундує з поверхні вглиб:



Товщина шару, після витримки 2-3 год, коливається в межах від 0,3 до 1,0 мм.

Силіціювання, у твердих або газових середовищах, застосовують для підвищення твердості поверхні та стійкості у кислотах виробів з ковкого і сірого чавунів. Для отримання шару завтовшки від 0,5 до 0,8 мм, на виливках ковкого чавуну, потрібна тривалість насичення від 20 до 25 год., при температурах від 1000 до 1100 °С. За цей же час на виливках сірого чавуну утворюється шар завтовшки 0,1 мм. Найкращі результати при силіціюванні одержують на ковких чавунах, задовільні — на сірих.

Борування, тобто насичення поверхні бором, додає поверхневому шарові винятково високу твердість від 1800 до 2000 HV, зносостійкість і стійкість проти корозії в різних середовищах внаслідок формування боридів FeB, Fe₂B. Борування виконують, як у твердому, так і рідкому середовищах. При твердофазному насиченні протягом 15 год. при температурах від 850 до 1050 °С, формується товщина боридного шару від 0,25 до 0,35 мм. Рідкофазне борування проводять при електролізі розплавлених солей, наприклад бури Na₂B₂O₇, коли сталева деталь є катодом. При температурі близько 150 °С і витримці 2—5 год. на поверхні утворюється твердий борид заліза з товщиною шару до 0,1—0,2 мм.

7.3. Зміцнення поверхні пластичним деформуванням

Відомо (рис. 26), що пластична деформація, при навантаженнях, у межах від границі текучості до міцності, призводить до підвищення міцності, тобто *наклепу*. Водночас знижується пластичність та

в'язкість. Наклеп іноді називають нагартовкою, механічним або деформаційним зміцненням.

За значного ступеня деформування (відношення зміни розміру при деформуванні до початкового розміру виробу у відсотках) міцність та твердість підвищуються в 1,5 - 3 рази (рис. 89), з одночасним зниженням пластичності і в'язкості в 3-5 разів.

Зміцнення при наклепуванні пояснюється істотним підвищенням щільності вакансій і дислокацій, дроблення зерен і блоків (рис. 90). Щільність дислокацій після холодної деформації збільшується на кілька порядків порівняно з відпаленим металом, складаючи 10^{11} - 10^{12} см⁻². З ростом щільності дислокацій, недосконалоостей кристалічної будови та кількості зерен утрудняється вільне переміщення дислокацій, що сприяє зміцненню металу при наклепуванні.

Одночасно в результаті пластичної деформації істотно змінюються фізико-хімічні властивості металу.

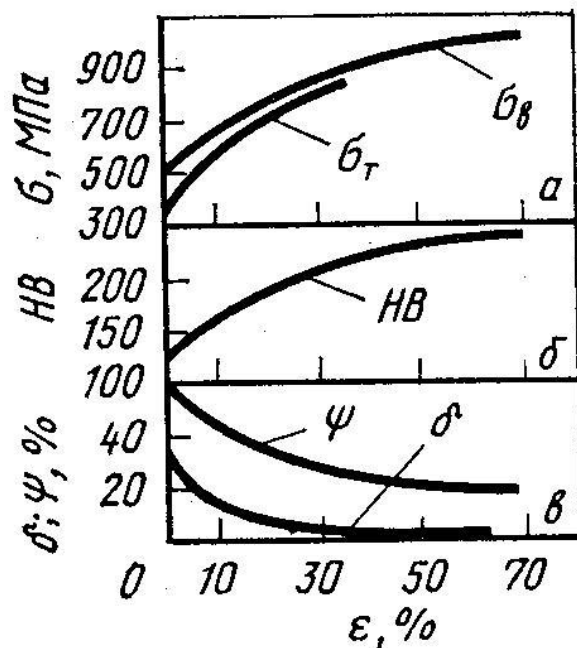


Рис. 89. Вплив ступеня пластичного деформування (ϵ) на механічні властивості низьковуглецевої сталі: a - σ_b , σ_t - межа міцності та текучості; b - НВ - твердість; δ - ψ - відносне видовження та звуження.

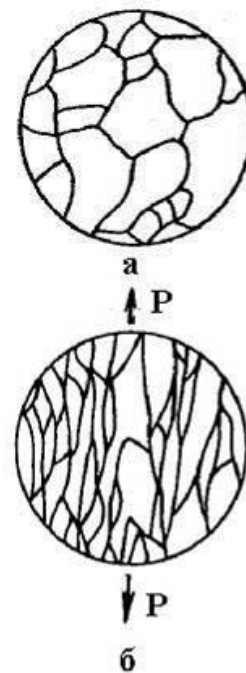


Рис. 90. Вплив пластичного деформування на розмір зерна металу: a , b - до та після деформації. P - сила та напрям її дії.

Наклепаний метал має меншу щільність, більш високий електроопір, меншу теплопровідність, стійкість проти корозії. Ріст кількості дефектів кристалічної будови і виникнення внутрішніх

напружень у результаті наклепу призводять до того, що вільна енергія металу росте і він приходить у нерівноважний, хиткий стан. Тривала витримка при кімнатній температурі або нагрівання сприяють переходові металу в більш стійкий структурний стан.

Явище наклепу використовують для підвищення втомлювальної міцності виробів, не змінюючи матеріал і режими термічної обробки. Наприклад, при шротострумінній обробці на поверхню деталей зі спеціальних дробометів з великою швидкістю спрямовують потік сталевого або рідше чавунного шроту діаметром 0,5-1,5 мм. Удари шроту викликають пластичну деформацію поверхневого шару на глибину до 0,7 мм, внаслідок чого він стає більш твердим, у ньому створюються залишкові напруги стискання і тим самим підвищується втомлювальна міцність. Якщо в поверхневому шарі присутній залишковий аустеніт, то завдяки наклепу відбувається його фазове перетворення з утворенням мартенситу, що додатково збільшує твердість і зносостійкість. Завдяки шротоструменевій обробці згладжуються дрібні поверхневі дефекти, що є концентраторами напружень.

Шротоструменевій обробці піддають поверхню ресор і пружин, зубчастих коліс, ланок гусениць, гільз і поршнів. В наслідок цього границя міцності ресор збільшується в 1,5 рази й у кілька разів зростає їх довговічність.

Іншим методом застосування наклепу є обкатування роликками, яке роблять за допомогою спеціальних пристроїв на звичайних токарних або стругальних верстатах. Тиск на ролики здійснюється у більшості випадків за допомогою пружин і дає можливість обробляти поверхні на глибину до 15 мм. Обкатування роликками застосовують для обробки шийок валів, осей залізничних вагонів, колінчастих валів та інших деталей. Крім зміцнення, обкатування підвищує чистоту оброблюваної поверхні.

Наклепу піддають готові деталі, що пройшли механічну і термічну обробку.

Глава 8. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

8.1. Теорія легування

Легованими називають сталі, які, крім заліза, вуглецю і технологічних домішок, містять спеціальні (легуючі) елементи, які вводять до складу сталі з метою поліпшення, певних фізичних, хімічних, механічних, або технологічних властивостей. Сталі можуть містити один або кілька легуючих елементів. Найчастіше використовують

такі легуючі елементи як Cr, Ni, Mn > 0.8%, Si > 0,5%, Mo, W, Co, а також Cu, Ti, Zr, Nb, Al.

При легуванні сталі потрібно враховувати, що легуючі елементи можуть мати спорідненість до кисню, сірки, азоту та вуглецю і, як наслідок, утворювати хімічні сполуки з киснем, які мають назву оксиди, сіркою – сульфідів, азотом – нітриди, вуглецем - карбіди. Тому при введенні легуючих елементів в рідку сталь і її наступному охолодженні, при формуванні зливка або вилівка, а також у процесі термічної обробки, частка елементів витрачається на формування оксидів, сульфідів, нітридів і карбідів, а частка розчиняється у рідині, яка при твердінні перетворюється в твердий розчин, який, у випадку фазових перетворень, розпадається по дифузійному, або бездифузійному механізму.

За збільшенням спорідненості до кисню елементи можна розташувати у наступному порядку: Fe, Ni, Mo, W, Cr, Mn, Si, C, V, Ti, Mg, Al, Zr, Ba, Ce, Ca; до сірки - Si, Al, Fe, Mn, Ti, La, Ca, Ce; до азоту та вуглецю – Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr, Hf.

Вміст кисню, сірки та азоту в залізобуглецевих сплавах коливається від тисячних до сотих часток відсотка (табл. 2), тому витрата елементів при формуванні оксидів, сульфідів і нітридів є незначна і основний розподіл легуючих елементів відбувається між твердим розчином (аустенітом, феритом або мартенситом) і карбідами.

Вплив легуючих елементів на структуру та властивості залізобуглецевих сплавів зв'язаний зі зміною структури і властивостей твердого розчину та карбідів, для яких, також, суттєве значення має дисперсність та їх розподіл.

Елементи з хімічною спорідненістю до вуглецю більшою, ніж у заліза називають карбідоутворюючими легуючими елементами. Карбідоутворюючі елементи в періодичній системі Д. І. Менделєєва розташовані лівіше заліза. Вони можуть розчинятись у цементиті (Fe_3C) або утворювати спеціальні карбіди.

Легуючі елементи, які розташовані справа від заліза в періодичній системі Д. І. Менделєєва (Ni, Co, Si, Cu та ін.) мають меншу хімічну спорідненість з вуглецем, ніж залізо і тому участі в утворенні карбідів практично не приймають, а лише розчиняються у фериті й аустеніті.

При введенні порівняно невеликої кількості легуючого карбідоутворюючого елемента в сталь, він спочатку розчиняється в цементиті, заміщаючи частину атомів заліза та утворює легований цементит. Формула легованого цементиту має вигляд $(Fe, Mn)_3C$, $(Fe, Cr)_3C$ та ін.

Наприклад, марганець може замінити в цементиті всі атоми заліза, хром - до 25 %, молібден - до 3 %. Після перевищення легуючим елементом граничної розчинності в цементиті утворюються спеціальні карбіди типу $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Mn_3C , Fe_3C із складними та Mo_2C , WC , VC , TiC з простими кристалічними ґратками. Карбіди першої групи недостатньо стійки і при нагріванні до високих температур розпадаються з утворенням твердого розчину легуючих елементів в аустеніті. Карбіди другої групи відрізняються великою стійкістю і не розпадаються при нагріванні. Усі карбіди мають високу твердість, але твердість карбідів другої групи трохи вище.

Розподіл легуючих елементів між феритом та карбідами показаний на рис. 91. З рисунку видно, що чим вище ступінь

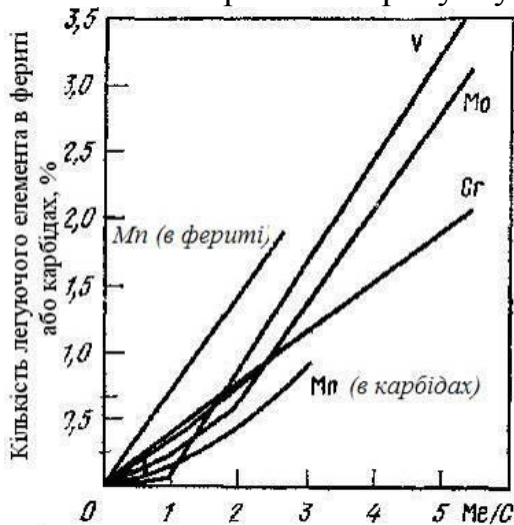


Рис. 91. Розподіл карбідоутворюючих елементів між феритом і карбідами

хімічної спорідненості легуючого елемента до вуглецю, тим більш велика його частка зв'язується в карбіди, а менша - знаходиться в α -твердому розчині. На цьому графіку кількість легуючого елемента, введеного в сталь, представлено у вигляді відношення Me/C , де Me - кількість легуючого елемента [% (ат.)], C - кількість вуглецю [% (ат.)], тому він справедливий для сталей з різним вмістом вуглецю і легуючих елементів. Для марганцю наведено так само його кількість, зв'язана в карбід.

Мала відмінність ступеня хімічної спорідненості марганцю до вуглецю порівняно з залізом призводить до того, що велика його частина розчиняється у фериті, а менша бере участь в утворенні карбіду $(Fe, Mn)_3C$. При легуванні марганцем конструкційних сталей у широкому інтервалі концентрацій відбувається безперервне в постійному співвідношенні збагачення їм фериту і карбідів.

При легуванні сталі елементами з високим ступенем хімічної спорідненості до вуглецю закономірності їх розподілу між карбідами і феритом істотно інші, ніж марганцю. Найкраще можна простежити на прикладі ванадію, такими ж будуть закономірності для титану та ніобію.

Ванадій, а також титан, ніобій, цирконій утворюють з вуглецем карбід практично одного типу MeC . На прикладі ванадію (рис. 91)

видно, що для цих елементів існують дві стадії легування. На першій стадії зі збільшенням вмісту легуючого елемента $V/C \approx 1$ відбувається слабке збагачення ним твердого розчину і зв'язування основної його частки в карбіди. При цьому збільшується кількість карбіду легуючого елемента і зменшується кількість цементиту. Перехід від першої стадії легування до іншої ($V/C > 1$) характеризується завершенням переходу від карбіду Fe_3C до VC . Цим завершується процес карбідоутворення при легуванні конструкційної сталі також і такими елементами, як Ti , Nb , Zr .

На першій стадії легування перехід від цементиту до спеціального карбіду легуючого елемента супроводжується зменшенням розмірів карбідних часток, тобто ростом дисперсності часток карбідної фази та зниженням вмісту вуглецю у фериті відповідно до рівноваги системи α -твердий розчин - карбід.

Друга стадія легування характеризується активним збагаченням α - твердого розчину легуючим елементом.

Для інших легуючих карбідоутворюючих елементів, таких як Cr , Mo і W , що мають меншу спорідненість до вуглецю, ніж розглянуті вище V , Ti і Nb , загальні закономірності зміни фазового і структурного стану такі ж. Оскільки ці елементи утворюють з вуглецем не один, а кілька типів карбідів, першу стадію легування розділяють на кілька етапів відповідно до змін карбідної фази. Так, для молібдену перший етап легування закінчується при $Mo/C \approx 1$ і відповідає завершенню переходу карбіду типу Me_3C , тобто $(Fe, Mo)_3C$, у карбід типу $Me_{23}C_6$, - $(Mo, Fe)_{23}C_6$ (рис. 91). Другий етап цієї стадії легування закінчується при $Mo/C \approx 2$, коли завершується утворення карбіду Mo_6C . Далі при $Mo/C > 2$ починається друга стадія легування, коли весь Mo введений понад зазначену кількість ($Mo/C > 2$) переходить у α - твердий розчин.

Для хрому з ще меншою спорідненістю до вуглецю, ніж молібден, перший етап першої стадії легування обмежується $Cr/C \approx 1,2$ і відповідає переходу карбіду Me_3C , тобто $(Fe, Cr)_3C$, у карбід Me_7C_3 , - $(Cr, Fe)_7C_3$, а другий етап першої стадії легування не завершується і при $Cr/C \approx 5$, тому що в цьому випадку не закінчується перехід карбіду Me_7C_3 у $Me_{23}C_6$. Друга стадія легування хромом настає при $Cr/C > 10$.

Розчиняючись у твердому розчині легуючі елементи змінюють умови фазових перетворень і швидкість дифузійних процесів.

Ступінь взаємодії легуючого елемента з твердим розчином, наприклад, феритом визначається співвідношенням атомних радіусів заліза і легуючого елемента, а також типів і параметрів їх

кристалічних ґраток. Розчиняючись в α -залізі, атоми легуючих елементів збільшують або зменшують параметр його кристалічної ґратки залежно від співвідношення атомних радіусів заліза й легуючого елемента (рис. 92).

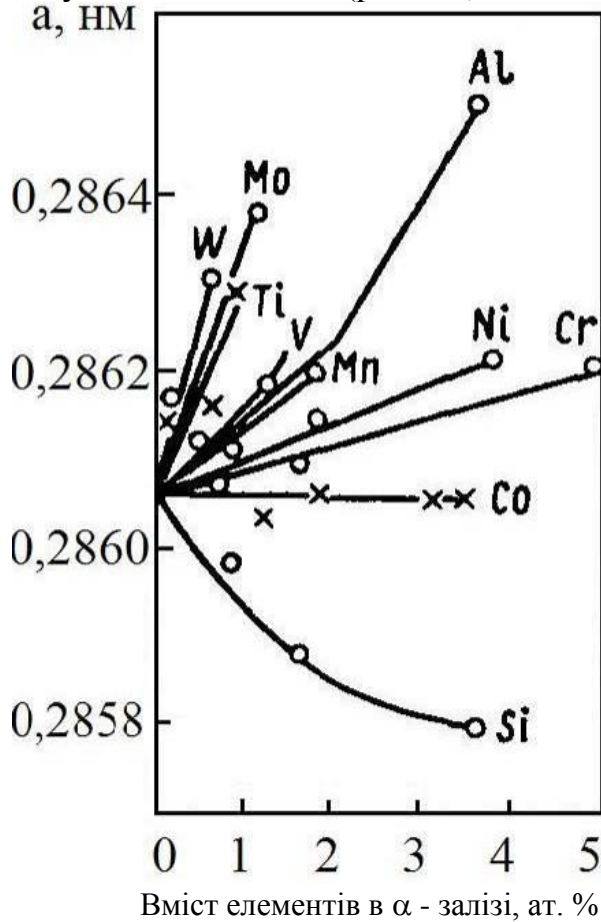


Рис. 92. Залежність параметра ґратки α -заліза від концентрації легуючого елемента

Зміна параметрів ґратки та ускладнення руху дислокацій приводить до зростання міцності фериту.

$$\Delta\sigma = \sum_{i=1}^n K_i \cdot C_i,$$

де K_i - коефіцієнт зміцнення фериту при легуванні елементом у кількості 1,0% (за масою);

C_i - концентрація елемента, розчиненого у фериті.

Значення коефіцієнта K_i для елементів, що входять до складу легуваних сталей, наведені у табл. 11. Видно, що максимальне зміцнення відбувається при збільшенні в фериті вуглецю, азоту та кремнію. Мінімальний вплив спостерігається при легуванні фериту ванадієм.

Таблиця 11. Коефіцієнт зміцнення фериту при легуванні елементами у кількості 1% (мас.)

Елемент	C+N	Si	Ti	Al	Cu	Mn	Cr	Ni	Mo	V
K_i	467	8,6	8,2	6,0	3,9	3,3	3,1	3,0	1,1	0,3

Одночасно зі зміною параметрів кристалічної ґратки при легуванні змінюється швидкість дифузії елементів (рис. 93). З рис. 93 видно, що, легуючі елементи, в основному, знижують швидкість переміщення вуглецю як в аустеніті, так і фериті.

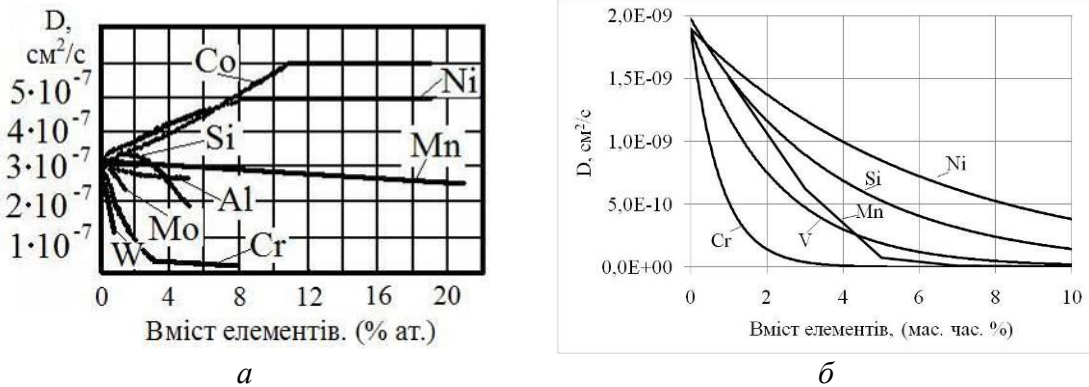
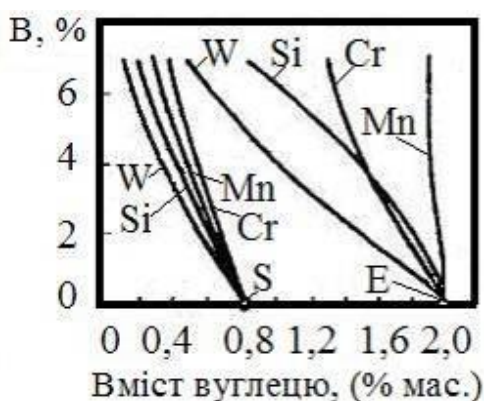
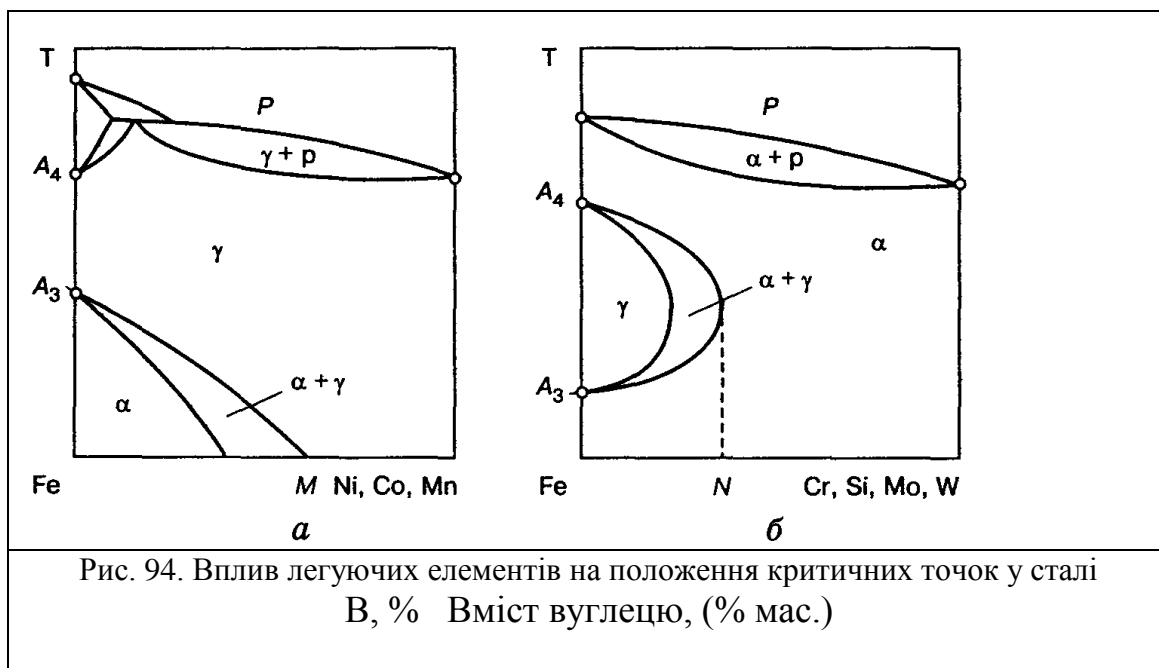


Рис. 93. Вплив легуючих елементів на коефіцієнт дифузії вуглецю в аустеніті (а) та фериті (б) а – $t = 1050^\circ\text{C}$, $C = 0,4\%$; б – $t = 600^\circ\text{C}$, $C = 0,2\%$, $\text{Si} = 0,27\%$, $\text{Mn} = 0,5\%$

Розчиняючись у залізі легуючі елементи утворюють тверді розчини заміщення та змінюють критичні точки (температури), що обмежують області існування гомогенних твердих розчинів α - і γ - заліза (рис. 94). Такі легуючі елементи, як Ni, Mn і Co підвищують критичну температуру A_4 і знижують - A_3 , розширюють область γ - заліза та звужують α - заліза і називаються аустенітоутворюючими елементами (рис. 94, а). Видно, що з концентрації M легуючого елемента, γ - твердий розчин існує у проміжку температур від кімнатної до лінії солідус. Сплави з концентрацією легуючого елемента, що перевищує M називають аустенітними. Вони не зазнають фазових перетворень $\alpha \leftrightarrow \gamma$ під час нагрівання і охолодження.

Друга група елементів - Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, Be та ін. (α - стабілізатори) знижує критичну температуру A_4 й підвищує - A_3 , звужуючи область γ - твердого розчину (рис. 94, б) і розширюючи область α -твердого розчину. Такі елементи називаються феритоутворюючими. Сплави на основі заліза, які, починаючи з концентрації N легуючого елемента, мають в усьому діапазоні температур тільки α -твердий розчин, називаються *феритними*.

Такі елементи, як W, Cr, Si, Mo, Mn, V, Ti зменшують кількість вуглецю в перліті (точка S на діаграмі Fe-C, рис. 38) та його максимальний вміст в аустеніті (точка E на діаграмі Fe-C, рис. 38) (рис. 95), тому в сталі легованій цими елементами утворення перлітної структури буде відбуватися при вмісті вуглецю менше 0,8%.



Легуючі елементи впливають на температури мартенситного перетворення та, як наслідок, на кількість залишкового аустеніту в загартованій сталі (рис. 96). Алюміній і кобальт підвищують температуру початку мартенситного перетворення, кремній не впливає, а більшість елементів знижує цю температуру.

Наприклад, легування сталі 5 % Mn знижує початок мартенситного перетворення до 0 °С, тому за такого або більшого вмісту марганцю сталь має аустенітну структуру після повного охолодження.

Кількісна закономірність впливу легуючих елементів на зміну температури початку мартенситного перетворення встановлена А.А. Поповим і має наступний вигляд:

$$M_{\text{II}} = 520 - 320 \cdot C\% - 50 \cdot \text{Mn}\% - 30 \cdot \text{Cr}\% \cdot (\text{Ni} + \text{Mo}) - 5 \cdot (\text{Cu} + \text{Si}).$$

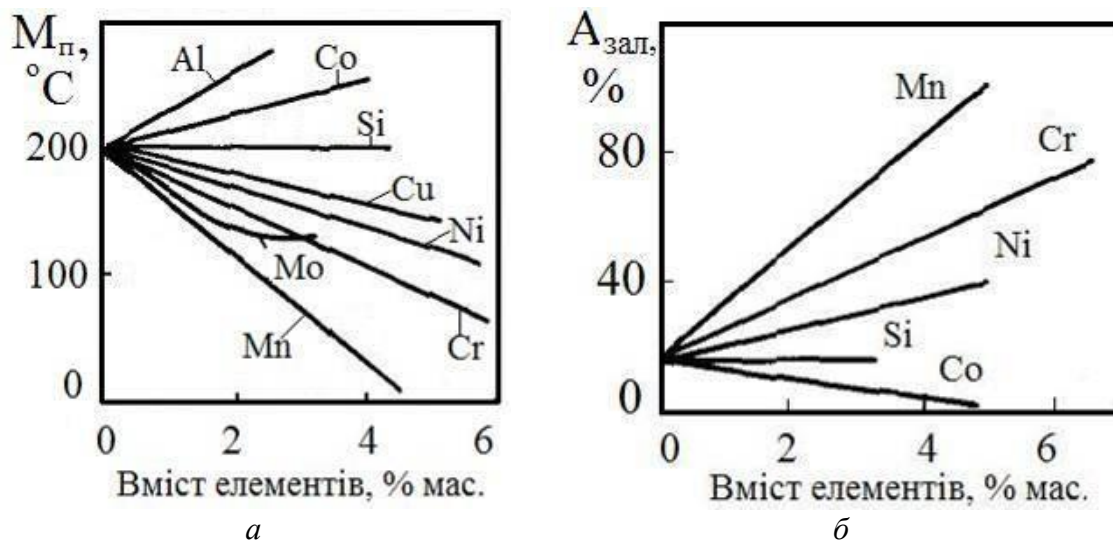


Рис. 96. Вплив легуючих елементів на температуру початку мартенситного перетворення (а) та кількість залишкового аустеніту (б) у сталі з 1 % вуглецю

Легуючі елементи збільшують інкубаційний період перлітного, сорбітного й трооститного перетворень, що приводить до затримки перетворення аустеніту в перліт, сорбіт і троостит і зсуву вправо лінії початку перетворення аустеніту проти відповідних умов для вуглецевої сталі (рис. 97). Винятком є кобальт, який прискорює таке перетворення. Проте початок бейнітного перетворення, у легованих карбідоутворюючими елементами сталях, відбувається дещо раніше, ніж у вуглецевих за однакового вмісту вуглецю (див. нижню С-подібну криву на рис. 97,б).

Зміна легуючими елементами температуро – часових умов перетворення аустеніту доводить до того, що для легованих сталей характерні менші критичні швидкості охолодження (рис. 98) і більша їх прогартовуваність (рис. 99).

Найістотніше прогартовуваність збільшують хром, нікель, молібден, марганець. Карбідоутворюючі елементи підвищують прогартовуваність лише, якщо вони повністю розчиняються в аустеніті під час нагрівання.

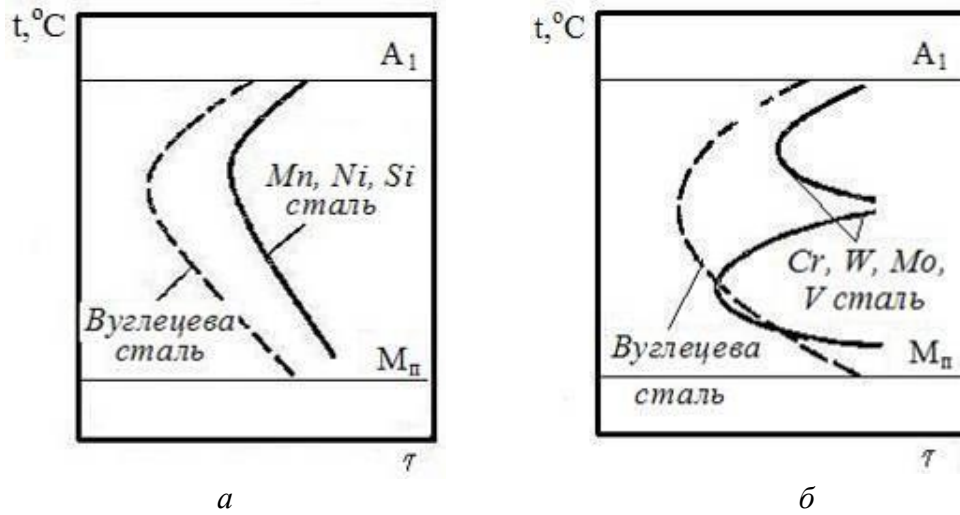


Рис. 97. Вплив легуючих елементів на кінетику перетворення аустеніту вуглецевої та легованої сталі:

- а* – легування некарбідоутворюючими елементами;
- б* - легування карбідоутворюючими елементами

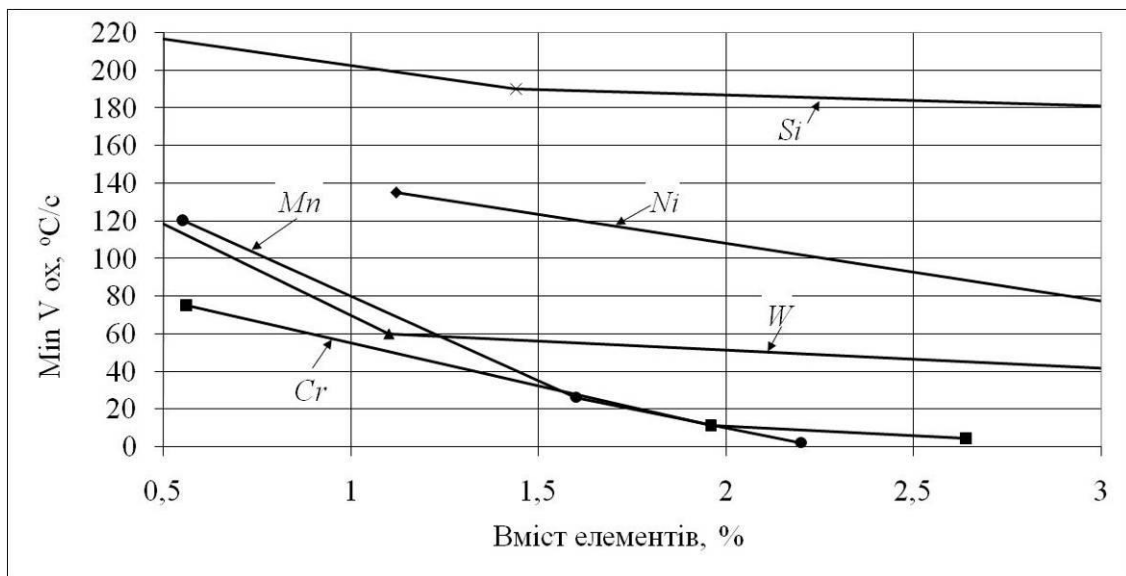


Рис. 98. Вплив легуючих елементів на критичну швидкість гартування при охолодженні від 950 °С

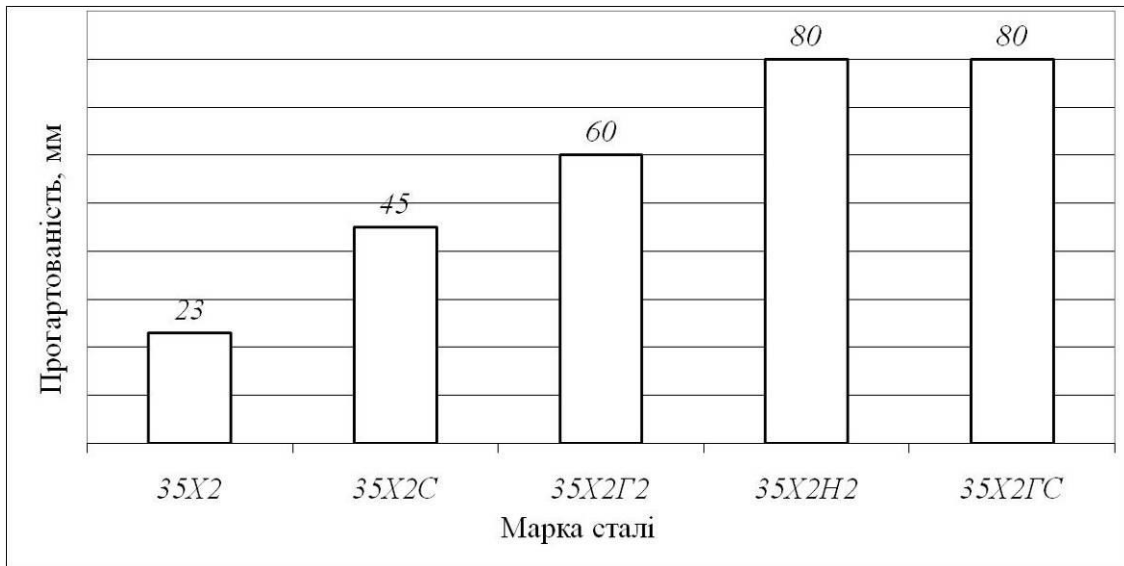


Рис. 99. Вплив легування на прогартуваність сталей

Коли температура гартування залишається в межах 800 - 900 °С, то карбіди вольфраму, ванадію, ніобію, титану у твердий розчин не переходять і під час розпаду аустеніту стають центрами вторинної кристалізації, знижуючи прогартуваність. Бор, доданий у невеликій кількості (0,001 - 0,005%), концентрується у складі твердого розчину на границях зерен аустеніту, що сприяє зростанню стабільності аустеніту та збільшенню прогартуваності. Особливо ефективно підвищується прогартуваність, якщо до складу сталі вводиться не один, а кілька легуючих елементів, наприклад Сг + Ні, Сг + Мо, Сг + Ні + Мо, тощо.

Вплив елементів на термодинамічні умови фазових перетворень призводить до того, що схильність до росту аустенітного зерна зменшують всі легуючі елементи, крім марганцю й бору, а Мо, V, Сг подрібнюють також структуру сталі (рис. 100).

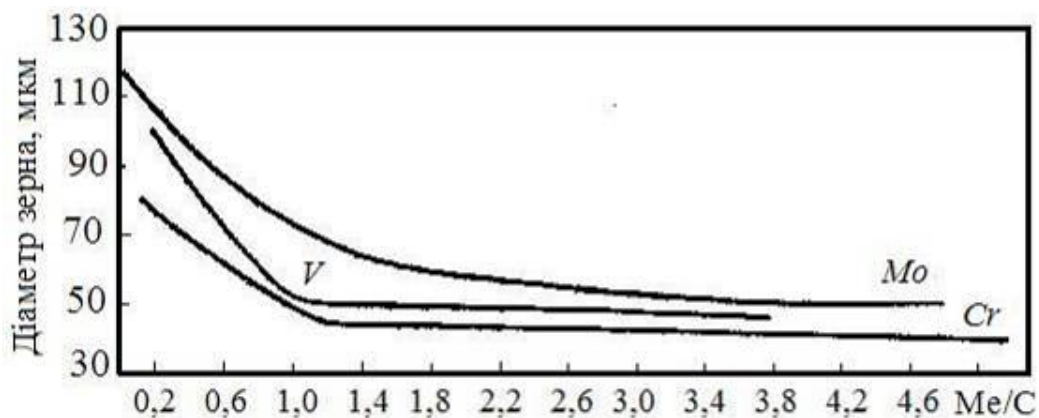


Рис. 100. Вплив легування конструкційних сталей з 0,2 % С на розмір аустенітного зерна

Керуючи змінами фазового і структурного стану сталі при її легуванні можливо отримати дисперсну мікроструктуру, однорідно розташовані дрібні карбіди з одночасним суттєвим вмістом легуючих елементів в твердому розчині. При цьому можливе одночасне покращення декількох властивостей, наприклад підвищення міцності та в'язкості сталі.

8.2. Класифікація та маркування легованих сталей та чавунів.

Маркування якісної легованої сталі складається з поєднання букв і цифр, що вказують на її хімічний склад. Легуючі елементи мають такі позначення: азот - А, ніобій - Б, вольфрам - В, марганець - Г, мідь - Д, кобальт - К, берилій - Л, молібден - М, нікель - Н, свинець - П, хром - Х, бор - Р, кремній - С, титан - Т, ванадій - Ф, цирконій - Ц, алюміній - Ю, рідкісноземельні метали - Ч.

Цифри після літери вказують на вміст даного легуючого елемента. При вмісті елемента менше або близько 1 % цифри не пишуть; близько 2 % - цифру 2 тощо. При маркуванні конструкційних якісних сталей цифри перед першою літерою марки використовують для позначення середнього вмісту вуглецю у сотих частках відсотка, а у високовуглецевих інструментальних сталях - в десятих частках відсотка. Наприклад, сталь марки 20Х містить 0,17- 0,23 % С; 0,7- 1,0 Cr; сталь 30ХГСН2 - 0,3 % С; до 1 % Cr; до 1 % Mn; до 1 % Si; до 2 % Ni.

Літера А у кінці марки сталі вказує на обмежений вміст сірки і фосфору (до 0,03 % кожного) - високоякісна, а також на те, що дотримано всіх технологічних вимог металургійного процесу виробництва високоякісної сталі. Наприклад, Сталь 18ХНЗА.

Особливо високоякісна сталь має в кінці марки літеру Ш. Наприклад, Сталь 95Х18Ш, особливо високоякісна, виплавлена методом електрошлакового переплаву, містить 0,9-1,0 % С; 17- 19 % Cr; 0,03 % Р і 0,015 % S.

Деякі групи сталей мають додаткові позначення: марки шарикопідшипникових сталей починаються з літери Ш, швидкорізальних - з літери Р, магнітотвердих - з літери Е, автоматних - з літери А.

Для скорочення кількості знаків при маркуванні сталі іноді відступають від загальноприйнятої системи, особливо для складнолегованих сталей. У марках таких сталей не вказують цифру, що означає вміст вуглецю або іншого елемента (інструментальні сталі з вмістом вуглецю понад 1 %).

Маркування іноземних легованих сталей за класифікацією SAE - AISI складається з чотирьохзначного числа і перші дві цифри позначають групи легованих сталей, останні дві цифри - вміст вуглецю (у сотих частках %). Основні групи сталей відповідно до класифікації SAE - AISI (США) наведені в табл. 12.

Таблиця 12. Основні групи сталей за класифікацією SAE – AISI

Позначення	Назва основних легуючих елементів	Вміст легуючих елементів, %
13xx	Марганцеві	Mn ≈ 1,75
23xx	Нікелеві	Ni ≈ 3,50
25xx		Ni ≈ 5,00
40xx	Молібденові	Mo = 0,20 - 0,25
44xx		Mo = 0,40 - 0,52
50xx	Хромисті	Cr = 0,27 - 0,65
51xx		Cr = 0,80 - 1,05
501xx	Хромисті (підшипникові)	C > 1,00; Cr > 0,5
511xx		C > 1,00; Cr > 1,02
521xx		C > 1,00; Cr > 1,45
31xx	Хромонікелеві	Ni ≈ 1,25; Cr = 0,65 – 0,80
32xx		Ni ≈ 1,75; Cr ≈ 1,07
33xx		Ni ≈ 3,50; Cr = 1,50 – 1,57
34xx		Ni ≈ 3,00; Cr ≈ 0,77
41xx	Хромомолібленові	Cr = 0,50 - 0,95; Mo = 0,12 - 0,30
46xx	Нікельмолібденові	Ni = 0,85 - 1,82; Mo = 0,20 - 0,25
48xx		Ni ≈ 3,50; Mo ≈ 0,25
61xx	Хромованадієві	Cr = 0,60 - 0,95; V = 0,10 - 0,15
72xx	Вольфраохромисті	W ≈ 1,75; Cr ≈ 0,75
92xx	Кремнієвомарганцевисті	Si=1,4 - 2; Mn=0,65 - 0,85; Cr<0,65
9xx	Високоміцні низьколеговані	Разні типи SAE
xxVxx	Бористі сталі	B - сталь містить бор
xxLxx	Сталі леговані свинцем	L - сталь містить свинець
43xx	Нікель – хром – молібденові	Ni≈1,82, Cr=0,50 - 0,80, Mo ≈ 0,25
43Vxx		Ni≈1,82; Cr≈0,50; Mo=0,12-0,25; V>0,03
47xx		Ni≈1,05; Cr≈0,45; Mo=0,2-0,35
81xx		Ni ≈ 0,30; Cr ≈ 0,40; Mo ≈ 0,12
86xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,20
87xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,25
88xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,50; Mo ≈ 0,35
93xx		Ni ≈ 3,25; Cr ≈ 1,20; Mo ≈ 0,12
94xx		Ni ≈ 0,45; Cr ≈ 0,40; Mo ≈ 0,12
97xx		Ni ≈ 0,55; Cr ≈ 0,20; Mo ≈ 0,20
98xx		Ni ≈ 1,00; Cr ≈ 0,80; Mo ≈ 0,25

Хімічний склад і призначення американських високо марганцевистих і легованих сталей за класифікацією SAE – AISI, а також специфікації космічних матеріалів (AMS) приведено в табл. Д.І.11- Д.І.13, відповідно.

Відповідність вітчизняних та іноземних легованих сталей наведено в додатку у табл. Д.І.10.

Леговані чавуни потрібні у випадку, коли вилівок, окрім міцності, має забезпечити певний рівень специфічних властивостей, наприклад хімічну або корозійну стійкість, зносо-, жаростійкість, тощо.

Серед легуючих елементів найпомітніший вплив на графітизацію чавуну мають мідь, нікель і хром. Із них мідь і нікель інтенсифікують графітизацію, а хром її послаблює.

Позначення основних легуючих елементів при маркуванні чавунів однаково, як і для сталей. Особливістю є те, що позначення починається, в основному, з літери Ч, а кулястий графіт в легованих чавунах позначають літерою Ш.

Режими термічної обробки легованих чавунів наведені в таблиці Д.ІІ.19.

Маркування іноземних легованих чавунів. За стандартом ASTM (США) та BS (Велика Британія) леговані чавуни розподіляються на 3 класи та типи А, В, С, D, Е, F, G. Маркування легованих чавунів за класифікацію DIN (Німеччина) позначається набором цифр та літер. Цифра перед літерами позначає вміст вуглецю, літери позначають назву основних легуючих елементів, цифри після літер показують їх вміст. Наприклад, марка 260CrMoNi20 21 2 показує, що середній склад чавуну наступний: $C \approx 2,6$; $Cr \approx 20$; $Mo \approx 21$; $Ni \approx 2$.

Хімічний склад та галузі застосування легованих іноземних чавунів наведено в табл. Д.І.14, Д.І.15.

Вітчизняні леговані сталі класифікують за хімічним складом, структурою та призначенням.

За хімічним складом леговані сталі розподіляються залежно від:

- вмісту вуглецю на *низьковуглецеві* - $0,02 < C < 0,25\%$, *середньовуглецеві* - $0,25\% \leq C \leq 0,6\%$, *високовуглецеві* - $0,6\% < C < 2,14\%$;

- назви основного легуючого елемента - *хромисті, нікелеві, хромонікелеві, марганцеві* тощо;

- сумарною часткою легуючих елементів - *низьколеговані* містять до 2,5% легуючих елементів; *середньолеговані* – від 2,5 до 10 %, *високолеговані* - $\geq 10\%$.

Оптимальна кількість основних легуючих елементів у сталях показана в табл. 13.

Структура легованих сталей суттєво залежить від швидкості охолодження після нагрівання. Тому розрізняють сталі за структурою у рівноважному (після відпалу) та нерівноважному (після нормалізації) стані.

За структурою у рівноважному стані сталі розподіляються на:

- *доевтектоїдні* ($0,02 < C < 0,8 \%$), які містять у структурі перліт і надлишковий ферит. Наприклад, сталь 45, 40, 30, 20, 45Х, 30ХРА, 33ХС, 38ХС, 30Х, 30Г2, 20ХГР, 20Х, 16ХГ, 15ХА, 40ХФА, 40ХС, 40ХГР, 35ХГСА та ін.;

Таблиця 13. Оптимальна кількість основних легуючих елементів у сталях (% мас.)

Легуючий елемент	Тип сталі	
	Низьколегована	Середньо - та високолегована
Si	1,30 - 2,00	4,0 – 5,0
Mn	0,50 – 1,50	≥ 2
Cr	1,00 – 2,00	≥ 2
Ni	1,00 – 2,00	≥ 2
Mo	0,20 – 0,50	$\geq 0,50$
W	0,50 – 0,60	$\geq 1,00$
V	0,16 – 0,20	$\geq 0,20$
Al	-	9,0 – 11,0
Cu	-	0,40 – 1,00

- *евтектоїдні* ($C = 0,8 \%$) з перлітною структурою. Наприклад, сталь У9, У8, У8Г, 6ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХС, 7ХФ, 60С2Н2А, 6ХВГ;

- *заевтектоїдні* ($C > 0,8 \%$), які мають у структурі надлишкові (вторинні) карбіди. Наприклад, сталь У13, У12, У10, Х, 9ХС, 9Х1, 8ХФ, 7ХЗ, ХГС, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ, 9ХВГ та ін.;

- *ледебуритні*, що мають надлишкові карбіди, які виділяються з рідкої фази під час кристалізації. Останні у литому стані утворюють з аустенітом евтектику — ледебурит. Наприклад, сталь Х12, Р18, Р9.

За структурою після охолодження зразків (діаметром 25 мм) на повітрі розрізняють такі основні класи сталей:

- *феритний* - сталі містять до 0,3 - 0,4 % С та до 20 – 25 % таких феритоутворюючих елементів як Cr, Si та Al. Наприклад, сталь 15Х25Т, 15Х28, Х13Ю4, Х14, 12Х17, Х27Ю5, Х25Ю5, Х23Ю5, 0Х17Ю5, 08Х13 та ін.;

- *перлітний (сорбітний, трооститний)* - сталі цього класу характеризує відносно низький вміст легуючих елементів (0,1-1,5% С та 5 - 7% інших легуючих елементів). Наприклад, сталь 45, 40, 30, 20, 45Х, 30ХРА, 33ХС, 38ХС, 30Х, 30Г2, 20ХГР, 20Х, 16ХГ, 15ХА, 40ХФА, 40ХС, 40ХГР, 35ХГСА, 30ХГС, 27ХГР, 18ХГТ, 15ХМ, 50Г2, 45Г2, 38Х2МЮА, 30ХМА, 30ХГТ, 20ХНТР, 20ХГНР, 20ХН, 15Н2М, 60Г, 50ХФА, 50С2, 60С2, 60С2ХА, 50ХГ, 50ХН, 40ХН, 38ХГН, 30ХГСН2А; 12Х1МФ; 25Х2М1Ф; 25Х1МФ; 20Х3МВФ; 18Х3МВ, тощо;

- *мартенситний* - сталі містять дещо більшу кількість легуючих елементів (0,2-0,7% С та 10-15% легуючих елементів). Наприклад, сталь 30Х13Н7С2, 5ХНВ, 20Х13, 15Х11МФ, 15Х5М, 20Х2Н4А, 20ХН4ФА та ін.;

- *аустенітний* - характеризується високим вмістом легуючих елементів (0,1-1,0% С та 10 – 40 % легуючих елементів). Наприклад, сталь 12Х25Н16Г7АР, 10Х17Н13М3Т, 10Х17Н13М2Т, 10Х14Г14Н4Т, 09Х14Н19В2БР, 06ХН28МДТ, 08Х18Н12Т, 08Х18Н12Б, 17Х18Н9 та ін.

Існують також такі проміжні класи як:

- *перліто-мартенситний*. Наприклад, сталь 5ХНМ, 5ХГМ, 40ХН2МА, 30ХН2МФА, 20ХН2М, 12Х2Н4А, 12ХН3А та ін.;

- *мартенсито-феритний*. Наприклад, сталь 40Х9С2, 14Х17Н2, 18Х12ВМБФР, 13Х14Н3В2ФР, 15Х6СЮ та ін.;

- *аустеніто-мартенситний*. Наприклад, сталь 09Х17Н7Ю, 09Х15Н8Ю та ін.;

- *аустеніто-феритний*. Наприклад, сталь 20Х20Н14С2, 20Х23Н13, 08Х21Н6М2Т та ін.

Умови формування перлітного, мартенситного та аустенітного класів сталей наведені на рис. 101.

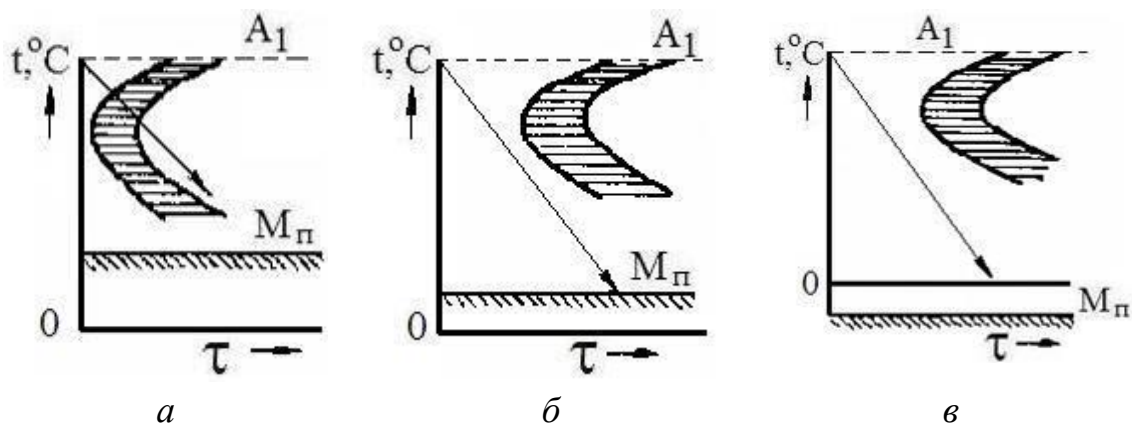


Рис. 101. Діаграми розпаду сталей перлітного (а), мартенситного (б), та аустенітного (в) класів

За призначенням леговані сталі розподіляються на *конструкційні* та *інструментальні*.

Конструкційні леговані сталі використовують для деталей машин і механізмів та зазвичай піддають термічній обробці. У свою чергу, їх поділяють на:

1. *Сталі для цементації*, які використовують для виробів, що працюють в умовах тертя, ударних і знакозмінних навантажень. Хімічний склад таких сталей обмежений вмістом вуглецю до 0,25 %, наприклад 18ХГТ, 15ХФ, 20ХГР, 25ХГТ, 20ХН, 12ХНЗА, 20ХН2М, що дозволяє зберегти в'язку серцевину виробу після загартування.

Глибина цементованого шару, звичайно, досягає 1-3 мм, але може бути і більшою.

Легована сталь при цементації дозволяє одержувати в серцевині структуру сорбіту, трооститу або навіть мартенситу, але завдяки низькій концентрації вуглецю, серцевина матиме високу ударну в'язкість.

Наявність в структурі поверхневого шару надлишкового аустеніту, що особливо характерно для легованих сталей. Це призводить до помітного зниження твердості (HRC 50) сталі.

Для виробів малих розмірів, що працюють в умовах тертя та незначних навантажень, використовують сталі типу 15ХА, 20Х. Відповідальні деталі, для експлуатації при високих і ударних навантаженнях та великих швидкостях, виготовляються зі сталей типу 15ХФ, 18ХГ, 25ХГМ.

Великі важконавантажені деталі, для експлуатації в умовах динамічних і вібраційних навантажень, виготовляють зі сталей, легованих комплексом карбідоутворюючих елементів (Cr, V, Ti, Mo) з нікелем. Це сталі 20ХН, 20ХНЗА, 12Х2Н4, 18ХГТ, 20ХГР.

2. *Сталі поліпшувані* - це низьколеговані сталі з вмістом вуглецю 0,3 - 0,5 %. Для забезпечення потрібних властивостей міцності, пластичності та в'язкості їх піддають гартуванню з високим відпуском (500 - 600°C), тобто поліпшують. Загальна кількість легуючих елементів у поліпшуваних сталях становить 3 - 5 % (Cr, Ni, W, Mo, Si, V), основний легуючий елемент - хром (0,8 - 1,1 %).

Розрізняють хромисті сталі - 40Х, 45Х. Для підвищення прогартованості, їх додатково легують бором (0,002 - 0,003 % - сталь 40ХР), або марганцем (до 1 % - Сталь 40ХГ). З них виготовляють деталі для роботи в умовах підвищених напружень і знакозмінних навантажень (шатуни, колінчасті вали, тощо).

Хромомарганцеві сталі, леговані Si і Mn (хромансил), наприклад 30ХГС, добре зварюються після термообробки. Для великих

відповідальних і важконавантажених деталей складної форми використовують сталі зі значним вмістом Ni та Mo, наприклад, сталі 40XHM; 30XH2MФ; 40XH2MФ; 40XH2MA; 38XH3MФ, тощо.

Режими термічної обробки конструкційних легованих сталей наведні в таблиці Д.ІІ.1, Д.ІІ.11.

3. *Пружинно-ресорні леговані сталі* містять 0,5-0,7 % С, додатково леговані Si (до 2 %) і елементами Mn, Cr, V, W, B, які підвищують пружні характеристики і прогартуваність сталі. Сталі 50С2, 50ХГФА використовують для ресор автомобілів, сталі 55СГ, 60СГ, 65С2ВА, 60С2ХФА - для відповідальних пружин, ресор, тощо. Додаткове легування сталі вольфрамом, молібденом, ванадієм підвищує стійкість до відпуску, що дозволяє використовувати їх для роботи при температурах до 200 - 250 °С.

Режими термічної обробки пружинно-ресорних сталей наведні в таблиці ДІІ.5.

При легуванні бором (0,003 %) підвищується поріг пружності і прогартуваність сталі (сталі 55ХГР, 50ХФРА тощо). Для підвищення опору втомі і зменшення чутливості до концентраторів напружень пружини і листи ресор у готовому вигляді піддають поверхневому наклепуванню струменевою обробкою шротом.

4. *Шарикопідшипникові сталі* складають особливу групу конструкційних сталей, що відповідають вимогам високої міцності і зносостійкості. Для них характерним є високий вміст вуглецю ($\approx 1\%$) і хрому. Для маркування цих сталей використовують літери ШХ, які розшифровуються, як сталь шарикопідшипникова хромиста, далі йдуть цифри, що вказують на вміст хрому в десятих частках відсотку. Наприклад, сталь ШХ6 (0,6%Cr); ШХ9 (0,9%Cr); ШХ15 (1,5%Cr).

Евтектоїдний (0,8%) вміст вуглецю і хрому в сталі забезпечують одержання після гартування структури дисперсного мартенситу з карбідами високої твердості, зносостійкості і прогартуваності сталі. Для підвищення прогартуваності сталь її додатково легують марганцем і кремнієм (сталь ШХ15СГ; ШХ20СГ).

Режими термічної обробки шарикопідшипникових сталей наведні в таблиці ДІІ.16.

Інструментальні леговані сталі використовують для виготовлення різального, штампувального і вимірювального інструменту.

Умовно їх поділяють на *леговані, штампові та швидкорізальні*.

1. *Інструментальні леговані сталі*, порівняно з вуглецевими, характеризує підвищена прогартуваність, значна міцність, більш високі різальні властивості, пластичність у відпаленому стані. Легуючі елементи W, Mo, Co, Cr підвищують теплостійкість, Mn -

загартованість, Ni - в'язкість, V - зносостійкість.

У низьколегованих інструментальних сталях (C=0,9-1,3%) основним легуючим елементом є хром (Сталь X; 11X; 13X). При вмісті хрому до 0,4 % прогартовуваність сталей низька, а з підвищенням вмісту хрому до 1,3 - 1,6 % при легуванні кількома елементами (Cr, Mn, Si, W) вона значно зростає (сталь 9XC; 9XBГ; XBГ; X12M, тощо).

Для вимірювального інструменту використовують сталі X, XBГ після гартування і спеціального низького відпуску при 120 - 130 °C протягом 15 - 20 год з наступною обробкою при температурах нижче нуля (до - 60 °C).

Сталь X з теплостійкістю до 200 °C застосовують також для токарних і стругальних різців. Сталь 9XC з теплостійкістю до 260 °C - для виготовлення сверدل, розверток, фрез, мітчиків, плашок; сталі типу XBСГ; 9X5BФ з теплостійкістю до 450°C - для виготовлення крупних сверدل, плашок, протяжок, фрез та іншого різального інструменту.

Сталі з меншим вмістом вуглецю і підвищеною в'язкістю використовують для інструменту, що працює в умовах значних ударних навантажень (пневматичні зубила, ножі для холодного різання металу, тощо), наприклад, сталь 4XC; 6XC; 4XB2C та ін.

Для виготовлення інструменту з високою твердістю і зносостійкістю, а також незначною деформацією під час гартування використовують сталі типу X12Ф1.

Режими термічної обробки інструментальних легованих сталей наведні в таблиці Д.ІІ.6.

2. *Штампові сталі.* Для виготовлення штамів холодного деформування складної форми перерізом від 75 до 100 мм використовують сталі X і XBГ.

Для виготовлення штамів гарячого деформування використовують сталі 5XНМ, 5XГМ, 5XНВ з вмістом вуглецю від 0,5 до 0,6 % леговані хромом, який підвищує міцність і прогартовуваність, а також вольфрамом і молібденом, які підвищують твердість, теплостійкість, подрібнюють зерно, нікелем, який підвищує в'язкість, прогартовуваність і марганцем, який замінює нікель.

Режими термічної обробки штампових сталей наведні в таблицях Д.ІІ.7 і Д.ІІ.8.

3. *Швидкорізальними сталями* називають високолеговані інструментальні сталі, які містять від 0,75 до 1,1% C та W, Cr, V, Mo і мають високу теплостійкість, - до 600-650 °C. Такі сталі позначаються

літерою Р і цифрою, яка вказує на вміст вольфраму у відсотках. Наприклад, при позначенні Р9, Р18 вміст вольфраму складає 9 і 18%, відповідно. Вміст хрому 4% і ванадію 2% при маркуванні цих сталей не вказують. До складу швидкорізальних сталей додатково вводять також молібден і кобальт. Для маркування таких сталей використовують літери М і К та цифри, які вказують на їх кількість у відсотках (сталь Р6М5; Р9К5; Р18К5Ф2, тощо).

8.3. Особливості термічної обробки легованих сталей та сплавів

Дифузійні процеси в легованих сталях, в порівнянні з вуглецевими, протікають повільніше, тому що легуючі елементи утворюючи тверді розчини заміщення, гальмують рух атомів. Крім того, леговані сталі мають знижену теплопровідність, тому нагрівання під загартування до більш високої температури, супроводжується більш тривалою витримкою при цій температурі. Це сприяє дисоціації карбідів та кращій розчинності легуючих елементів в аустеніті.

Оптимальні температури нагрівання легованих сталей при гартуванні наведені в таблиці 14.

Таблиця 14. Оптимальні температури нагрівання легованих сталей при гартуванні

№	Група сталей	Вміст вуглецю, %	Температура °С
1	Марганцевисті, хромисті, хромо-молібденові, хромонікелеві (вміст хрому до 1,25%, нікелю до 2%), нікелемолібденові	0,25	900
		0,26	870
		0,37	840
		0,55	820
2	Кремністі, кремніємарганцевисті, хромокремніємарганцевисті та хромомолібденованадієві	0,15	900
		0,25	880
		0,45-0,65	870

Нагрівання легованих сталей до більш високої температури і більш тривалої витримки при гартуванні не супроводжується ростом зерна, тому що легуючі елементи, карбіди і нітриди знижують схильність до росту зерна при нагріванні.

Однак потрібно враховувати, що оптимальна дисперсність аустеніту і структур, що формуються в процесі фазових перетворень при охолодженні, досягається тоді, коли в процесі нагріву при термічній обробки в аустеніті розчиняється певна кількість карбідів і нітридів.

Наприклад, при легуванні сталі азотом і ванадієм така кількість складає від 50% до 70% нітридів ванадію та є оптимальною тому, що азот, розчинений в таких кількостях в аустеніті, підвищує стійкість переохолодженого аустеніту і зміщує температурний інтервал фазових перетворень в область більш низьких температур, що призводить до диспергування структурних складових, а частка нітридованадієвої фази, що не розчинилася, гальмує зростання зерна аустеніту при нагріванні та створює умови для формування дисперсної аустенітної структури.

Виходячи з цього, оптимальні режими термічної обробки сталевих виробів, що містять азот і ванадій, повинні визначатися не абсолютними значеннями температури і часу, а умовами розчинення в аустеніті від 50% до 70% нітридів ванадію.

Загартування легованих сталей звичайно роблять в оліві для зниження внутрішніх напружень, що приводять до короблення деталей і утворення тріщин.

При гартуванні матриць і кувальних штампів великих розмірів, виготовлених з легованих сталей, гартівні тріщини можуть з'являтися навіть при гартуванні в оліві. Тому їх доцільно охолоджувати до 150—200° С з швидким наступним відпуском.

Леговані сталі з високим вмістом легуючих елементів можуть прогартувуватись у перерізі до 200 - 300 мм при менш інтенсивному охолодженні (олива, повітря). Твердість шару легованих сталей із структурою 50% мартенситу і 50% трооститу наведено в таблиці 15.

Таблиця 15. Твердість шару легованих сталей із структурою з 50% мартенситу і 50% трооститу

Вміст вуглецю, %	Твердість напівмартенситної зони, HRC
0,28 - 0,32	40
0,33-0,42	45
0,43 - 0,52	50
0,53-0,62	55

Для підвищення корозійної та зносостійкості леговані сталі азотують при температурах від 650 до 700 °С. При азотуванні використовують сталі, які містять Al, Cr, Mo для утворення нітридів. Наприклад, сталі 38Х2Ю, 35ХМА, 30ХГТ, 36ХНТМФА, які містять хром, марганець, титан, нікель, молібден, ванадій. Найчастіше для азотування використовують сталь 38ХМЮА.

Нітроцементацію хромистих і хромомарганцевих сталей широко застосовують в автомобільній промисловості для поверхневого зміцнення зубчастих коліс і шийок валів.

Через утруднену дифузію атомів процеси відпуску легованих сталей протікають повільніше і відпуск, звичайно, проводиться при більш високих температурах. Всі легуючі елементи, особливо хром, молібден, кремній, утрудняють процес розпаду мартенситу при нагріванні. Структура відпущеного мартенситу може зберігатися при 400—600 °С. Леговані карбіди коагулюють також при більш високих температурах. При однаковій температурі відпуску міцність і пластичність легованих сталей вище, ніж вуглецевих.

Наведений матеріал показує, що вплив легуючих елементів на структуру, властивості та режими термічної обробки сталей відповідає закономірностям наведених у таблиці 16.

Оптимальні режими термічної обробки легованих сталей наведені в таблицях ДП.1, ДП.2, ДП.4 ДП.13, ДП.15.

Таблиця 16. Вплив елементів на структуру, властивості та режими термічної обробки сталей

Елемент	Вплив на фази та властивості	Вплив на режими термічної обробки
C	Збільшення кількості карбідів, підвищення міцності, зниження в'язкості	Знижується температура гартування
Si	Зміцнення твердого розчину без впливу на карбідну фазу, зниження в'язкості та холодостійкості	Підвищується температура гартування та прогартуваність. При вмісті до 2 % збільшується критична швидкість охолодження. Підвищується температура відпуску на задану міцність
Ni	Підвищення в'язкості та холодостійкості твердого розчину. Практично не впливає на міцність	Значно збільшується загартуваність і прогартуваність
Mn, Cr, W, Mo	Зміцнення твердого розчину і підвищення стабільності карбідів типу Me_3C . Невелике підвищення в'язкості	Трохи підвищується температура гартування і відпуску, збільшується прогартуваність
Cr, W, Mo, V, Ti, Nb	Зміцнення твердого розчину та формування карбідів легуючих елементів високої стійкості. В'язкість підвищується мало	Підвищується температура гартування, трохи збільшується прогартуваність, зменшується схильність до росту зерна при нагріванні, підвищується температура відпуску на задану міцність
Mo, V, Nb, Ti, Al, N	Утворення дисперсних зміцнюючих фаз. Підвищення міцності, зниження в'язкості при незмінному розмірі зерна. При подрібненні зерна підвищення в'язкості	Підвищується температура гартування, регламентуються умови відпуску (температура, тривалість, швидкість охолодження)

Глава 9. КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА ЇХ СПЛАВИ

9.1. Мідь та її сплави.

Мідь - метал червоного кольору з гранецентрованою кубічною граткою ГЦК, температурою плавлення 1083°C. Питома вага міді - 8,94 г/см³. У литому стані міцність міді (σ_b) становить 150 - 200 МПа, пластичність (δ) - 15-20 %, у гарячедеформованому стані - $\sigma_b = 240$ МПа, $\delta = 45$ %. Мідь має високу корозійну стійкість в атмосферних умовах, у прісній і морській воді та інших агресивних середовищах, але низьку стійкість проти сірчаних газів та аміаку. Мідь легко оброблюється тиском, але погано різанням та має невисокі ливарні властивості через велику усадку. Мідь погано зварюється, але легко паяється. Чиста мідь має найбільшу (після срібла) електро- і теплопровідність. Мікроструктура деформованої і відпаленої міді складається з рівновісних зерен з наявністю двійників.

Структура та властивості міді істотно залежать від присутності домішок. *Кисень* з міддю утворює закис міді Cu₂O та підвищує крихкість. При вмісті кисню 0,39 % утворюється крихка подвійна евтектика (Cu+Cu₂O), яка виділяється на границях зерен міді. Під мікроскопом Cu₂O виявляється у вигляді світлих включень.

Сірка практично нерозчинна в міді і при температурі 1067 °C утворює крихку евтектику. Вона різко знижує пластичність міді при деформуванні в холодному стані, але покращує обробку різанням.

Свинець утворює з міддю легкоплавку евтектику, яка складається з чистого свинцю та має температуру плавлення 327 °C. Свинець не призводить до холодноламкості міді, як вісмут, але через низьку температуру плавлення евтектики викликає червоноламкість.

Застосовується мідь як провідниковий матеріал в електротехнічній промисловості та інших галузях народного господарства. Випускається у вигляді напівфабрикату: листа, прутка, смуги, труби та дроту. Маркують мідь залежно від наявності в ній домішок:

M00 – Cu > 99,97%; M0 - Cu > 99,95 %; M1 - Cu > 99,9 %; M2 - Cu > 99,8 %; M3 - Cu > 99,7 %; M4 - Cu > 99,6; M5 - Cu > 99,5 та ін.

Латуні - це подвійні або багатокомпонентні сплави міді, у яких основним легуючим елементом є цинк (до 45 %). При вмісті цинку більше 45% в латуні знижується міцність і зростає крихкість. Вміст інших легуючих елементів у спеціальних латунях не перевищує 7-9 %.

При вмісті цинку до 39 % формується однофазна латунь. Структура такої латуні складається з однорідного твердого розчину цинку в міді (α -фаза) α – латуні (рис. 102, а). Зі збільшенням вмісту цинку з'являється друга фаза, що являє собою твердий розчин цинку в

електронному з'єднанні Cu_2Zn і β -фазою (твердий розчин на базі з'єднання CuZn , ОЦК гратка) з електронним типом зв'язку ($3/2$ =число електронів/число атомів)), яка є твердою і крихкою структурною складовою.

Такі домішки, як вісмут і сурма є шкідливими та викликають червоноламкість латуней.

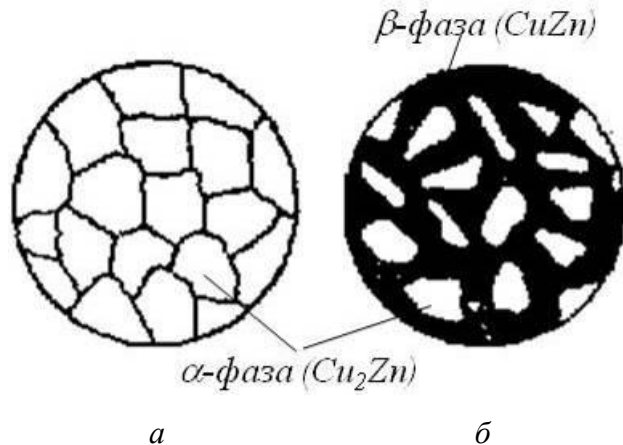


Рис. 102. Структура латуней з вмістом цинку до 39% (а) та від 39 до 45 % (б)

Структура латуней, що містять цинку від 39 до 45%, буде складатися з твердого розчину цинку в міді (α -фаза), оточеного твердим розчином CuZn (β -фаза) (рис. 102, б). Іноді двофазні латуні називають $\alpha + \beta$ -латунями. Наявність у структурі міцнішої і твердішої β -фази сприяє підвищенню міцності латуні, проте різко знижує її пластичність.

Маркують латуні літерою Л, після якої цифрою вказують вміст міді у відсотках (наприклад, сплав Л62 містить 62 % Cu і 38 % Zn). Якщо у складі латуні окрім міді і цинку є ще інші елементи, то для їхнього позначення після літери Л пишуть початкові літери назв цих елементів (О - олово, С - свинець, Ж - залізо, Ф - фосфор, Н-нікель, А-алюміній). Процент вмісту кожного з цих елементів показують відповідні цифри, які стоять після кількісного показника міді в латуні. Наприклад, сплав ЛАЖ60-1-1 містить 60 % Cu , 1 % Al , 1 % Fe і 38% Zn .

Маркування іноземних латуней наведено у додатку Д.17

Для покращення властивостей латуней їх легують елементами, які сприяють наступному впливу:

- алюміній, олово і нікель підвищують міцність, твердість і корозійну стійкість, але алюміній ускладнює паяння;
- нікель і марганець збільшують міцність і корозійну стійкість латуней;
- свинець поліпшує антифрикційні властивості і оброблюваність різанням, але одночасно надає крихкість однофазним латуням при підвищених температурах.

Латуні діляться на ливарні та деформовані. Ливарні латуні призначені для виготовлення виробів шляхом фасонного литва.

Деформовані латуні випускаються у вигляді дроту, прутка, стрічки, смуги, листа, труби та інших прокатаних та пресованих виробів.

Деформовані латуні використовуються у наступних галузях:

- Л90, Л80 для виготовлення деталей трубопроводів, фланців;
- Л68 - теплообмінна апаратура, що працює при 250°C;
- ЛА77-2, ЛО70-1, ЛН 65-5, ЛО62-1 (корозійностійкі морські латуні) – деталі для роботи у морської воді, наприклад, конденсаторні та манометричні трубки.

З ливарних латуней виготовляють наступні вироби:

- ЛС59-1Л - втулки, арматура, фасонне литво;
- ЛС63-3 - антифрикційні деталі, підшипники, втулки;
- ЛМцЖ55-3-1 - теплообмінна апаратура, що працює при 300°C;
- ЛА67-2,5 - корозійностійкі деталі;
- ЛАЖ-60-1-1 - черв'ячні гвинти, що працюють у важких умовах.

Режими термічної обробки латуні наведені в таблиці Д.ІІ.20.

Бронзи - це сплави міді з оловом, алюмінієм, марганцем, кремнієм, берилієм, свинцем, окрім цинку. Залежно від основного легуючого елемента, бронзи називають олов'янистими, алюмінієвими, берилієвими та ін. Для підвищення механічних властивостей бронзи легують Fe, Ni, Ti, Zn, P, для підвищення корозійної стійкості - Mn, пластичності - Ni, міцності - Fe, оброблюваності різанням - Pb.

Маркуються бронзи наступним чином: літери Бр. означає «бронза», наступні літери вказують на наявність легуючих елементів - О - олово, Мц - марганець, Ж - залізо, Ф - фосфор, Б - берилій, Ц - цинк, А - алюміній, С – свинець, тощо. Після цього цифрами вказують середній вміст елементів у відсотках (вміст міді цифрами не вказують). Наприклад, бронза марки Бр.ОФ10-1 має наступний хімічний склад: Sn = 10%, P = 1, Cu - решта (89%); БрОЦ4-3 означає, що бронза містить 4 % олова і 3 % цинку, решта - мідь; БрОЦС5-5-5 - бронза містить олова, цинку і свинцю по 5 %, решта - мідь.

Маркування іноземних бронз наведено у додатку Д.17

Бронзи мають високу корозійну та антифрикційну стійкість, добре працюють в умовах тертя та обробляються різанням, У промисловості використовуються *олов'янисті бронзи* із вмістом олова до 14 %, які складаються з однорідного твердого розчину олова і міді та мають високі механічні властивості. При вмісті олова понад 5 % бронзи стають більш схильними до дендритної ліквідації, у зв'язку із значним температурним інтервалом між лініями ліквідус і солідус, що доводить до зниження їх пластичності.

Якщо олов'янисту бронзу піддати дифузійному відпалу при температурах 700 - 750° С, то відбудеться вирівнювання хімічного складу і структура являтиме собою однорідний твердий розчин.

Одним з характерним представником олов'янистих бронз є бронза марки Бр.О10, що містить до 10% олова, структура якої складається з α -фази (твердий розчин атомів олова у кристалічній ґратці міді) і евтектоїда $\alpha + \text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ у вигляді світлих ділянок (рис. 103).

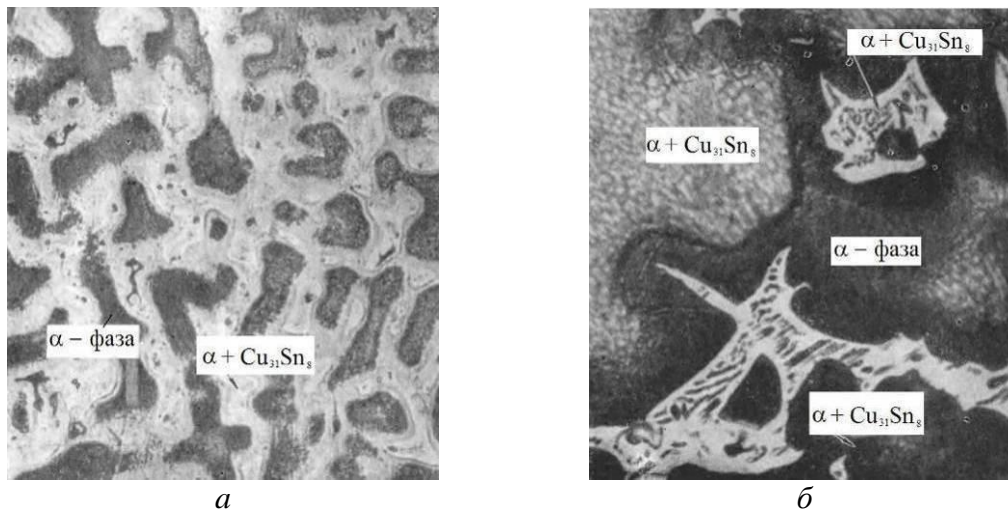


Рис. 103. Мікроструктура бронзи Бр010: а - X 200, б – X 1000

Олов'яністі бронзи мають високі механічні, пружні і антифрикційні властивості, добре обробляються різанням та ллюються.

Для покращення властивостей олов'яністі бронзи легують Zn, P, Pb, Ni та іншими елементами. Цинк покращує технологічні властивості бронзи і робить її дешевшою. Фосфор покращує її рідкотекучість, міцність, пружність і антифрикційні властивості.

Нікель підвищує механічні властивості, корозійну стійкість та щільність зливків і зменшує ліквіацію.

Із олов'янистих бронз виготовляють вкладиші та підшипники ковзання (Бр.О10, Бр.ОФ10-1, Бр.ОЦС5-5-5), арматуру (клапани, задвижки, крани), що працює на повітрі, у воді, оливі, паливі й парі під тиском до 25 атм. (Бр.ОЦН7-5-1, Бр.ОЦС5-5-5), зубчасті колеса (Бр.ОЦС5-5-5), стрічки, штаби, дріт діаметром 0,1-12 мм.

Основним недоліком олов'янистих бронз є їх висока вартість. Для заміни олов'янистих бронз використовують безолов'яністі бронзи, які містять алюміній, свинець, марганець, берилій, кремній, залізо та сполуки цих металів.

Алюмінієві бронзи, з вмістом алюмінію від 4 до 11%, використовують, як заміники олов'янистих. Вони мають високу

корозійну стійкість, механічні та технологічні властивості. Алюмінієві бронзи добре обробляються тиском в гарячому стані, а при вмісті алюмінію до 8% - і в холодному. При вмісті алюмінію до 9,8% бронзи мають однофазну структуру твердого розчину атомів алюмінію у кристалічній ґратці міді (α -фаза). При вмісті алюмінію від 9,8 до 16% окрім α – твердого розчину утворюється ще й евтектоїд.

На рис. 104 зображено мікроструктуру алюмінієвої бронзи Бр.А10 у литому стані (*a*) та після гартування та відпуску (*б*), яка складається з твердої α -фази (світлі ділянки) і евтектоїду $\alpha+\gamma$ (темні ділянки).

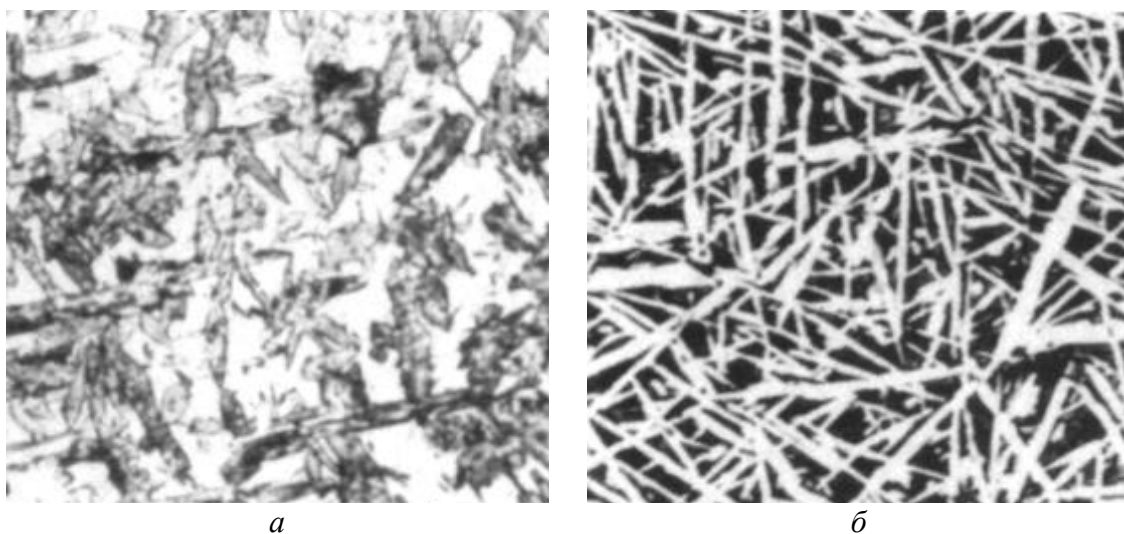


Рис. 104. Мікроструктура бронзи Бр.А10: *a* – в литому стані; *б* – після гартування від 900 °С у воді та відпуску при 650 °С і охолодженні у воді.
a – X 250, *б* – X 200

Бронзи, що містять від 9 до 11% алюмінію, а також залізо, нікель, марганець, зміцнюються термічною обробкою та піддаються загартуванню та відпуску. Наприклад, бронза Бр.АЖН10-4-4 після гартування з 980 °С та відпуску при 400 °С підвищує твердість з 200 до 400 НВ.

З алюмінієвих бронз виготовляють пружини, поковки, арматуру, черв'ячні та зубчасті колеса, втулки, трубки, стрічки, штаби, прутки діаметром 16-120 мм, монети тощо. Наприклад, з бронзи Бр.АЖ9-4 виготовляють арматуру трубопроводів для різних середовищ (крім морської води), Бр.АМц9-2Л - деталі, що працюють у морській воді (гвинти, лопасті), Бр.АМц10-2 - підшипники ковзання.

Свинцеві бронзи (Бр.СЗО) відрізняються високими антикорозійними властивостями та теплопровідністю (в чотири рази вища, ніж олов'янистих бронз). Мідь зі свинцем утворює просту механічну суміш без формування твердих розчинів і хімічних сполук.

Структура свинцевої бронзи (рис. 105) складається із зерен міді (тверда і досить пластична структурна складова - світлий фон) і темних включень свинцю, переважно розташованих по границях зерен (м'яка структурна складова).

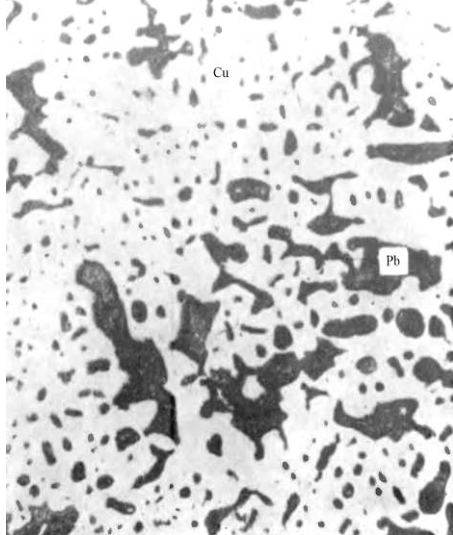


Рис. 105. Мікроструктура бронзи марки Бр.С30. X 200

Застосовують їх для підшипників з великими питомими навантаженнями.

Як сплави для вкладишів підшипникових механізмів, працюючих з великими швидкостями і при підвищеному тиску, застосовується свинцева бронза із вмістом свинцю близько 30%.

Марганцевисті бронзи Бр.Мц5 мають порівняно невисокі механічні властивості, але високу пластичність і стійкість проти корозії, а також зберігають механічні властивості при підвищених температурах.

Берилієві бронзи після термічної обробки мають високі механічні властивості, наприклад Бр.Б2 має міцність 1250 МПа, твердість 350НВ і високі корозійну та теплостійкість. З берилієвих бронз виготовляють пружини, пружинні контакти приладів та деталі особливо відповідального призначення.

Кремністі і кремній-марганцевисті (Бр.КН1-3, Бр.КМц3-1) бронзи застосовують як замітники дорогих берилієвих бронз.

Режими термічної обробки бронзи наведені в таблиці Д.ІІ.21 і Д.ІІ.22.

9.2. Алюміній та його сплави.

Алюміній - легкий метал з кубічною гранецентрованою граткою, не має алотропічних перетворень. Характерними властивостями алюмінію є: мала питома вага $\gamma = 2,7 \text{ г/см}^3$ - у три рази легший за сталь; висока пластичність деформованого і відпаленого алюмінію $\delta = 35-40\%$, низька твердість 25НВ, міцність $\sigma_b = 80 - 100 \text{ МПа}$; границя текучості $\sigma_T = 30 \text{ МПа}$; низька температура плавлення ($t = 660^\circ\text{C}$).

Алюміній володіє високою тепло- і електропровідністю (електропровідність відпаленого алюмінію складає близько 62 % від електропровідності відпаленої міді марки М1) та стійкістю проти атмосферної корозії, дії концентрованої азотної кислоти, повітря,

забрудненого сірчистими газами і т. д. Стійкість алюмінію проти атмосферної корозії приблизно в 20 разів більша стійкості сталі. Висока корозійна стійкість алюмінію пояснюється утворенням на його поверхні щільної і міцної окисної плівки Al_2O_3 , що захищає метал від корозії. Однак алюміній легко руйнується під дією лугів, соляної кислоти і деяких інших мінеральних кислот.

Маркують алюміній літерою А та тризначним числом, яке вказує на вміст алюмінію після коми. Наприклад:

- А999 - вміст алюмінію більш 99,999 %, вміст домішок менш 0,001 %;
- А995 – Al > 99,995 %, вміст домішок < 0,005 %;
- А99 – Al > 99,99 %, вміст домішок < 0,01 %;
- А97– Al > 99,97 %, вміст домішок < 0,03 %;
- А95– Al > 99,95 %, вміст домішок < 0,05 %.

Використання чистого алюмінію як конструкційного матеріалу обмежене через низьку міцність і твердість.

Властивості алюмінію залежить від виду та кількості домішок.

Залізо практично не розчиняється в алюмінії і у кількості від 0,0015 до 1,1 % формує евтектику Al - Al_3Fe , яка містить 1,7% заліза. Інтерметаліди Al_3Fe існують у вигляді темних продовгуватих включень, які є концентраторами напружень в сплаві. Формування залізних сполук доводить до того, що при збільшенні кількості заліза в алюмінію знижуються його механічні властивості, корозійна стійкість і погіршується оброблюваність тиском. Тому залізо є шкідливою домішкою в алюмінієвих сплавах і тільки в деякі алюмінієві сплави спеціального призначення вводять підвищену кількість заліза (до 1,6%), як легуючого елемента.

Кремній у кількості від 0,0015 до 1,0 % не утворює з алюмінієм інтерметалідних з'єднань. Розчинність кремнію в алюмінії при нормальних умовах дуже мала, тому в подвійних алюмінієвих сплавах кремній може зустрічатися у чистому вигляді.

Мідь в кількості від 0,001 до 0,05 % розчиняється в кристалічній ґратці алюмінію, утворюючи з ним твердий розчин заміщення. Розчиняючись в алюмінію, мідь підвищує міцність, не знижуючи його корозійної стійкості.

Марганець потрапляє в алюміній при його виплавці з використанням відходів переробних цехів. Марганець збільшує розмір зерна при відпалюванні алюмінію після деформації, що пояснюється його ліквідацією. Для зменшення цього дефекту в алюмінії вводять до 0,2 % титану. Вміст марганцю не повинен перевищувати 0,03 %.

Форма та розміри сполук, які формуються в алюмінії, при присутності у ній заліза, кремнію, міді та марганцю, наведені на рис. 106.

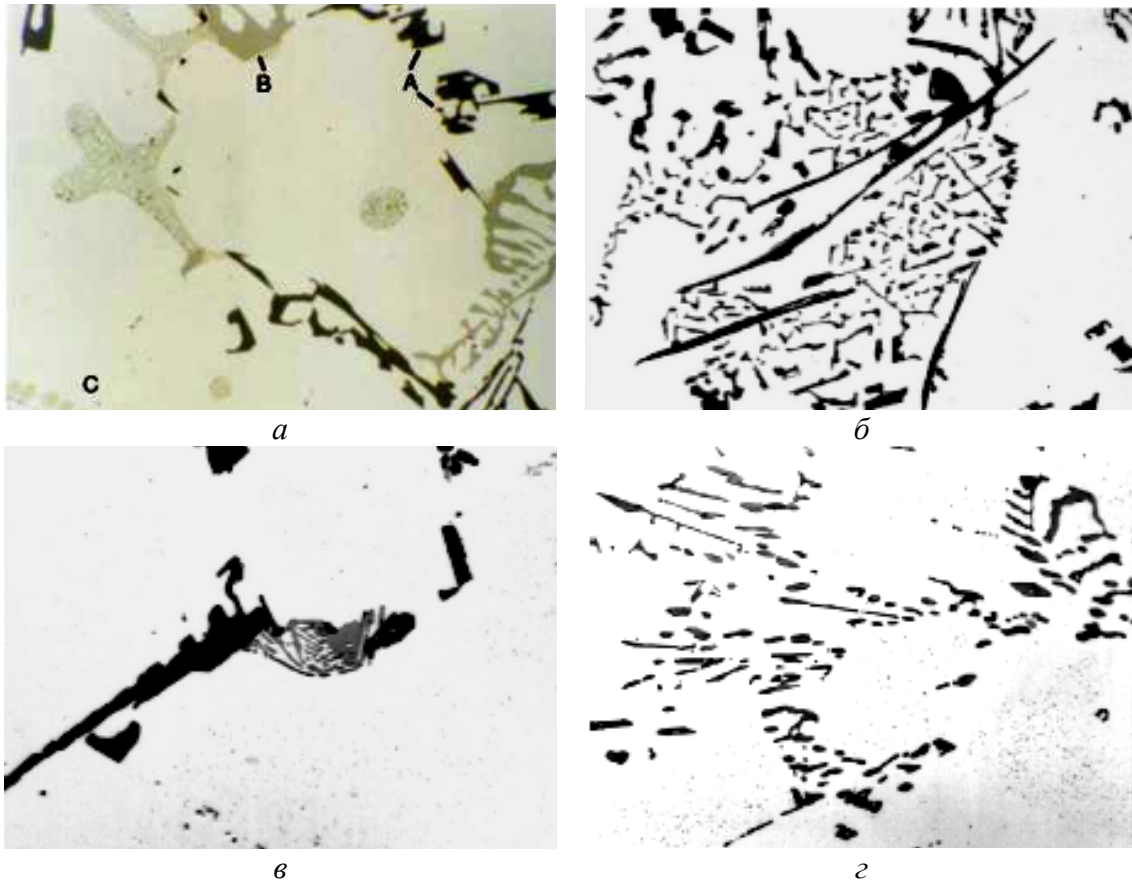


Рис. 106. Форма та розміри сполук, які формуються в алюмінії при присутності у ньому заліза, кремнію, міді та марганцю: *a* - А - Al_3Fe , В - $\alpha\text{-Al}(\text{FeMn})\text{Si}$, С - Al_2Cu ; *б* - $\beta\text{-AlFeSi}$; *в* - $\alpha\text{-AlFeSi}$; *з* - Al_6FeMn . *a* – X 1000; *б*, *з* – X 400; *в* – 300.

Мала питома вага, висока корозійна стійкість, високі показники питомої міцності (відношення границі міцності до питомої ваги) забезпечують широке використання алюмінієвих сплавів в техніці, як конструкційного матеріалу.

Залежно від технології виготовлення напівфабрикатів і деталей алюмінієві сплави діляться на дві групи: *ливарні* і *деформівні*, які маркуються, відповідно, літерами АЛ і АК та двозначними цифрами, які позначають номери сплавів.

Маркування ливарного іноземного алюмінію та його сплавів, за класифікацією Американського національного інституту стандартів (ANSI) і Асоціації алюмінію (AA), стандарт № H35.1, складається з

чотирьохзначного числа та крапки після третього знаку (XXX.X). Перша цифра показує наступні групи сплавів: 1 (1XX.X) - Al \geq 99.00%; 2 (2XX.X) – головний легуючий елемент мідь; 3 (3XX.X) – Si+Cu+Mg; 4 (4XX.X) – Si; 5 (5XX.X) – Mg; 7 (7XX.X) – Zn; 8 (8XX.X) – Sn. Дві наступні цифри в першій групі вказують на мінімальний вміст Al, а в групах 2 - 8 на номер сплаву. Цифра після коми вказує на метод отримання сплаву. 0 (XXX.0), позначає виливка 1 (XXX.1) або 2 (XXX.2) – зливки.

Маркування деформованого іноземного алюмінію та його сплавів, за тією ж класифікацією, складається з чотирьохзначного числа (XXXX). Перша цифра показує наступні групи сплавів: 1 (1XXX) - Al \geq 99.00%; 2 (2XXX) – головний легуючий елемент мідь; 3 (3XXX) - Mn; 4 (4XXX) – Si; 5 (5XXX) – Mg; 6 (6XXX) – Mg+Si; 7 (7XXX) – Zn; 8 (8XXX) – інші елементи. Друга цифра, у випадку першої групи вказує на спеціальний контроль домішок, а в групах 2 - 8 на номер сплаву. Дві останні цифри в першій групі вказують на мінімальний вміст Al, а в групах 2 - 8 на модифікування сплаву (0- вихідний сплав без модифікування).

Хімічний склад та маркування деяких іноземних алюмінієвих сплавів наведено у додатку Д II. 5.

Вибір технології виготовлення алюмінієвих сплавів залежить від характеру їх кристалізації та визначається типом діаграми стану (рис. 107). Чим більший інтервал між температурами початку й кінця

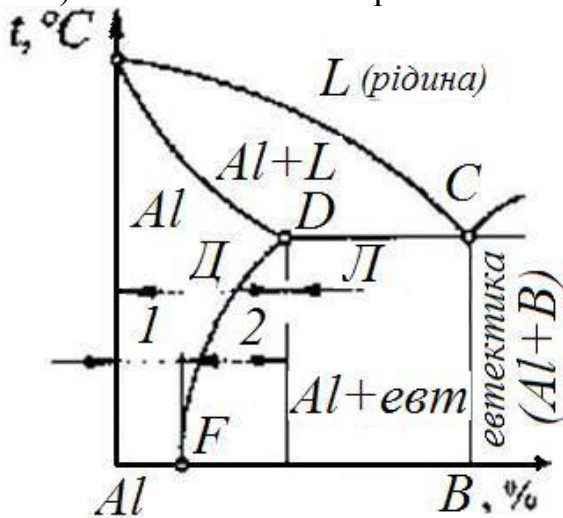


Рис. 107. Типова діаграма стану алюміній-легувальний елемент В: Д – деформовані сплави; Л-ливарні сплави; 1- сплави, що не зміцнюються термообробкою; 2 - сплави, що зміцнюються термообробкою

кристалізації, тим гірші ливарні властивості сплавів і вони виготовляються, як правило, шляхом обробки тиском. Кращі ливарні властивості мають сплави евтектичного складу, тому, в основному їх виготовляють шляхом лиття.

До ливарних належать сплави алюмінію з кремнієм, міддю та магнієм. Хімічний склад та властивості ливарних алюмінієвих сплавів показані в таблиці 17.

Найбільш поширеними в машинобудуванні ливарними сплавами є силуміни - сплави

алюмінію з кремнієм (Si = 4 - 14%), подвійні і більш складні, для яких характерні малі температурні інтервали кристалізації (нуль для евтектичного складу) і високі ливарні властивості. Для фасонного литва застосовують також сплави на основі Al - Cu; Al - Mg; Al— Si - Mg; Al - Si - Cu.

Таблиця 17. Хімічний склад та властивості литих алюмінієвих сплавів

Марка сплаву	Хімічний склад, % мас.				Спосіб лиття ¹	Вид термічної обробки ²	Механічні властивості		
	Si	Cu	Mg	Інші елементи			σ_b , МПа	δ , %	НВ
АЛ1	-	3,75-4,50	1,25-1,75	1,75-2,25Ni	З, О, В, К	Т5	210	0,5	95
АЛ2	10-13	-	-	-	З	-	180	6	50
АЛ4	8,0-10,5	-	0,17-0,30	0,2-0,5Mn	З,О,В,К,Д	Т6	150-230	2-3	50-70
АЛ6	4,5-6,0	2,0-3,0	-	-	З	Т6	240	4	80
АЛ7	-	4-5	-	-	З	Т6	280	2	95
АЛ8	-	-	9,3-10,0	-	З, О, В, К	Т4	300	15	75
АЛ9	6,0-8,0	-	0,20-0,40	-	З, О, В, К	Т6	160-230	1-2	50-70
АЛ12	-	9-11	-	-	З	Т6	200	1	70
АЛ19	-	4,50-5,30	-	0,6-1,0Mn 0,15-0,30Ti	З, О, В, К	Т4	300	8	70
						Т5	340	4	90
АЛ27	-	-	9,5-10,5	0,05-0,15Ti 0,05-0,20Zr 0,05-0,2Be	З,О,К,Д	Т4	300	15	75

Примітки: ¹. Позначає наступні види лиття: З - земля; О - оболонкові форми; В - моделі, що виплавляються; К - кокиль; Д - лиття під тиском; М - сплав при литті модифікується.

². Позначає наступні види термічної обробки: Т4 - гартування; Т5 - гартування та часткове старіння; Т6 - гартування та повне старіння до максимальної твердості

Силуміни відзначаються високою рідкотекучістю, малою лінійною усадкою (0,9 - 1,2 %) й низькою схильністю до утворення тріщин. До складу більшості марок силумінів, крім кремнію, як

основного легуючого елемента, входять марганець (0,2 - 0,6 %), магній (0,2 - 0,55 %), а також титан (0,1 - 0,3 %). Розчиняючись в алюмінії, легуючі елементи збільшують міцність і твердість силумінів. Водночас марганець підвищує антифрикційні властивості, а титан виконує роль модифікатора.

Для покращення механічних властивостей силумінів, до рідкого розчину сплаву перед його розливанням додають невелику кількість натрію (0,01 - 0,02 %) у сполуках NaF + NaCl, який подрібнює їх структуру. Процес штучного зменшення розмірів і регулювання форми кристалів називається модифікуванням.

Структура силумінів складається із твердого розчину кремнію в алюмінії (α фаза - світлі ділянки) і евтектики $\alpha + Si$, яка формується при вмісті кремнію 11,6 % (рис. 108). Кремній в евтектиці не модифікованого силуміну має вигляд прямих ліній (рис. 108,а, в), але після модифікування натрієм відбувається суттєве подрібнення структури силумінів (рис. 108,б, г).

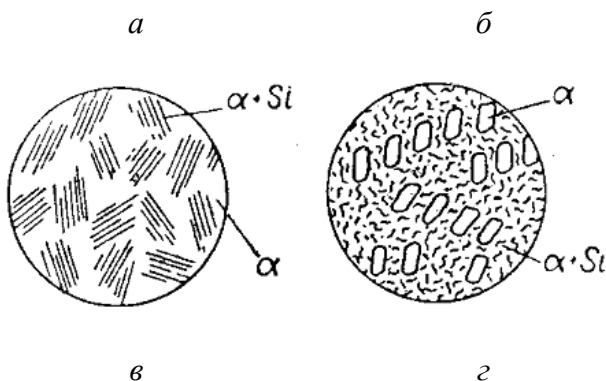
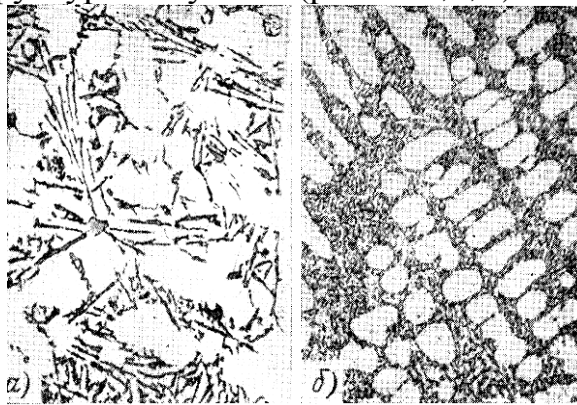


Рис. 108. Мікроструктура (а, б) та схема структури (в, г) силуміну до (а, в) і після (б, г) модифікування натрієм.

Силуміни використовують для виготовлення мало- й середньо-навантажених литих деталей, часто складної конфігурації.

Найбільш поширено використовуються силуміни марок АЛ2, АЛ6 і АЛ9.

Сплав АЛ2 з вмістом кремнію від 10 до 13% є близьким до евтектичного. Структура доевтектичного сплаву АЛ2 ($Si < 11,6\%$) складається з евтектики і невеликої кількості надлишкової α - фази, заевтектичного ($Si > 11,6\%$) – з евтектики ($\alpha + Si$) та кристалів твердого розчину α . Сплав АЛ2 термічній обробці не піддається.

Для покращення механічних властивостей силуміни легують міддю, магнієм і марганцем (табл. 17).

Сплав АЛ6 — низькокремнистий силумін легований міддю. Мікроструктура сплаву АЛ6 складається з кристалів α -твердого розчину, подвійної та потрійної евтектики. З мідних силумінів виготовляють корпуси компресорів, головки та блоки циліндрів автомобільних двигунів.

Сплав АЛ9 - низькокремнистий силумін (6,0-8,0% Si) з добавками магнію. Основою магнієвих силумінів є система Al - Si - Mg. Основними структурними складовими є первинні кристали α з подвійною евтектикою $\alpha + \text{Si}$, а також вторинні кристали Mg_2Si , що виділяються з твердого розчину. При нерівноважній кристалізації виділяється також потрійна евтектика. Сплав АЛ9 піддається загартуванню і старінню. У структурі загартованого сплаву присутні скоагульовані частинки кремнію евтектичного походження і компактні включення нерозчинної складової (Al, Mn, Fe, Si). Силіцид Mg_2Si повністю переходить у α -твердий розчин і забезпечує зміцнення сплаву при наступному старінні.

Термічна обробка сплавів АЛ6 і АЛ9 полягає у гартуванні та старінні до максимальної твердості.

До *алюмінієвомідних ливарних сплавів* відносяться сплави АЛ7 і АЛ12 (табл. 17).

Для сплаву АЛ7 характерні високі механічні, але низькі ливарні властивості. У структурі сплаву АЛ7 у зв'язку з присутністю домішок заліза і кремнію, крім зміцнюючої фази $\theta - \text{CuAl}_2$, містяться інші нерозчинні фази, що утворюють разом з фазою θ інтерметалідні оболонки по границях дендритів. Сплав АЛ7 піддається зміцнюючій термообробці з нагріванням до 575 °С (витримка 10 - 15 год) і гартуванню у гарячій воді і штучному старінню при 150 °С (витримка 2-4 год). У тих випадках, коли не потрібно максимальної міцності, але важливо зберегти підвищену пластичність, обмежуються одним загартуванням (без старіння). Зі сплаву АЛ7 виготовляють невеликі виливки, що піддаються значним механічним навантаженням.

Структура *сплаву АЛ12* складається з кристалів α - твердого розчину (світлого кольору) і евтектики $\alpha + \text{CuAl}_2$ (кристали фази CuAl_2 темного кольору). Сплав АЛ12 має високі ливарні, але низькі механічні властивості. Термічна обробка сплаву АЛ12 полягає у гартуванні та старінні до максимальної твердості.

До *алюмінієвомагнієвих ливарних сплавів* відноситься *сплав АЛ8*, який називають магналієм. Сплав АЛ8 має високу механічну міцність порівняно з іншими алюмінієвими ливарними сплавами, найменшу

питому вагу, високі антикорозійні властивості, але відносно ливарних властивостей, він поступається іншим сплавам. Структура литого сплаву АЛ8 складається з α - твердого розчину магнію в алюмінію (світлий фон) і незначної кількості β - фази (Mg_2Al_3) розташованої по границях твердого розчину. Фаза β (Mg_2Al_3) крихка і виділяється у формі великих скупчень, що утворюють суцільну сітку (рис. 109).

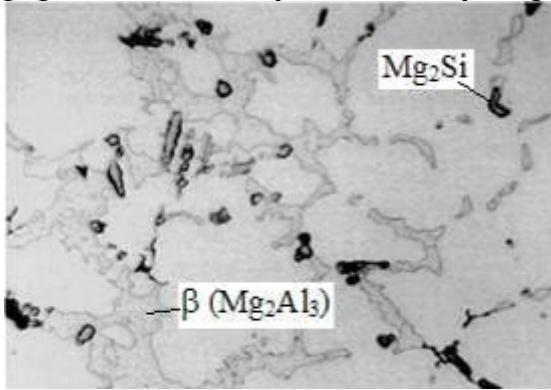


Рис. 109. Мікроструктура алюмінієво-магнієвого сплаву з 7,6% Mg і 1,8% Fe. X 560.

Для усунення гетерогенної структури сплав АЛ8 піддають гартуванню при $430^{\circ}C$ (з витримкою 15-20 год) у гарячій воді з використанням у такому стані. Структура після гартування складається з однорідних зерен α -твердого розчину.

У загартованому стані сплав володіє високою корозійною стійкістю. Старіє цей сплав при температурі більше $150^{\circ}C$.

Старіння для цього сплаву шкідливе, оскільки після старіння різко знижується пластичність і корозійна стійкість. Для виливок будівельних конструкцій рекомендується застосовувати сплав марки АЛ8, що містить від 10 до 12% магнію.

Режими термічної обробки та механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів наведені в таблиці Д.ІІ.24.

Залежно від способу підвищення механічних властивостей, *алюмінієві деформовані сплави* поділяються на: сплави, що не зміцнюються термічною обробкою, та сплави, що зміцнюються термічною обробкою.

До алюмінієвих *деформованих* сплавів, що не зміцнюються термообробкою, належать сплави алюмінію з марганцем і магнієм.

Вміст марганцю в *алюмінієво-марганцевих* сплавах не перевищує 1,6%. При вмісті марганцю до 0,3% він знаходиться тільки в твердому α - розчині. При більшій кількості він частково (до 0,3%) буде знаходитися в твердому α - розчині та частково у вигляді інтерметалідного з'єднання $Al_6(Mn,Fe)$, що не розчиняється в алюмінію.

Вміст магнію в *алюмінієво-магнієвих* деформованих сплавах коливається від 2 до 7%. При вмісті магнію в сплаві понад 1,4% він знаходиться частково у твердому розчині та частково у вигляді інтерметалідних з'єднань Al_3Mg_4 і Al_3Mg_2 , які розчиняються в

алюмінію з підвищенням температури. Евтектика в Al - Mg сплавах утворюється при температурі 448 °С та вмісту Mg = 17,4 %.

В сплавах системи Al – Mg, які додатково містять марганець, кремній і залізо можливо утворення Al_6Mn , Mg_2Si та комплексного з'єднання, яке вмістить Al, Fe, Si, Mn. Мікроструктура таких сплавів після відпалювання складається з α - твердого розчину та вищенаведених фаз (рис. 110).

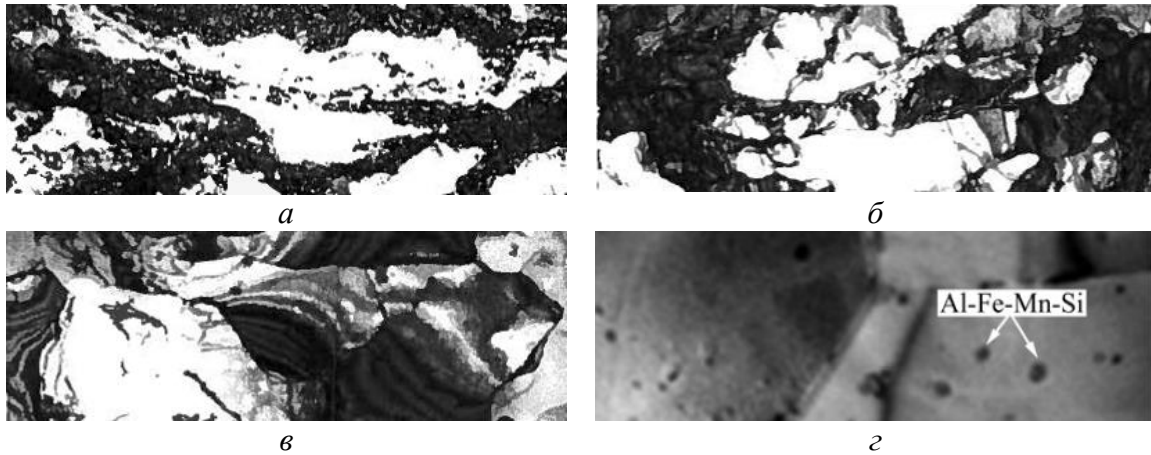


Рис. 110. Мікроструктура алюмінієво-магнієвого сплаву з 2,5 % Mg після холодної прокатки (а) та відпалу при 160 °С протягом 20 (б) і 150 (в) год. і включення, які містять Al, Fe, Mn, Si. (а, б, в) – X 800; г – X 40000

Al – Mg сплави мають невисоку міцність, високу пластичність і корозійну стійкість, але міцність зварних з'єднань алюмінієво-магнієвих сплавів досягає 92- 97% міцності основного металу, а відносна міцність порівняно зі сталлю марки Ст. 3 становить 1,9; з легованою сталлю марки 15ХСНД – 1,38; марки 10ХСНД – 1,17.

Сплави, що містять магнію більше 3%, можуть зміцнюватися шляхом термічної обробки, але ефект від зміцнення буде невеликий. Більш ефективно зміцнення цих сплавів досягається шляхом холодної обробки тиском (наклепування, нагартування).

Зі сплавів, що деформуються шляхом гарячої або холодної обробки тиском, виготовляють різні профілі (кутники, таври, двотаври, тощо), листи, дріт, труби, плити, що широко застосовуються в будівництві та техніці для виготовлення різних конструкцій, а також напівфабрикати для різних деталей машин.

Структура алюмінієвих деформованих сплавів, що зміцнюються термічною обробкою, у рівноважному (відпаленому) стані складається з твердого розчину легуючих елементів в алюмінії і

частинок вторинних фаз, що розчиняються в алюмінії з підвищенням температури та виділяються при охолодженні або старінні.

Термічна обробка деформованих алюмінієвих сплавів полягає в загартуванні та старінні. Гартування ґрунтується на існуванні змінної розчинності міді, магнію і деяких інших елементів (Cu, Mg, Si та ін.) у твердому алюмінії при підвищенні температури. Метою гартування є одержання пересиченого твердого розчину декількох легуючих елементів (міді, магнію, кремнію та інших) в алюмінію.

Загартування алюмінієвих сплавів полягає в нагріванні їх до температури, при якій легуючі елементи цілком або частково розчиняються в алюмінію, витримуванні при цій температурі і швидкому охолодженні до низької температури (10-20°C). Значна пересиченість твердих розчинів обумовлює їх нестабільність і розпад з виділенням вторинних фаз при старінні, які зміцнюють алюмінієвий сплав.

До алюмінієвих деформованих сплавів, що зміцнюються термообробкою, в основному, відносяться сплави на Al - Mg - Si, Al - Cu - Mg і Al - Cu - Mg - Zn основах.

Сплави *алюміній - магній - кремній* з додаванням міді, марганцю, хрому називають *авіалями*. До них відноситься сплав марки АК5. Після охолодження в цих сплавах відбувається розпад твердого розчину з утворенням фази Mg_2Si та невеликих кількостей θ фаз (Al_2Cu) і Al_6Mn . Основною зміцнюючою фазою в сплаві є фаза Mg_2Si .

Алюміній - магнієво - кремнієві сплави гартують від температур 515 - 525°C з наступним природним або штучним, при 150-160 °C, старінням. Після старіння протягом 6 годин сплави мають максимальну міцність. Структура сплаву після штучного старіння складається з α -твердого розчину, навколо якого розміщуються темні включення фази Mg_2Si (рис. 111).

Сплав АК5 добре зварюється, кується та штампується. Застосовується для виготовлення деталей складної конфігурації, яким потрібна висока пластичність в холодному і гарячому стані.

Сплави потрійної системи *алюмінієво - мідно - магнієві*, з добавками марганцю та кремнію, називаються *дюралюмініями*. Ці сплави добре поєднують міцність і пластичність. Головними легуючими елементами дюралюмініїв є мідь і магній.

У рівноважному (відпаленому) стані при кімнатній температурі структура алюмінієво - мідно - магнієвих сплавів буде складатися з твердого розчину міді, магнію, марганцю та ін. елементів в алюмінії і великої кількості частинок вторинних фаз. Згідно з діаграмою Al-Cu-

Mg, внаслідок граничної розчинності міді і магнію в твердому алюмінії, зі збільшенням вмісту магнію та міді в сплаві утворюються тверді фази θ (Cu Al_2), S (Al_2CuMg), T (Al_6CuMg_4).

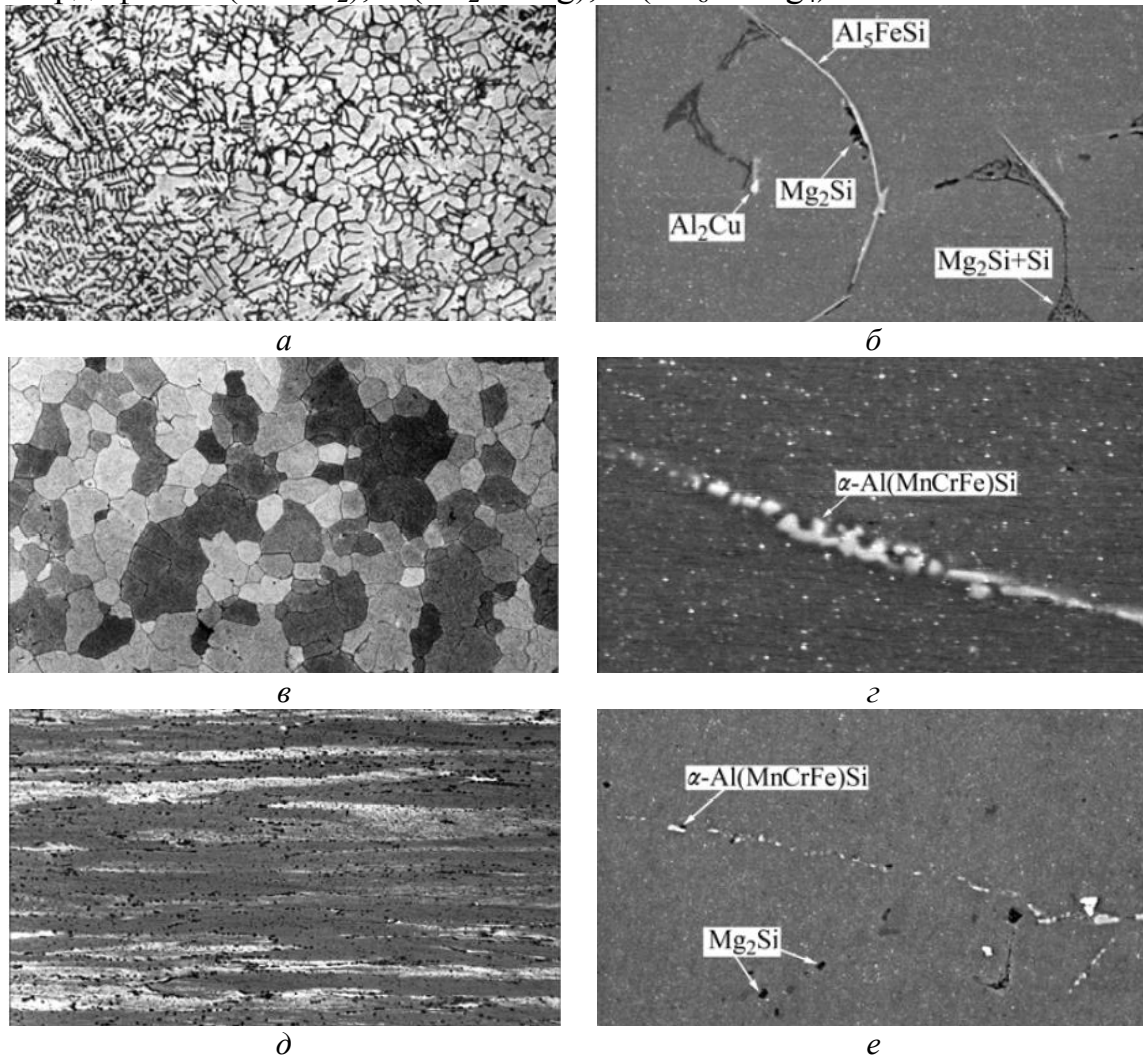


Рис. 111. Мікроструктура алюміній–магніє-кремнієвого сплаву з 0,44 % Mg і 1,15 % Si у литому стані (а, б), після відпалу при 425 °С протягом 10 годин і 550 °С протягом 8 годин (в, г), після гарячої прокатки та старіння при 175 °С протягом 0,5 години (д, е). а – X 100, б – X 1300, в – X 200, г – X 3600, д – X 150, е – X 1000.

Крім того, у структурі Al-Cu-Mg сплавів завжди присутні, у невеликих кількостях, фази (Al, Mg, Fe, Si) і Mg_2Si .

При нагріванні до температур 490 - 510°C вторинні фази розчиняються та переходять у твердий розчин і збагачують його міддю та іншими елементами. При швидкому охолодженні (загартуванні) розчинені елементи не встигають виділитися та залишаються в твердому розчині, тобто фіксується пересичений твердий розчин міді, магнію та марганцю в алюмінії.

Алюмінієві сплави типу дюралюмінію при гартуванні необхідно охолоджувати у холодній воді, тому що дифузійні процеси, що приводять до розпаду пересиченого розчину, у них протікають дуже швидко.

Недогрівання до оптимальних температур призводить до того, що вторинні фази не повністю переходять у твердий розчин і міцність з пластичністю після гартування будуть нижчими. Перегрівання – викликає інтенсивний ріст зерен твердого розчину, окислення границь зерен і навіть розплавлення легкоплавких евтектичних домішок. Перегрітий сплав володіє низькими механічними властивостями і є непоправним браком термічної обробки.

Пересичені тверді розчини метастабільні (нестійкі). Надлишкові елементи прагнуть виділитися з пересиченого твердого розчину при природному або штучному старінні. У процесі старіння (дисперсного твердіння) міцність сплавів росте, пластичність падає.

Дюралюмінії зміцнюються при природному старінні на протязі 4 - 10 діб. При цьому максимальну міцність сплави матимуть через 5-7 діб. Дюралюмінії можна піддавати і штучному старінню, при температурі нагрівання до 250 °С, але при цьому спостерігається деяке зниження корозійної стійкості.

Марки дюралюмініїв позначають літерою Д і числом, що означає номер сплаву, наприклад Д16. Хімічний склад дюралюмініїв наведено в таблиці 18.

Таблиця 18. Хімічний склад дюралюмініїв

Марка сплаву	Вміст елементів, мас. час. %			
	Cu	Mg	Mn	Si
Д1	3,8 - 4,8	0,4 – 0,8	0,4 - 0,8	< 0,7
Д6	4,6 – 5,2	0,65 – 1,0	0,5 - 0,9	< 0,5
Д16	3,8 - 4,5	1,2 – 1,8	0,3 - 0,9	< 0,5

Сплав Д1 після кристалізації має структуру, що складається з первинних кристалів α -твердого розчину та світлих включень евтектичного походження, що утворюють своєрідну сітку. Кількість евтектичної складової тим більша, чим більший вміст міді та магнію в сплаві.

Мікроструктура сплавів алюмінію марки Д1 після загартування і природного старіння – це перенасичений α - твердий розчин та інтерметалідне з'єднання Al_2CuMg і $CuAl_2$, а після загартування від 510 °С у воді та старіння при температурі 250 °С складається із зерен твердого α -розчину (світла основа) і темних включень $FeAl_3$, Al_6Mn

(рис. 112). Зміцнюючу інтерметалідну фазу CuAl_2 , яка утворюється при старінні, під світловим мікроскопом не видно.

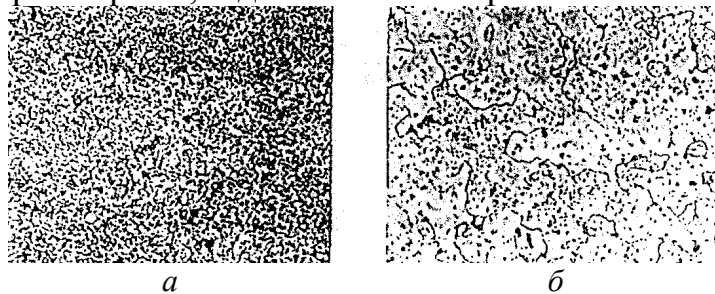


Рис. 112. Мікроструктура сплаву Д1:

a – після відпалювання;

b – після гартування і старіння при 250 °С

Сплав Д16 відрізняється від Д1 більш високим вмістом магнію. У зв'язку з цим кількість зміцнюючої фази θ (Al_2Cu) зменшується, а фази S (Al_2CuMg) збільшується.

Структура сплаву після відпалювання подібна до структури, отриманої після лиття: α - твердий розчин з включеннями вище перерахованих фаз. Після гартування у воді α - твердий розчин і включення різних нерозчинних в алюмінію, при нагріванні, фаз (сполуки заліза і марганцю).

Після старіння сплав Д16 не відрізняється від сплаву Д1 і складається з зерен α -твердого розчину і включень нерозчинних фаз.

Механічні властивості дюралюмінів наведені в таблиці 19.

Таблиця 19. Механічні властивості алюмінієвих сплавів, що деформуються

Марка сплаву	Після відпалювання					Після гартування і старіння				
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ
Д1	210	110	18	58	45	420	240	15	35	100
Д6	220	110	15	48	50	460	300	15	-	105
Д16	220	110	18	55	50	470	320	17	30	105

Дюралюміній марок Д1, Д6, Д16 рекомендується застосовувати для несучих клепанних конструкцій, споруд і будівель (арки, ферми, балки, а також для елементів конструкцій, що суміщують функції захисних і несучих конструкцій (покрівельні панелі, каркаси панелей для стін, підвісні стелі тощо). Дюралюміній марки Д1 рекомендується застосовувати для елементів конструкцій середньої міцності; Д6, Д16 - для силових елементів конструкцій.

Дюралюміній та інші високоміцні термічно оброблені сплави, окрім авіалей, не рекомендується зварювати у відповідальних конструкціях, оскільки при зварюванні відбувається значне зниження міцності біля шовної зони внаслідок відпалювання. Зварювання можна застосовувати тільки в тих конструкціях, в яких зварні шви знаходяться у малонавантажених зварних зонах.

Жароміцні алюмінієві сплави системи: алюміній - мідь - магній – нікель - залізо. До цієї групи сплавів належать сплави марок АК2 і АК4 та ін. Хімічний склад жароміцних сплавів АК2 і АК4 наведено в таблиці 20.

Таблиця 20. Хімічний склад жароміцних алюмінієвих сплавів

Марка сплаву	Вміст елементів, мас. час. %					
	Cu	Mg	Ni	Fe	Si	Mn
АК2	3,55-4,5	0,4-0,7	1,8–2,3	0,5-1,0	≤ 0,8	≤ 0,2
АК4	1,9-2,5	1,4-1,8	1,0-1,5	1,1-1,6	≤ 0,8	≤ 0,2

Жароміцні сплави гартують у воді з подальшим штучним старінням. Властивості сплавів АК2 і АК4 (порівняно з сплавом АЛ2) при різних температурах наведено в таблиці 21.

Таблиця 21. Вплив температури на властивості сплавів АЛ2, АК2 і АК4

Марка сплаву	Термічна обробка	Властивості	Температура, °С			
			20	150	260	315
АЛ2	-	σ_b , МПа	180	160	105	63
		δ , %	6	1	10	30
АК2	Гартування від 510 – 520 °С.	σ_b , МПа	440	340	80	50
		δ , %	17	10	32	50
АК4	Штучне старіння при 100 – 180 °С, протягом 15-20 год	σ_b , МПа	430	360	310	150
		δ , %	18	20	15	20

З жароміцних алюмінієвих сплавів виготовляють поршні, головки циліндрів, крильчатки, лопатки та диски компресорів турбореактивних двигунів тощо, для роботи при температурах до 350°С.

Режими термічної обробки та механічні властивості деформованих алюмінієвих сплавів наведені в таблиці Д.ІІ.23

Маркування та хімічний склад іноземних деформованих і ливарних алюмінієвих сплавів наведено у табл. Д.І.18.

9.3. Магній та його сплави

Магній — найбільш легкий з кольорових технічних металів ($\gamma = 1,75 \text{ г/см}^3$), не має алотропічних перетворень. Температура плавлення магнію 650°С. Технічно чистий магній має низькі механічні

властивості ($\sigma_b = 180$ МПа, $\delta = 5$ %, твердість 30 НВ), схильний до самозапалювання, тепло- та електропровідність його низькі. Використовується в техніці у вигляді сплавів. До складу магнієвих сплавів входять Al, Zn, Mn, Zr. При цьому міцність зростає до 200-450 МПа. Сплави магнію поділяють на деформовані та ливарні.

Деформівні магнієві сплави маркують літерами МА і цифрами від 1 до 14 (МА1 – МА14), які означають номер сплаву. При нормальних температурах сплави магнію погано деформуються, тому для підвищення пластичності, залежно від марки сплаву, обробку тиском проводять при 360 -520 °С.

Сплави магнію мають високі механічні властивості і технологічну пластичність, наприклад, МА2, який піддається всім видам листового штампування та прокатування. Сплав МА8 має хорошу технологічну пластичність, зварюваність і корозійну стійкість. Відноситься до сплавів низької міцності. Додаткове легування його церієм, приблизно 0,2 %, подрібнює зерно, підвищує механічні властивості та здатність до холодної деформації.

Хімічний склад і властивості деяких деформованих магнієвих сплавів приведено в таблиці 22.

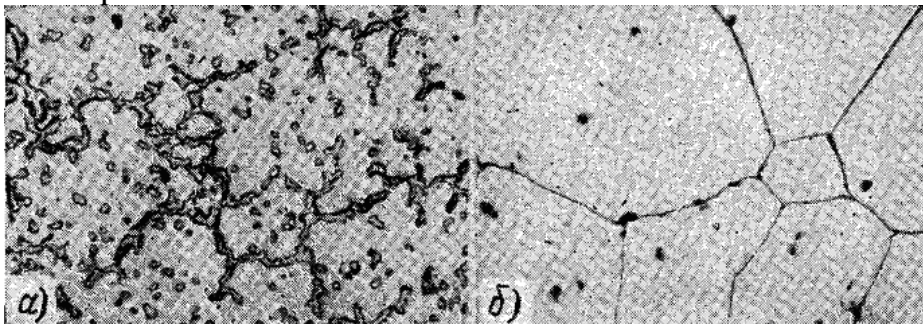
З деформованих магнієвих сплавів шляхом обробки тиском виготовляють прутки, листи та профілі для отримання деталей літаків і автомобілів.

Ливарні магнієві сплави використовують для виготовлення деталей методом лиття. Їх маркують літерами МЛ і цифрами, що означають порядковий номер сплаву (МЛ1 - МЛ12).

Виливки з магнієвих сплавів піддають відпалюванню для зняття внутрішніх напружень (200-250 °С) або гартуванню (380-415 °С) для гомогенізації, тобто для розчинення надлишкових фаз, які розташовані на границях зерен, з наступним старінням для їх виділення в об'ємі зерна.

Хімічний склад і властивості литих магнієвих сплавів наведено в табл. 22.

Найпоширенішим з цієї групи сплавів є МЛ5 мікроструктура якого наведена на рис. 113.



a
б
 Рис. 113. Мікроструктура сплаву МЛ5. Х 250.
a – литий стан (α - розчин + включення Mg_4Al_8);
б - загартований стан (перенасичений α - розчин)

Таблиця 22. Хімічний склад і властивості магнієвих сплавів

Марка сплаву	Вміст елементів, мас. час. %				Термічна обробка	σ_B , МПа	σ_T , МПа	δ , %	НВ
	Al	Mn	Zn	Ce					
Деформовані сплави									
МА2	4,0 – 5,0	0,40 – 0,80	0,8 – 1,5	-	Відпал	280	180	10	55
МА3	5,5 – 7,0	0,15 – 0,5	0,5 – 1,5	-	Відпал	300	240	12	60
МА5	7,8 – 9,2	0,15 – 0,5	0,2 – 0,8	-	Гартування від 415 – 425 °С. Штучне старіння при 175 °С, протягом 16-24 год	320	220	14	55
МА8	-	1,50 – 2,50	-	0,15 – 0,35	Відпал	250	160	18	50
Ливарні сплави									
МЛ2	-	1,00 – 2,00	-	-	Після лиття	100	35	4	35
МЛ3	2,5 – 3,5	0,15 – 0,50	0,5 – 1,5	-	Після лиття	180	55	8	45
МЛ4	5,0 – 7,0	0,15 – 0,50	2,0 – 3,0	-	Після лиття	180	95	5	50
					Відпал при 250 °С	180	80	6	60
					Гартування від 380 °С	230	85	9	50
МЛ5	7,5 – 9,0	0,15 – 0,50	0,2 – 0,8	-	Після лиття	160	95	3	50
					Відпал при 250 °С	150	80	5	50
					Гартування від 415 °С	230	85	9	50
МЛ6	9,0 – 10,2	0,15 – 0,50	0,6 – 1,2	-	Після лиття	160	100	1,5	50
					Відпал при 250 °С	240	80	9	60
					Гартування від 415 °С	250	120	2	65

Литі магнієві сплави МЛ застосовують для високонавантажених деталей авіаційної промисловості (картери, корпуси приладів, шасі,

тощо). З огляду на низьку корозійну стійкість магнієвих сплавів виробі з них піддають оксидуванню з наступним нанесенням на них лакофарбових покриттів.

Маркування іноземних магнієвих сплавів, за класифікацією США, складається з чотирьох частин:

- перші дві літери вказують на назви двох головних легуючих елементів. Літера А позначає Al, В-Bi, С-Cu, D-Cd, E-рідкоземельні елементи, F-Fe, G-Mg, H-Th, K-Zr, L-Li, M-Mn, N-Ni, P-Pb, Q-Ag, R-Cr, S-Si, T-Sn, W-Y, Y-Sb, Z-Zn;

- дві наступні цифри вказують на відповідний вміст цих елементів у %;

- наступна літера позначає різницю між сплавами з однаковим вмістом вищенаведених елементів;

- остання літера або літера з цифрою вказує на вид термічної обробки.

Наприклад, марка AZ91E-T6 позначає магнієвий сплав легований 9% алюмінію та 1% цинку. Літера E вказує, що це п'ятий сплав з вмістом 9% Al і 1% Zn. T6 – означає, що сплав термічно обробляється на твердий розчин з наступним штучним старінням.

Хімічний склад та маркування сплавів магнію США наведено у додатку Д 19.

9.4. Титан та його сплави

Титан це сріблясто-білий метал перехідної групи з питомою вагою $4,5 \text{ г/см}^3$ і температурою плавлення $1668 \text{ }^\circ\text{C}$. Міцність титану 270 МПа, відносне видовження - до 25%, твердість -100-140 НВ. Титан має дві (α і β) алотропічні модифікації. При температурі до 882°C існує α - титан з гексагональною щільно упакованою граткою Г12. При температурі 882°C відбувається алотропічне перетворення α - титану в β - титан, що має кубічну об'ємноцентровану гратку К8, а при температурі вище за 882°C і до $1668 \text{ }^\circ\text{C}$ існує β - титан.

Титан і його сплави не піддаються корозії в атмосфері, кислотах, воді, а також у газах. При температурі вище $450 \text{ }^\circ\text{C}$ титан інтенсивно окислюється. Технічний титан добре обробляється тиском, зварюється (в аргоні), але погано обробляється різанням.

Технічний титан виготовляють трьох марок: ВТ1- 00, що містить 99,53% Ті, ВТ1- 0 з вмістом 99,48 % Ті та ВТ1- 1 (99,44 % Ті). З титану виготовляють листи, труби, прутки, дріт та інші напівфабрикати.

Властивості титану залежать від вмісту в ньому домішок і інших елементів. Постійними домішками титану є кисень, водень, азот, вуглець, залізо, кремній і деякі інші елементи. Домішки утворюють з

титаном тверді розчини, що сприяє підвищенню міцності та зниженню пластичності.

Для підвищення механічних властивостей титану в нього вводять легуючі елементи: алюміній, хром, марганець, молібден, залізо, олово, ванадій та ін. Легуючі елементи з титаном можуть утворювати: тверді розчини заміщення, інтерметалідні фази, карбіди, а при охолодженні в твердому стані в сплавах може протікати евтектоїдне перетворення.

За структурою у відпаленому стані титанові сплави поділяються на три основних класи: α - сплави, що мають при кімнатній температурі структуру α -твердого розчину; $\alpha + \beta$ - сплави; β - сплави.

Хімічний склад і властивості α і $\alpha + \beta$ титанових сплавів показано в табл. 23.

До α -сплавів належить: технічний титан марок ВТ1 та сплав марки ВТ5. Сплави з α -структурою в основному характеризуються середньою міцністю при кімнатній температурі, хорошою жароміцністю і жаростійкістю, відмінно зварюються. До недоліків відноситься те, що сплави термічною обробкою не зміцнюються і мають низьку технологічну пластичність. Титан та α -сплави термічною обробкою не зміцнюються, для них проводять тільки рекристалізаційний відпал.

Основними промисловими титановими сплавами є сплави із $\alpha + \beta$ структурою, наприклад, сплави ВТ3, ВТ4, ОТ4, ВТ6 та ВТ8 (табл. 23).

При рівноважних умовах у $\alpha + \beta$ - сплавах відбуваються евтектоїдні перетворення і вони мають, при нормальній температурі, структуру α і β -твердих розчинів і рідше структуру твердого розчину α та евтектоїда.

Сплави $\alpha + \beta$ мають більш високі механічні властивості, ніж однорідні α - сплави, добре куються та штамнуються і тому знаходять широке застосування у техніці. Всі ці сплави містять алюмінію від 4,0 до 6,8%, як α -стабілізатор і залежно від марки сплаву - хром, марганець, ванадій.

Сплави $\alpha + \beta$ піддаються зміцнюючій термічній обробці, при якій нагрівання під гартування проводять до температур, що забезпечують одержання однофазної структури α -твердого розчину, або до температур, коли сплав знаходиться у двофазному $\alpha + \beta$ - стані.

Таблиця 23. Хімічний склад і властивості α і $\alpha + \beta$ титанових сплавів

Марка сплаву	Тип структури	Вміст елементів, мас. час. %					σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
		Al	Cr	Mn	Mo	V					

BT5	α	4,0 - 5,5	-	-	-	-	800- 950	700- 850	12- 25	30- 45	0,3-0,6
BT3	$\alpha + \beta$	4,0 - 6,2	2 - 3	-	-	-	950- 1150	850- 1050	10- 16	25- 40	0,3-0,6
BT3-1	$\alpha + \beta$	4,0 - 6,2	1,5 - 2,5	-	1,0 - 2,8	-	950- 1200	850- 1100	10- 16	25- 40	0,3-0,6
BT4	$\alpha + \beta$	4,0 - 5,0	-	1,0 - 2,0	-	-	800- 900	700- 800	15- 22	20- 30	-
OT4	$\alpha + \beta$	2,0 - 3,5	-	1,0 - 2,0	-	-	700- 850	550- 650	15- 40	25- 55	0,35- 0,65
BT6	$\alpha + \beta$	5,0 - 6,5	-	-	-	3,5 - 4,5	900- 1000	800- 900	8- 13	30- 45	0,4-0,8
BT8	$\alpha + \beta$	5,8 - 6,8	0,6 - 1,2	-	2,8- 3,8	-	1050- 1180	950- 1100	9- 15	30- 55	0,3-0,6

При нагріванні загартованих титанових сплавів відбувається відпуск і одночасне старіння залишкової β' -фази. Старіння β' -фази до 400°C супроводжується підвищенням міцності і твердості, а при більш високій температурі відбувається розміцнення сплаву. Таким же чином впливає і витримка сплаву при заданій температурі. Отже, змінюючи температуру і час витримки при старінні, можна одержати різний комплекс механічних властивостей сплаву.

Міцність цих сплавів коливається від 800 до 1200 МПа при відносному видовженні від 9 до 25% і ударній в'язкості від 300 до 600 кДж/м².

На рис. 114, 115 наведена мікроструктура титанових сплавів після нагріву та повільного і швидкого охолодження.

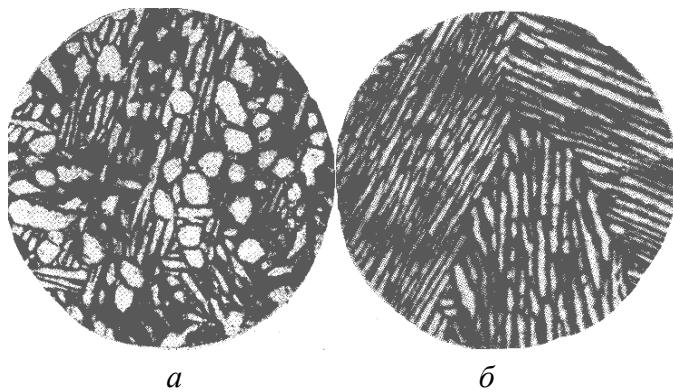


Рис. 114. Мікроструктура сплаву VT6 після нагрівання та повільного охолодження. (X 500):
a – кулясті включення α - фази, які були утворені при 900 °С, та продукти розпаду β - фази на $\alpha + \beta$ фази при охолодженні; *б* – продукти розпаду β - фази на $\alpha + \beta$ фази при охолодженні від 1000 °С

Антифрикційні властивості титанових сплавів невисокі. Для підвищення зносостійкості титанові сплави піддаються цементації, або азотуванню при температурі 850-950 °С протягом 30-60 годин в атмосфері азоту. Товщина дифузійного шару титану після азотування становить 0,15 мм, твердість 750-900 HV.

Сплави на основі β - титану мають при нормальній температурі структуру β -твердого розчину. Вони пластичні, з недостатньою міцністю, не піддаються термічній обробці і в техніці не знаходять широкого застосування.

Ливарні сплави титану мають високу рідкотекучість (завдяки вузькому інтервалові кристалізації) і малу лінійну усадку (~ 1 %). Водночас у рідкому стані вони схильні до поглинання газів й до взаємодії з формовими матеріалами, що створює технологічні труднощі під час їх плавлення й розливання. Тому плавлення й розливання сплавів титану виконують у вакуумі або в захисних газах.

Для лиття використовують марки VT5Л, VT6Л, VT14Л, які за своїм хімічним складом близькі до відповідних марок деформованих сплавів. Ливарні сплави не рекомендується обробляти термічно, бо це знижує пластичність.

Характерними особливостями титанових сплавів є висока питома міцність, що характеризується відношенням межі міцності σ_b , до питомої ваги сплаву. Для титанових сплавів характерні висока корозійна стійкість в атмосферних умовах, у прісній і морській воді, кислотах органічного походження; підвищена жароміцність до 430-540° С, а в деяких випадках і до 650° С.

Титан та його сплави широко застосовують в криогенній техніці, авіації та ракетобудуванні для виготовлення корпусів двигунів, балонів для газу, сопел, дисків, лопаток компресорів, деталей кріплення, фюзеляжів. У хімічній промисловості з титану та його сплавів виготовляють компресори, клапани, вентилі для роботи в

агресивних середовищах. У морському та річному суднобудуванні їх використовують для обшивки морських суден, підводних човнів, виготовлення гребних гвинтів.

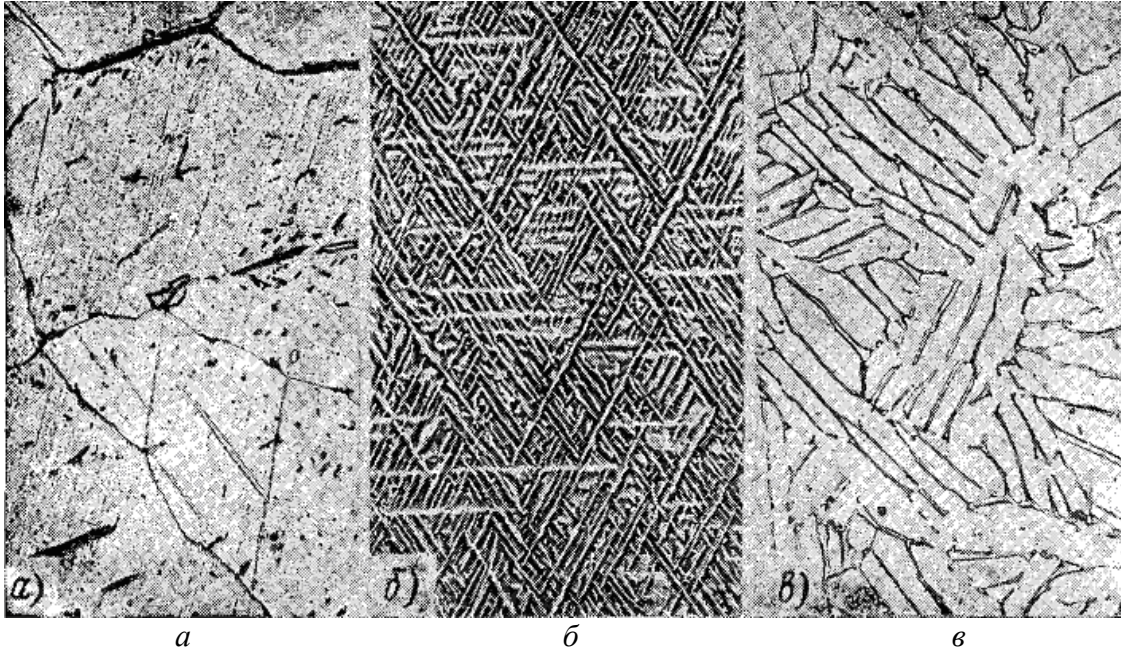


Рис. 115. Мікроструктура сплавів титану. Х 400: *a* - α - твердий розчин (сплав ВТ-1); *б* - α - фаза (мартенсит, отриманий після гартування сплаву ВТ-1 від 1075 °С); *в* - $\alpha + \beta$ - тверді розчини (сплав ОТ4)

Режими термічної обробки та механічні властивості титанових сплавів наведені в таблиці Д.ІІ.25.

Хімічний склад та маркування сплавів титану США наведено у додатку Д.І. 21.

9.5. Цинк та його використання

Цинк - метал з низькою температурою плавлення (419°C) та кипіння (906°C) і високою питомою вагою (7,14г/см³). Міцність цинку низька ($\sigma_{\text{в}}=150$ МПа) при високій пластичності ($\delta \approx 50\%$). Кристалічна ґратка гексагональна. Алотропічних перетворень цей метал не має.

Залежно від чистоти, цинк ділиться на марки ЦВ (99,99% Zn); Ц0 (99,96); Ц1 (99,94); Ц2 (99,9), Ц3 (98,7); Ц4 (97,5). Домішками в технічному цинку є Рв (основне забруднення), Fe, Cd і деякі інші.

Звичайний легуючий компонент в цинкових сплавах - алюміній (до 5-10%). В системі Zn-Al можливе утворення двох твердих розчинів: β -твердий розчин (майже чистий цинк) і α -твердий розчин

на основі алюмінію, що розчиняє до 83% Zn (такий твердий розчин на основі алюмінію може містити 83% Zn і 17% Al).

В інтервалі температур від 275 до 344 ° С та вмісту алюмінію від 22 до 67 % α -твердий розчин розпадається на два твердих розчина тієї ж кристалічної структури, багаті (α_2) і бідної (α_1) цинком.

При температурі 275°C α - твердий розчин зазнає евтектоїдного розпаду $\alpha_2 \rightarrow \alpha_1 + \beta$, причому розчинність цинку в алюмінію різко знижується у міру падіння температури нижче 275°. При швидкому охолодженні реакція евтектоїдного розпаду може не відбутися; α_2 -фаза переохолоджується до низьких температур. Структура нестійка і структурні зміни (розпад переохолодженої α_2 -фази), що відбуваються, викликають зміну в розмірах виробів, що особливо небажано для високоточних виливок (лиття під тиском). Добавка магнію (близько 0,1%) зменшує швидкість розпаду переохолодженого α_2 -твердого розчину і тому стабілізує розміри. Структура сплавів цинку з 5—10% Al у литому стані наведена на рис. 116.

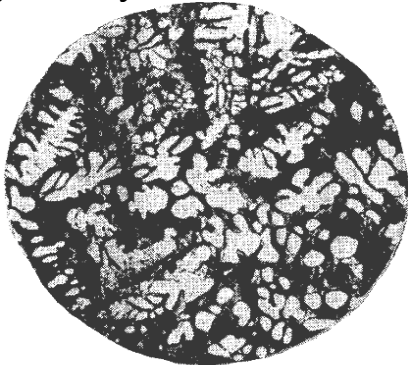


Рис. 116. Мікроструктура литого сплаву з 96% Zn і 4% Al: дендрити β - фази (світлі); α_2 - фаза, що частково розпалась (темний фон). X 100.

Найміцнішими цинковими сплавами є потрійні сплави Zn-Al-Cu. Структура цих сплавів дуже різноманітна (залежить, головним чином, від співвідношення і кількостей Al і Cu) і складається з первинних виділень β (чистий Zn), α (розчин на базі Al, багатий Zn) або ε (хімічні з'єднання CuZn_3), подвійної евтектики $\beta+\alpha$, $\varepsilon+\alpha$ або $\beta+\varepsilon$ і потрійної евтектики $\alpha+\beta+\varepsilon$. Наприклад, литий сплав з 5% Al

і 10% Cu має структуру: первинні кристали ε , подвійна евтектика $\varepsilon+\beta$ і потрійна $\varepsilon+\beta+\alpha$.

Хімічний склад і властивості деяких промислових цинкових сплавів наведено в табл. 24.

Цинк застосовується для гарячого і гальванічного оцинковування сталевих листів, у поліграфічній промисловості, для виготовлення гальванічних елементів тощо. Цинк використовується як добавка в різні сплави, в першу чергу, у сплави міді (латунь, тощо) і як основа цинкових сплавів (наприклад - легкоплавкі припої на основі цинку, цинкові бабіти), а також як друкарський метал.

Хімічний склад та маркування іноземних сплавів цинку наведено у додатку Д 20.

Таблиця 24. Хімічний склад і властивості промислових цинкових сплавів

Марка сплаву	Основні компоненти, % мас.			Властивості			Призначення
	Al	Cu	Mn	σ_B , МПа	δ , %	НВ	
ЦА 4	3,5-4,5	-	0,03-0,08	250-300	3-6	70-90	Для лиття під тиском
ЦАМ4-1	3,5-4,5	0,75-1,25	0,03-0,08	270-330	2-5	80-100	
ЦАМ 4-3	3,5-4,5	2,5-3,5	0,02-0,10	320-380	2-3	80-120	
ЦМ 1	-	0,8-1,2	-	200-300	30-40	45-75	Для виготовлення листів, профілю прокату та пресування
ЦАМ 0,2-4	3,5-4,5	0,20-0,15	-	300-360	20-30	75-90	
ЦАМ 10-1	9-11	0,6-1,0	0,02-0,05	400-460	8-12	90-110	
ЦАМ 15	14-16	-	0,02-0,04	250-400	10-40	40-100	

9.6. Свинець та його використання

Свинець це метал з температурою плавлення 327°C і кипіння 1744°C та питомою вагою $11,34 \text{ г/см}^3$. У литому стані межа міцності (σ_B) свинцю становить від 11 до 13 МПа, при відносному подовженні (δ) від 30 до 40 % і звуженні від 92 до 100%. Кристалічна ґратка свинцю гранецентрований куб.

Сплави свинцю використовують для виготовлення виливок шрифтів ручного і машинного набору та оболонок телефонних, морських та кабелів високої напруги. Хімічний склад найпоширених сплавів свинцю і їх властивості вказані в таблиці 25.

Таблиця 25. Хімічний склад і властивості деформованих сплавів свинцю для оболонок кабелів.

№	Хімічний склад, мас. час. %				σ_B , МПа	δ , %	НВ	Тип кабелю
	Sn	Sb	Cu	Pb				
1	-	-	0- 0,06	решта	14-15	52-67	44-46	високої напруги
2	-	0,5	-	решта	19-21	41-49	57-60	телефонний і морський
3	2	-	-	решта	21	56	61	телефонний

Хімічний склад та маркування іноземних сплавів свинцю наведено у додатку Д1.20.

1.7. Припої

Припої існують двох видів *м'які та тверді*, відповідно з низькою та високою температурою плавлення.

М'які припої забезпечують лише герметичність спаю. Механічні властивості спаю, як правило, дуже низькі ($\sigma_B = 50\text{—}70$ МПа), і тому спаяна деталь не повинна піддаватися ніяким механічним навантаженням. Як *м'які припої* застосовують сплави легкоплавких металів Sn, Pb, Bi, Cd, серед яких частіше всього сплави свинцю і олова.

Хімічний склад і межа міцності м'яких припоїв показано в таблиці 26.

Олов'яні припої застосовують для паяння консервної жерсті та кухонного посуду і виготовлення бабітів і припоїв.

Стандартне позначення олов'яно-свинцевих припоїв літери ПОС та цифра, яка вказує на вміст олова. Наприклад, ПОС - 61 - припой олов'яносвинцевий, який вмістить 61% олова, решта свинець.

Температурний інтервал кристалізації олов'яно-свинцевих припоїв змінюється від 183 до 277 °С, рідкотекучість від 60 до 135 см, а електропровідність від 4,5 до 6,9 м/(ом·мм²).

Крім перерахованих у таблиці 26, знаходять застосування й малоолов'яністі припої - ПОС-10, ПОС-5 та деякі інші, що містять всього 5-10% олова і тому менш дефіцитні, ніж припої що, наведені в табл. 26. Проте за фізичними і технологічними властивостями вони поступаються першим - у малоолов'янистих припоїв вище температурний інтервал кристалізації (265-299 °С у сплаві ПОС-10 і 300-314° С у сплаві ПОС-5), менша міцність і рідкотекучість.

Для пайки алюмінію використовують олов'яно-цинкові припої з 90, 70, 60 і 40% олова, решта - цинк марки припоїв (відповідно, ПОЦ-90, ПОЦ-70, ПОЦ-60 і ПОЦ-40). Кращим з цієї серії сплавів є припой ПОЦ-90, який за складом відповідає евтектиці, тобто має найнижчу температуру початку кристалізації (199 °С за діаграмою стану, фактично ж, у зв'язку з коливаннями в хімічному складі, не вище

202°C). Сплави ПОЦ-70, ПОЦ-60 і ПОЦ-40 мають температуру початку кристалізації відповідно 325, 345 і 365 °С (температура кінця кристалізації у всіх сплавів однакова та дорівнює 199°C). Олов'яноцинкові припої порівняно з олов'яно-свинцевими мають більш високу міцність і меншу пластичність.

Таблиця 26. Хімічний склад і межа міцності (σ_B) м'яких припоїв

Марка	Хімічний склад, мас. час. %								σ_B , МПа	
	Sn	Sb	Pb	Ag	Zn	Cd	Al	Домішки	металу	шва
Олов'яні припої										
O1	99,90	-	-	-	-	-	-	0,10	25	40-90
O2	99,56	-	-	-	-	-	-	0,44	25	40-90
Олов'яно-свинцеві припої										
ПОС-90	89-90	0,15	Решта	-	-	-	-	-	43	-
ПОС-61	56-61	0,8	Решта	-	-	-	-	-	47	40-80
ПОС-50	49-50	0,8	Решта	-	-	-	-	-	38	50-90
ПОС-40	39-40	1,5-2,0	Решта	-	-	-	-	-	38	40-110
ПОС-30	29-30	1,5-2,0	Решта	-	-	-	-	-	33	30-90
ПОС-18	17-18	2,0-2,5	Решта	-	-	-	-	-	28	40-80
Свинцево-срібні припої										
ПСр1,5	0,75-1,2	-	Решта	1,3-1,7	-	-	-	-	-	-
ПСр2,5	-	-	Решта	2,3-2,7	-	-	-	-	-	33
ПСр 3	-	-	Решта	2,7-3,3	-	-	-	-	-	31
Олов'яно-цинкові припої										
ПОЦ-90	90	-	-	-	10	-	-	-	-	100
ПОЦ-70	70	-	-	-	30	-	-	-	-	100
ПОЦ-60	60	-	-	-	40	-	-	-	-	80-100
ПОЦ-40	40	-	-	-	25	20	15	-	-	160-200

Свинцево-срібні припої застосовуються при паянні міді і її сплавів.

Тверді припої мають температуру плавлення в інтервалі 800—900°C і є сплавами міді і цинку (латунь) і міді, цинку і срібла (так звані срібні припої). Паяння цими припоями складне, але спай володіє високими механічними властивостями і при паянні мідних сплавів не є гіршими, ніж основний метал. Хімічний склад твердих припоїв наведено в таблиці 27.

Таблиця 27. Хімічний склад твердих припоїв

Марка припою	Вміст елементів, мас. час. %		
	Ag	Cu	Zn
Срібні припої			
ПСр72	Решта	27,3-28,5	-
ПСр45	Решта	29,5-30,5	24,0-26,5
ПСр25	Решта	39,0-41,0	33,5-37,0
ПСр10	Решта	52,0-54,0	35,5-39,0
Мідно – цинкові припої			
ПМЦ-42	-	40-45	Решта
ПМЦ-47	-	45-49	Решта
ПМЦ-52	-	49-53	Решта

Срібні припої мають інтервал кристалізації від 660 до 850 °С, електроопір від 0,022 – 0,097 ом·мм²/м і застосовуються при паянні електропровідників, коли електропровідність спаю не повинна зменшуватися порівняно з електропровідністю основного металу.

Мідно – цинкові припої (латуні), більш дешеві, ніж срібні. Вони використовуються для пайки латуні, а припої ПМЦ-52, також, для пайки бронзи та сталі.

9.8. Підшипникові (антифрикційні) сплави.

До підшипникових (антифрикційних) сплавів відносяться сплави, які мають наступні властивості:

1. Низький коефіцієнт тертя;
2. Низьку твердість, тобто не викликають знос поверхні, з якою контактують;
3. Високу міцність, пластичність (для витримки великого питомого тиску), теплопровідність і корозійну стійкість.

Крім того, вироби з підшипникових (антифрикційних) сплавів повинні добре припрацьовуватися, тобто за мінімальний час приймати контури поверхні з якою контактують, та забезпечувати хороше змащення.

Для дотримання вказаних вимог антифрикційні сплави повинні мати різномірну структуру, тобто складатися з м'якої, пластичної основи, в яку повинні бути вкраплені тверді частинки. Наприклад, при роботі підшипника ковзання з валом тверді структурні складові

підшипника є опорою для нього, а м'які частинки, спрацьовуючись при терті, сприяють утворенню на поверхні мікроканалів, по яких циркулює олива (рис. 117). При збільшенні тиску на вал тверді частинки вдавлюватимуться у м'яку основу підшипника ковзання і тому не зношуватимуть вал.

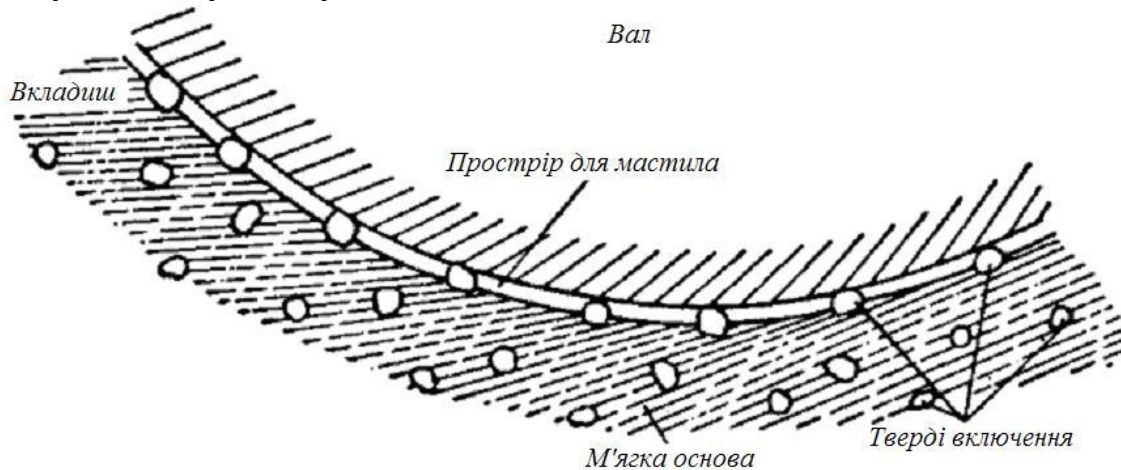


Рис. 117. Поверхня розділу вкладиш — вал

Найбільш задовільно, вище наведеним вимогам відповідають чавуни, бронзи і легкоплавкі сплави на основі свинцю, олова, цинку або алюмінію, які застосовують для виготовлення вкладишів підшипників ковзання.

Чавунні вкладиші виготовляють з сірого перлітного чавуну (АЧЦ-1 і АЧЦ-2). Це найдешевший матеріал для вкладишів. Він може витримувати значний питомий тиск, але, зважаючи на більш високий коефіцієнт тертя (у пари сталь - чавун порівняно з парою сталь-бронза або сталь - бабіт) чавунні вкладиші не слід застосовувати у швидкохідних двигунах.

Бронзові вкладиші виготовляють з високоміцних олов'янистих і свинцевих бронз. Через неоднорідну структуру бронзи (у олов'янистої бронзи α -твердий розчин є м'якою основою, а евтектоїд $\alpha+\delta$ -твердими включеннями) мастило добре утримується на поверхні вкладиша. Бронзові вкладиші застосовують для відповідальних підшипників, що працюють у важких умовах де є великі питомий тиск і частота обертання вала.

При застосуванні дуже м'яких легкоплавких підшипникових сплавів забезпечується краще збереження поверхонь, з якими вони контактують. Тому разом з чавунними і бронзовими вкладишами широке застосування в машинобудуванні мають вкладиші з легкоплавких сплавів на основі олова, свинцю, цинку та алюмінію, які мають назву бабіти.

Бабіти – це антифрикційні сплави на основі олова, свинцю, цинку та алюмінію, які мають низький коефіцієнт тертя та високу теплопровідність, добре припрацюються до іншої деталі та здатність утримувати мастило.

За хімічним складом бабіти поділяються на олов'яністі, свинцеві, цинкові та алюмінієві. Хімічний склад та властивості бабітів показані в табл. 28.

Кращими антифрикційним сплавом є олов'яністі бабіти марок Б89 і Б83. Олов'яна основа в'язка, пластична і менш схильна до втомного руйнування. Мідь вводиться в сплави для запобігання ліквідації елементів за питомою вагою, а також для утворення твердих структурних складових. Мідь з оловом утворює хімічну сполуку Cu_3Sn , яка кристалізується, насамперед, і утворює начебто скелет, на якому затримуються кристали β -твердого розчину олова в хімічній сполуці SnSb , що має малу питому вагу.

Мікроструктура бабіту Б83 (рис. 118) складається з темної пластичної основи твердого розчину Sb в Cu і Sn (α -фаза), світлих твердих частинок SnSb квадратної або прямокутної форми та дрібних зірочок і голочок кристалів Cu_6Sn_5 (Cu_3Sn). При перегріванні бабіту утворюються фази великих розмірів і його якість погіршується.

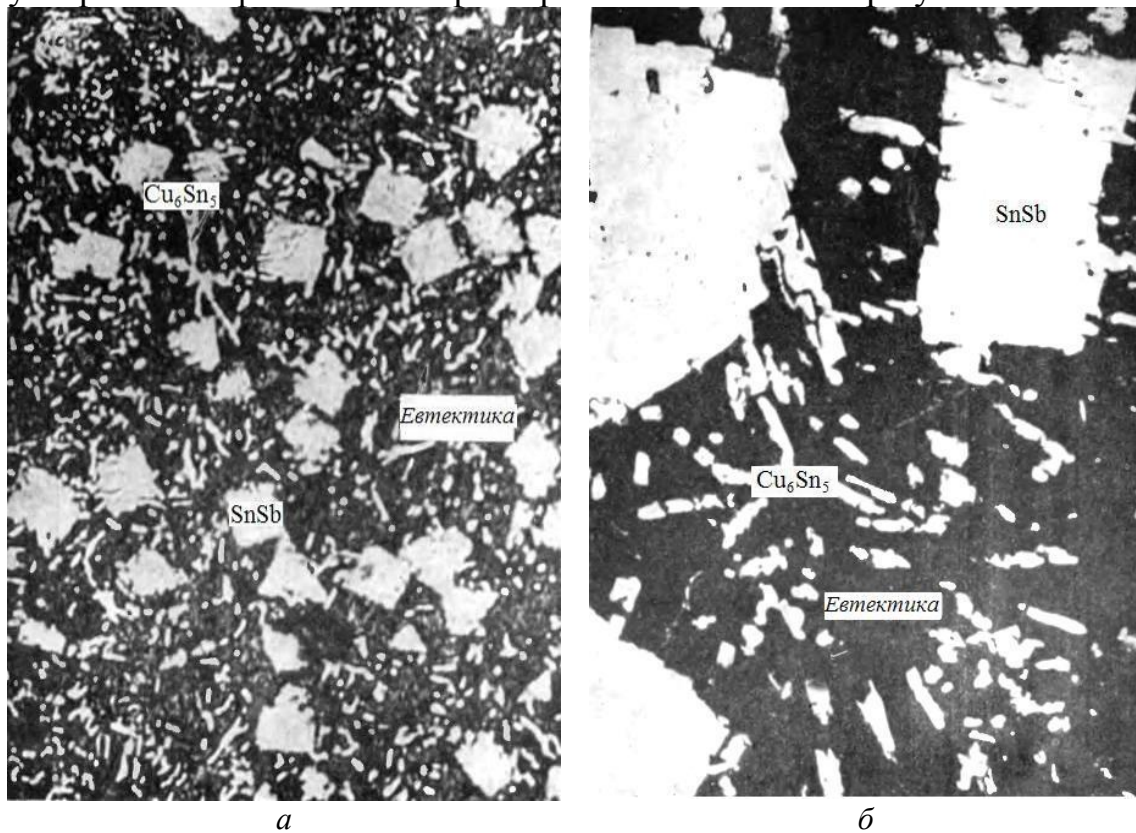


Рис. 118. Мікроструктура олов'янистого бабіту марки Б83:
а - структура в нормальному стані; б - вилівок з перегріванням. X 200.

Таблиця 28. Хімічний склад, структура, питома вага (γ), температура плавлення ($t_{пл}$), межа міцності (σ_B), відносне подовження (δ) та коефіцієнти тертя з мастилом (f) і лінійного розширення (α) бабітів

Марка	Вміст елементів, % мас.					Структура		Властивості					
	Sn	Sb	Cu	Pb	Інші	М'ягка основа	Фаза	γ , г/см ³	$t_{пл}$, °C	σ_B , МПа	δ , %	f	α x10 ⁶
Олов'яністі бабіти													
Б83	Решта	10-12	5,5-6,5	-	-	Sn	SnSb,	7,4	380	90	6	0,005	21
Б89	Решта	7,3-8,3	2,5-3,5	-	-	Sn	Cu ₂ Sn, Cu ₃ Sn	7,3	342	90	9	-	-
Свинцеві бабіти													
Б6	5-6	14-16	2,5-3,0	Решта	1,8-2,3Cd	Pb	SnSb, Cu ₃ Sn	9,6	460	70	0,5	0,005	21
БТ	9-11	14-16	0,7-1,1	Решта	0,05-0,20Te	Pb	SnSb	-	-	80	2	0,009	23
Б16	15-17	15-17	1,5-2,0	Решта	-	Pb	SnSb, Cu ₂ Sn	9,3	410	80	0,5	0,006	24
Цинкові бабіти													
ЦАМ-10-5	-	5	-	-	10Al	Евтектика (Zn+Al+CuZn ₃)	Al	6,3	395	300	0,5	0,009	27
ЦАМ-10-5	-	10	-	-	5Al		CuZn ₃	7,1	500	300	1	-	28
Алюмінієві бабіти													
АСС6-5	-	5 - 6	-	-	0,5-0,7Mg	Al	AlSb	3,10	750	80	14	-	24
АСМ	-	3 - 5	-	4-5		Al	AlSb	2,80	750	85	29	-	24
АН 2,5	-	-	-	-	2,7-3,4 Ni	Al	Al ₃ Ni	2,85	650	140	23	-	26

Олов'янисті бабіти використовують для виготовлення підшипників і вкладишів турбін, дизельних двигунів, крупних теплоходів та турбонасосів і турбо-компресорів, електричних та інших навантажених деталей машин.

Бабіти марок Б6, БТ, окрім свинцю, олова, сурми і міді, містять кадмій та телур, для утворення дрібних твердих включень, які збільшують твердість і підвищують зносостійкість бабіту.

Олов'яно-свинцево-сурм'яні бабіти, де м'яка основа – свинець, значно дешевше олов'яно-свинцевих, а за якістю поступаються їм не набагато. Мікроструктура бабіту марки Б16, що містить 15-17% Sn; 15-17% Sb; 1,5-2,0 % Cu, складається з м'якої основи - евтектики (свинцю і твердого розчину сурми в олові).

Дефіцитність олова, а також і свинцю змушує знаходити і застосовувати сплави на іншій, менш дефіцитній основі. Для легкоплавких підшипникових сплавів застосовують сплави на основі Zn (з добавками Cu і Al) і алюмінієві бабіти на основі Al (з добавками Cu, Sb, Ni та ін.).

Цинкові сплави ЦАМ-10-5 і ЦАМ-5-10 поступаються бабітам на олов'яній основі за пластичністю, коефіцієнтами тертя і лінійного розширення і приблизно рівноцінні свинцевим бабітам.

Алюмінієві підшипникові сплави (АСС6-5, АСМ, АН 2,5) мають гарні властивості (низький коефіцієнт тертя і високу зносостійкість), але за технологічністю вони поступаються звичайним бабітам. Їх висока твердість вимагає обробки цапф і вкладиша підвищеної чистоти, а шийка вала повинна бути твердою. Недотримання цих умов викличе прискорений знос. Високий коефіцієнт лінійного розширення алюмінієвих бабітів вимагає більш ретельного складання із збільшеними зазорами. Алюмінієві бабіти застосовуються замість олов'яних і свинцевих бабітів, а також — свинцевої бронзи.

Крім алюмінієвих сплавів, вказаних в табл. 28, починають застосовуватися алюмінієво-олов'яні сплави такого ж призначення, що містять 6 - 7% Sn і Ni, Cu, Si в кількості від 1 до 2%.

Глава 10. СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Матеріали з особливими властивостями мають певний рівень механічних, хімічних або фізичних властивостей.

10.1. Корозійностійкі сплави

Корозією називається руйнування металу під дією навколишнього середовища. Ознакою корозії є втрата металевого блиску й поява її продуктів на поверхні металу або сплаву. Корозія призводить до значного погіршення механічних властивостей металу і його руйнування.

За характером пошкоджень і умовами їх виникнення корозію розрізняють *загальну (суцільну), місцеву та вибіркову*. При одночасній дії агресивного середовища і механічних напружень виникає особливий вид руйнування - корозійне розтріскування, а при дії змінних напружень - корозійна втомлюваність.

Окрім того, розрізняють хімічну й електрохімічну корозію.

Хімічна корозія спричиняється дією на метал сухих газів і неелектролітів і не супроводжується виникненням електричного струму.

Електрохімічна корозія викликана дією на метал електролітів - розчинів, що містять іони та є провідниками електричного струму. Під час електрохімічної корозії виникає електричний струм. До електролітів належать водяні розчини солей, кислот і лугів. Якщо два метали, що перебувають в електроліті, набувають різних електродних потенціалів, то метал з від'ємним потенціалом (анод) віддає свої позитивні іони в розчин і поступово руйнується (розчиняється). Надлишкові електрони переходять у метал, що має більш високий електродний потенціал (катод). Сам катод не зазнає руйнування, а електрони з катода переходять у зовнішнє середовище. Чим нижчий електродний потенціал металу, тим швидше він віддає свої іони в розчин і нижча його корозійна стійкість. Найвищий потенціал має золото, нульовий - водень, а найнижчий потенціал із відомих елементів - літій.

Стійкість сталі проти корозії можна підвищити, збільшуючи електродний потенціал сплаву за допомогою легування елементами, які мають більш негативний електродний потенціал (хром, кремній, алюміній) чи елементами з більш високим потенціалом, ніж залізо (наприклад, мідь, молібден, нікель).

Другий механізм (який може мати місце одночасно з першим) – утворення оксидної щільної плівки, що оберігає атоми заліза від

окислення або розчинення. Наявність плівки оксидів елемента, що окислюється легше, ніж залізо, якби механічно оберігає його від дії агресивного середовища. Для цього концентрація елемента не повинна бути нижчою за певну величину, а захисна плівка повинна щільно і міцно перекивати всю поверхню виробу.

Захисні властивості оксидних плівок залежать від їх суцільності, міцності, щільності, коефіцієнта теплового розширення і адгезійних властивостей. Умова утворення суцільних оксидних плівок — співвідношення об'ємів оксиду (V_{MeO}) і початкового металу (V_{Me}): якщо $V_{MeO}/V_{Me} > 1$, то, як правило, утворюються плівки, що гальмують процес окислення (табл. 29).

Неіржавіючі або корозійностійкі сталі одержують введенням до складу низько- та середньовуглецевих сталей значної кількості хрому (не менше 12,5 %) і нікелю, а також додатково титану, алюмінію, молибдену, ніобію, міді, марганцю та інші. Залежно від структури, розрізняють аустенітні (12X18H9, 12X18H10, 04X18H10, 10X14Г14НЗ), феритні (12X17, 08X17Т), мартенситні (40X13), аустенітно-мартенситні (09X15H18Ю) та аустенітно-феритні (08X21H6M2Т) корозійностійкі сталі. Найпоширеніші хромисті феритні і хромонікелеві аустенітні сталі.

Таблиця 29. Співвідношення об'ємів оксидів ($V_{ок}$) та вихідного металу (V_{Me})

Метал	Окисел	$V_{ок}/V_{Me}$	Метал	Окисел	$V_{ок}/V_{Me}$
Метали з пористими плівками оксидів					
K	K ₂ O	0,45	Ba	BaO	0,67
Na	Na ₂ O	0,55	Mg	MgO	0,81
Ca	CaO	0,64			
Метали з суцільними плівками оксидів					
Cd	CdO	1,21	Ni	NiO	1,65
Al	Al ₂ O ₃	1,28	Be	BeO	1,68
Sn	SnO ₂	1,32	Si	SiO ₂	1,88
Th	ThO ₂	1,35	U	UO ₂	1,97

Ti	Ti ₂ O ₃	1,48	Cr	Cr ₂ O ₃	2,07
Zr	ZrO ₂	1,56	Fe	Fe ₂ O ₃	2,14
Zn	ZnO	1,55	W	WO ₃	3,35
Cu	Cu ₂ O	1,64			

Хромисті *феритні корозійностійкі сталі* найдешевші, але за корозійною стійкістю поступаються хромонікелевим. Так, сталь 12X17 стійка у кислотних середовищах, але не придатна для використання при зварюванні, оскільки при нагріванні під час зварювання вище 900-950°C і швидкому охолодженні границі зерен сталі збіднюються хромом. При вмісті менше 12 % Cr електрохімічний потенціал сталі стає негативним і вона втрачає здатність чинити опір корозії. За таких умов у сталі 12X17 виникає небезпечний вид корозії - міжкристалічна корозія. Для запобігання цьому використовують сталь леговану титаном 08X17T.

Підвищення концентрації хрому сприяє утворенню σ - фази (Fe, Cr), що супроводжується збідненням α - твердого розчину хромом, у місцях її виділення, та зниженням корозійної стійкості сталі. У феритних сталях з 20 % Cr мінімальний час утворення σ - фази при 600°C дорівнює 150 год, а в сталях з 25% Cr при 650 °C - 15 год.

Термічна обробка хромистих сталей може бути різною залежно від поставленої мети. Щоб усунути крихкості сталі її піддають короткочасному нагріванню вище 500 °C. Швидкість охолодження в інтервалі 350-550 °C повинна бути достатньо високою, щоб попередити повторний розвиток крихкості при 475°C.

Наприклад, для сталі 15X25T рекомендується охолодження нижче 500 °C із швидкістю $\geq 10^\circ\text{C}/\text{с}$. Для сталей з 17 % Cr допустимі і менші швидкості охолодження. Для відновлення стійкості проти міжкристалічної корозії хромової феритної сталі звичайно застосовують стабілізуючий відпал при 750-800°C, час витримки для сталей типу X17 і X25 (0,005-0,15 %C) становить приблизно 60 хв. Стійкість до міжкристалічної корозії також істотно підвищується внаслідок відпалу і при більш низьких температурах, але при більш тривалих витримках.

Крихкість, викликана виділенням σ -фази, усувається при нагріві до температури її розчинення. Звичайно хромисті сталі (без додаткового легування) нагрівають на 870-900 °C, витримують одну годину, а потім охолоджують у воді. Якщо сталь легована

молібденом, нікелем та іншими елементами, то при подальшому нагріванні розчинення σ - фази настає при 900-950 °С і при більш тривалих витримках, ніж у низьколегованих сталях.

При температурі вище 850-900°С у феритних сталях починається активний ріст зерна. Це супроводжується підвищенням температури переходу в крихкий стан і збільшенням схильності до міжкристалітної корозії.

У зв'язку з відсутністю поліморфних перетворень у феритних сталях зростання зерна - незворотнє явище. Перевести феритну сталь з грубозернистого в дрібнозернистий стан можна лише за допомогою гарячої пластичної деформації (температура кінця деформації 700-750 °С) і подальшої стандартної термічної обробки.

Аустенітні хромонікелеві сталі містять підвищену кількість хрому, нікелю та вуглецю менш 0,12%. Основна група сталей аустенітного класу відома в світовій практиці під найменуванням сталей типу 18-10. У них міститься 18 % Cr і 10 % Ni.

Залежно від режиму термічної обробки у хромонікелевих аустенітних сталях типу 18-10 можуть відбуватися наступні перетворення: 1) виділення надмірних фаз карбідів і σ -фази при нагріванні в інтервалі 450-900 °С; 2) утворення в аустенітній основі δ -фериту при високотемпературному нагріванні; 3) утворення α -фази мартенситного типу при охолодженні, або в процесі холодної пластичної деформації.

Для зниження схильності до міжкристалічної корозії їх легують (стабілізують) сильними карбідоутворюючими елементами (Ti, Nb), що зменшують вміст вуглецю у твердому розчині (сталі 12ХН8Н9Т, 12ХН8Н9Б) або зменшують вміст вуглецю (сталь 04Х18Н10). Для економії нікелю його частково замінюють марганцем. Так, сталь 10Х14Г14Н3 використовують як замітник сталі 12Х18Н9. Розроблено також високолеговані сталі для агресивних середовищ (80 %-ний розчин H₂SO₄) із складною системою легування елементами Cr, Ni, Mo, Cu.

Існують наступні марки хромонікелевих аустенітних сталей: 12Х18Н9, 17Х18Н9, 12Х18Н10Т, 12Х18Н9Т, 08Х18Н10Т, 08Х18Н12Б, 03Х18Н11.

Для хромонікелевих аустенітних сталей можливі два види термічної обробки: стабілізуючий відпал і гартування. Гартування - ефективний засіб попередження міжкристалітної корозії і отримання оптимального поєднання механічних і корозійних властивостей. Проте виконати це досить складно у разі крупногабаритних і складних (особливо зварних) деталей і конструкцій: висока температура

нагрівання і достатньо швидке охолодження можуть призвести до значного викривлення виробів. У цих випадках звичайно застосовують стабілізуючий відпал при більш низьких температурах. Якщо гартування припускає повне розчинення карбідів хрому, то при стабілізуючому відпалі їх приводять у безпечний для міжкристалітної корозії стан (нестабілізовані сталі) або трансформують у спеціальні карбіди (стабілізовані сталі).

Відпал нестабілізованих (без титану та ніобію) сталей проводять в інтервалі від 850 – 950 °С, коли по межах зерен сталі присутні карбіди хрому, проте схильність до міжкристалітної корозії відсутня.

Мета відпалу стабілізованих сталей, тобто легованих титаном або ніобієм - переміщення вуглецю з карбідів хрому в спеціальні карбіди титану або ніобію. Хром, що вивільнився, необхідний для створення певного рівня корозійної стійкості. Звичайно відпал проводять при температурі найактивнішого виділення карбідів титану або ніобію (900-1000°С). Охолодження нестабілізованих сталей після відпалу повинно бути достатньо швидким, щоб уникнути виділення додаткової кількості карбідів хрому та зсуву рівноважної концентрації хрому на межу розділу карбід - аустеніт у бік менших концентрацій.

Для стабілізованих титаном або ніобієм сталей допускаються значно менші швидкості охолодження після відпалу, ніж для стабілізованих сталей.

Температура гартування повинна бути вибрана так, щоб забезпечувалося повне розчинення карбідів хрому, але при цьому не було надмірного зростання аустенітного зерна. Звичайно, залежно від вмісту вуглецю, фази карбіду і температури рекристалізації температура гартування нестабілізованих аустенітних хромонікелевих сталей коливається в межах 900-1100 °С. Витримка сталі при температурі гартування досить короткочасна. Для листового матеріалу сумарний час нагрівання і витримки при нагріванні до 1000-1050 °С вибирають з розрахунку 1-3 хв на 1 мм товщини листа. Для нестабілізованих сталей із вмістом вуглецю більше 0,03 % застосовують охолодження у воді. Сталі з меншим вмістом вуглецю, що використовуються для виготовлення деталей невеликого перетину, допускається при гартуванні охолоджувати на повітрі.

Гартування стабілізованих сталей проводять для розчинення карбідів хрому. Температура гартування стабілізованих сталей мало залежить від вмісту вуглецю, оскільки велика частина його, навіть при сенсibiliзації, залишається зв'язаною в спеціальні карбіди. Температурний інтервал нагрівання під гартування цих сталей 1000—1100°С. Подальше підвищення температури шкідливе, оскільки

створюються умови для швидкого зростання зерен і розчинення спеціальних карбідів. Допускають охолодження стабілізованих сталей з температури гартування у воді або на повітрі.

Аустенітні хромонікелеві сталі широко застосовують у харчовій, хімічній, нафтопереробній галузях промисловості, а також у транспортному машинобудуванні та будівництві.

Режими термічної обробки та механічні властивості корозійностійких сталей наведені в таблиці Д.ІІ.2, Д.ІІ.13, Д.ІІ.14.

Корозійностійкі чавуни. У якості корозійностійких чавунів використовують нірезит (14 % Ni, 2 % Cr, 7 % Cu), нікросилал (5 % Si, 18 % Ni, 2 % Cr), хромисті (ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32), нікелеві (ЧН15Д7), кремністі (ЧС13, ЧС15, ЧС17) та додатково леговані молібденом (ЧС15М4, ЧС17М3) чавуни. Корозійностійкі чавуни мають високу стійкість у лугах та досить стійкі в сірчаній, азотній і багатьох органічних кислотах.

10.2. Жаростійкі та жароміцні сталі та сплави

Жаростійкість - це здатність металів і сплавів чинити опір окислюванню при високих температурах протягом тривалого часу.

Основний спосіб підвищення жаростійкості - легування хромом, алюмінієм або кремнієм, що утворюють на поверхні виробу оксиди Cr_2O_3 , Al_2O_3 і SiO_2 . Ці оксиди - щільні, міцні, тугоплавкі плівки. Тому на поверхні сталі вони створюють захисний шар, що перешкоджає подальшому проникненню (дифузії) кисню вглиб виробу.

Для невідповідальних деталей, що не несуть навантажень, використовують звичайні вуглецеві сталі, піддані дифузійній металізації.

Оскільки всі нержавіючі сталі містять хрому $>13\%$, вони є і жаростійкими. Чим вище вміст хрому, тим більше окалиностійкі сталі, наприклад, сталь 15Х25Т окалиностійка до 1100-1150°C.

Так, для виробів з робочою температурою до 850-900°C (клапани двигунів внутрішнього згорання) використовують сталі 40Х9С2, 08Х17Т; для температур до 1100 °С (сопла, жарові труби газових турбін) - сталі типу 36Х18Н25С2. Хромиста сталь з 30 % Cr стійка до температури 1200°C. Жаростійкі сталі застосовують в основному для деталей нагрівального і енергетичного обладнань.

Високу жаростійкість мають сільхроми, сільхромалі, а також сталі 08Х17Т, 15Х28, 36Х18Н25С2, 30Х13Н7С2, 15Х6СЮ, 15Х5. Особливо висока жаростійкість у сплавів на основі нікелю – у ніхромів.

Жаростійкість чавунів підвищують легуванням сіліцієм (ЧС4, ЧС13, ЧС15, ЧС17), хромом (ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32), алюмінієм (чугаль містить 20-25% алюмінію), нікелем та міддю (аустенітний сірий чавун ЧН15Д7), нікелем та марганцем (чавун з кулястим графітом ЧН11Г7Ш). Високохромисті і кременисті чавуни окалиностійкі до 1000-1100°C.

Жароміцність - здатність металу чинити опір пластичній деформації та руйнуванню при високих температурах.

З підвищенням температури характеристики міцності металів і металевих сплавів знижуються. Це відбувається тому, що при нагріванні рухливість атомів зростає, збільшується кількість вакансій, підсилюються дифузійні процеси та зменшуються сили міжатомного зв'язку у кристалічних ґратках і, як наслідок, знижується міцність. Особливо інтенсивно при підвищенні температури збільшується швидкість дифузії на границях між зернами, де атоми не утворюють правильних кристалічних ґраток і можуть вільно переміщатися. Тому границі між зернами при підвищенні температури розміцнюються швидше.

Температура плавлення металів є показником міцності міжатомних зв'язків у кристалічних ґратках. Тому для створення жароміцних сплавів використовують метали з високою температурою плавлення (залізо, нікель, кобальт). Ще більш жароміцними виявляються сплави на основі хрому, молібдену й інших тугоплавких металів.

Відомо, що в процесі пластичної деформації металу при температурі нижче температури рекристалізації процес зміцнення відбувається за схемою пластична деформація - зміцнення (наклеп). При нагріванні можливі два взаємно протилежних процеси: по-перше, зміцнення, обумовлене пластичною деформацією і, по-друге, розміцнення, обумовлене зменшенням внутрішньої напруги кристалічних ґраток відпуском, коагуляцією фаз, розчиненням зміцнюючих фаз і рекристалізацією. Отже, при нагріванні метал може зберігати свою міцність до температур, при яких ще інтенсивно не протікають процеси розміцнення, пов'язані з дифузійними процесами. Тому міцність металу при підвищених температурах не є величиною постійною, а залежить від температури і тривалості навантаження.

Жароміцність досягає максимального значення при граничному насиченні твердого розчину легуючими елементами та може бути збільшена за рахунок виділення дисперсних фаз. Вплив таких виділень на жароміцність тим більша, чим менша їх схильність до коагуляції.

Критеріями оцінки жароміцності є короткочасна і тривала міцність та повзучість.

Короткочасну міцність визначають за допомогою звичайних випробувань на розтяг зразків, які поміщають у піч та випробовують при заданій температурі. Позначають короткочасну міцність, наприклад, так: $\sigma_{\epsilon}^{300^{\circ}\text{C}} = 350$ МПа; $\sigma_{0,2}^{300^{\circ}\text{C}} = 280$ МПа. Це позначає, що межа міцності на розтяг при температурі 300 °С дорівнює 350 МПа, а межа текучості – 280 МПа.

Вплив систем легування та температури на короткочасну міцність показана на рис. 119.

Межею тривалої міцності називають максимальну напругу, що викликає руйнування зразка при заданій температурі за визначений час. Наприклад, $\sigma_{300\text{год}}^{900^{\circ}\text{C}} = 200$ МПа. Верхній індекс 900 означає температуру випробувань у °С, нижній - час випробування в годинах. Приклад показує, що руйнування зразка при температурі 900 °С і витримці 300 годин відбулося при напругі 200 МПа.

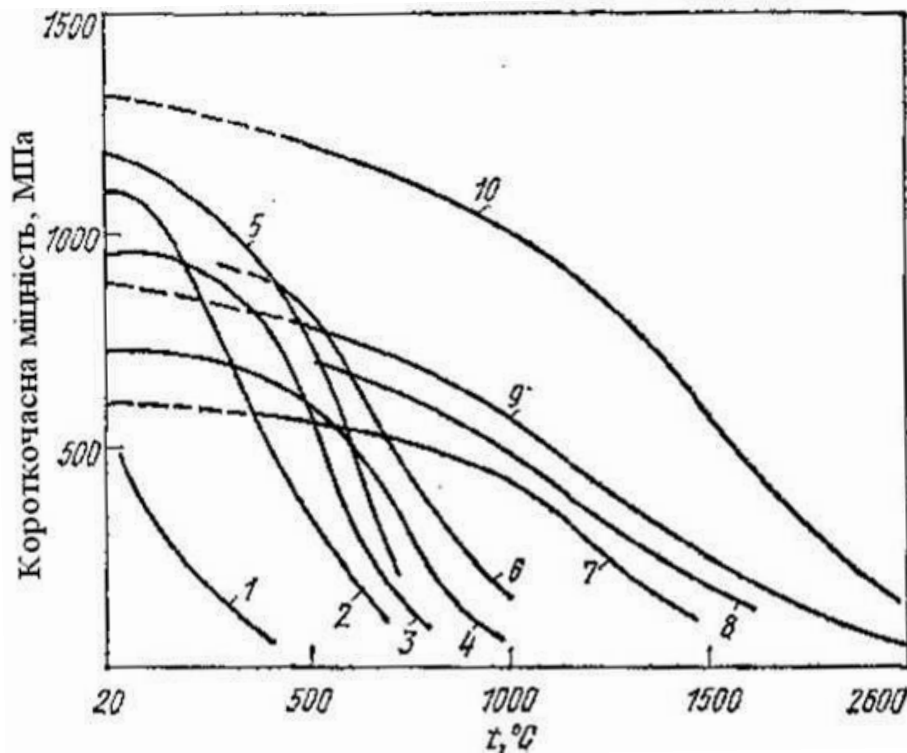


Рис. 119. Залежність короткочасної міцності від температури та систем легування:

1- алюмінієві сплави; 2 - сталі перлітного класу; 3 - сталі феритного класу; 4 - сталі аустенітного класу; 5 - титанові сплави; 6 - нікелеві сплави; 7 - ніобієві сплави; 8 - танталові сплави; 9 - молібденові сплави; 10 - вольфрамові сплави

Тривала міцність протягом 30-60 хв, так звана «хвилинна», необхідна в ракетобудуванні, годинна - в авіації, а для котельних установок, де не дуже високе значення робочих напруг, потрібна тривала міцність протягом декількох років.

Вплив легування на жароміцність матеріалів наведено на рис. 120.

Повзучістю називають властивість металів повільно пластично деформуватися під дією постійного навантаження при постійній температурі. При випробуванні на повзучість зразки поміщають у піч із заданою температурою і прикладають задане постійне навантаження. Деформацію вимірюють індикаторами з точністю до 0,001 мм.

При звичайних температурах і діючій нарузі менше межі пружності металу повзучість не спостерігається. Тільки, коли напруженість від постійного навантаження перевищує межу пружності металу при даній температурі, спостерігається повзучість.

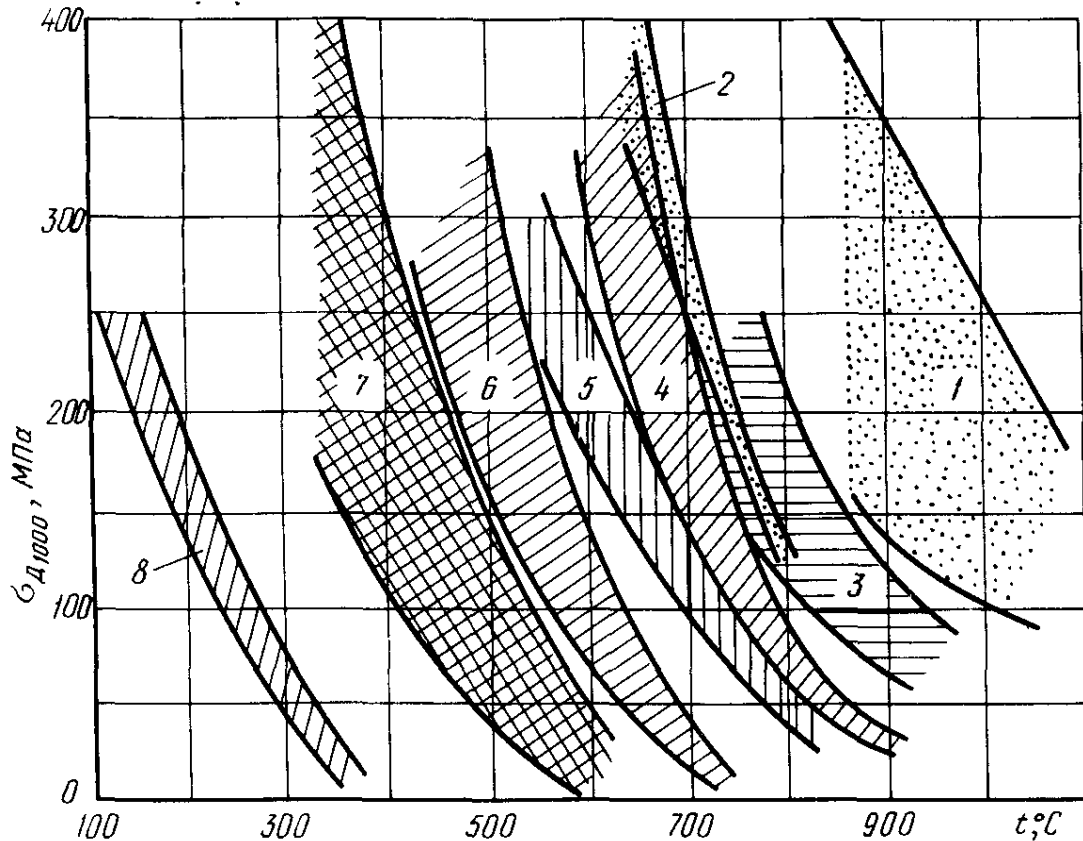


Рис. 120. Вплив температури на тривалу міцність сплавів, при витримки протягом 1000 год.: 1 - Мо; 2 - Ni; 3 - Со; 4 - ХН35; 5 - аустенітні сталі; 6 - теплостійкі сталі; 7 - Ti; 8 - Al

Повзучість розвивається у випадку переваги процесу розміцнення матеріалу над зміцненням (наклепом), викликаним пластичною

деформацією. Для вуглецевих сталей повзучість спостерігається при нагріванні вище 400°C.

Для деяких кольорових металів з низькою температурою плавлення, наприклад олова, повзучість відбувається і при звичайній температурі.

Критерієм повзучості є *межа повзучості*, яка показує напруженість при якій за визначений час при заданій температурі відбувається задане сумарне відносне видовження (δ , %) або задана швидкість деформації (v , %/год). Межу повзучості позначають $\sigma_{\delta t}^t$ або $\sigma_{v t}^t$.

Вплив легуючих елементів на повзучість 12% хромистої сталі наведено в таблиці 30.

Для забезпечення роботоздатності виробів при високих температурах їх виготовляють з жароміцних сталей та сплавів, які містять хром, кремній, нікель, молібден та інші елементи.

Таблиця 30. Вплив легуючих елементів на повзучість 12% хромистої сталі після аустенізації при 1250°C та старінні при 650°C.

Система легування	Деформація повзучості %, на протязі годин ($\sigma=125$ МПа, $t=600$ °C)	
	300	1000
Cr - Mo	3.34	-
Cr - Mo - V	0.5	-
Cr - Mo - V - Nb	0.13	0.23
Cr - Mo - V - Nb - N	0.081	0.137
Cr - Mo - V - Nb - N - B	0.067	-
Cr - Mo - V - Nb - Ti - N	0.065	0.080
Cr - Mo - V - Nb - Ti - N - B	0.053	0.078

Для температур 300 - 500°C використовують Cr - Si - сталі мартенситного класу (сілъхроми) типу 40X9C2 після відпалу від 850 - 870°C (охолодження на повітрі), гартування від 900 - 1100 °C (охолодження у оливі) та відпуску від 500 - 540 °C (охолодження на повітрі) та 40X10C2M після гартування від 1010 - 1050 °C у оливі чи повітрі та відпуску від 720 - 780 °C (охолодження у оливі). З них виготовляють клапани двигунів автомобілів і тракторів.

Високолеговані аустенітні сталі типу 17X18H9 після гартування від 1080-1120 °C у воді чи повітрі або для сталі 45X14H14B2M після високого відпуску від 810 - 830 °C (охолодження у повітрі) використовують при температурах 600 - 900 °C. Аустенітні сталі досить міцні, але в'язкі і погано обробляються різанням. З них

виготовляють парові котли, лопатки газових турбін, сопла реактивних двигунів, тощо.

Для роботи при температурах від 800 до 1000 °С використовують хромонікелеві сплави - ніхроми і німоніки з мінімальним вмістом вуглецю (0,06-0,12 % С). Вони містять більше 55 % Ni і переважають за властивостями кращі жароміцні сталі. За структурою їх поділяють на гомогенні (ніхроми ХН60Ю, ХН78Т, тощо) та використовують після гартування від 980 - 1020 °С у воді чи повітрі і гетерогенні (німоніки ХН77ТЮ, ХН77ТЮР, тощо), які гартують від 1080 °С, або гартують та старіють при 700 - 750 °С протягом 5 - 16 годин з охолодженням на повітрі. Хромонікелеві сплави легують елементами, які утворюють з нікелем дисперсні інтерметалідні зміцнюючі фази типу (Ni, Co, Cr)₃Ti, (Ni, Co, Cr)₃Al тощо.

Жароміцні сплави на основі кобальту використовують обмежено, наприклад для лопаток соплового апарата реактивних двигунів.

Оптимальний вміст елементів (% мас.) у жароміцних сталях і сплавах показано в таблиці 31.

Таблиця 31. Оптимальний вміст елементів (% мас.) у жароміцних сталях і сплавах.

Елемент	Сталь	Сплави на основі Ni	Сплави на основі Co	Сплави на основі Ni-Co-Fe
C	≤ 0,45	0,02 – 0,30	≤ 0,7 – 1,0	≤ 0,5
Si	≤ 2,0	≤ 1 – 1,5	≤ 1,0	≤ 1 - 2
Mn	≤ 10	≤ 1 - 2	≤ 1 – 2	≤ 2,0
Fe	≥ 50,0	0,5 - 10	≤ 2 - 3	10 – 50
Ni	5 - 35	50 - 80	1,5 - 35	15 – 35
Co	≤ 12	≤ 28	30 – 65	15 - 20
Cr	13 – 27	≤ 25	20 – 30	15 – 20
W	≤ 10	≤ 8,0	≤ 12 – 15	≤ 6 – 8
Mo	≤ 7	≤ 30,0	≤ 10,0	≤ 8 – 10
V	≤ 1,5	≤ 0,3 – 0,5	-	≤ 2 – 3
Ti	≤ 2,5	≤ 3,0	-	≤ 3,0
Nb	≤ 4,5	≤ 2,0	≤ 4,0	≤ 4,0
Al	≤ 1,5	≤ 6,0	-	≤ 0,7
Cu	≤ 4,0	-	-	≤ 4,0
N	≤ 0,25	-	-	≤ 0,20
B	≤ 0,15	≤ 0,5	≤ 0,10	≤ 0,15

Режими термічної обробки та механічні властивості теплостійких сталей наведені в таблиці Д.ІІ.12.

Жароміцні аустенітні чавуни виготовляють, як правило марок ЧН19ХЗШ і ЧН11Г7Ш з кулястим графітом.

10.3. Сплави з високим електроопором і низьким коефіцієнтом лінійного розширення

Сплави з високим електроопором призначені для виготовлення ненавантажених деталей, що працюють в окисних середовищах та електронагрівальних елементів приладів і печей. Внаслідок проходження електричного струму по електронагрівальним елементам приладів і печей у них виділяється тепло, яке нагріває прилад або піч.

Сплави працюють при температурах до 1200°C, тому вони повинні мати високу жаростійкість. Цим вимогам відповідають сталі леговані хромом і алюмінієм (фехраль – Х13Ю4, хромелі - Х23Ю5 та Х27Ю5А) та сплави хрому з нікелем (ніхромі - ХН60Ю, ХН78Т) та фероніхромі (ХН20ЮС).

Максимальна робоча температура та питомий електроопір сплавів з високим електроопором показано в таблиці 32.

До матеріалів з *низьким коефіцієнтом лінійного розширення* належать сплави заліза з нікелем, кобальтом та іншими добавками. Ці сплави мають у деякому інтервалі температур малий коефіцієнт лінійного розширення, який не залежить від температури.

Таблиця 32. Максимальна робоча температура (t_{max}) та питомий електроопір (ρ) сплавів з високим електроопором.

Сплав	t_{max} , °C	ρ , мкОм·м	Сплав	t_{max} , °C	ρ , мкОм·м
Х15Ю5	900	1,24 - 1,34	Х13Ю4	1000	1,26
Х23Ю5	1100	1,2 - 1,4	1Х17Ю5	1000	1,30
Х27Ю5А	1200	1,37 - 1,47	Х15Н60	1050	1,10
ХН20ЮС	875	0,85 - 1,05	Х20Н80	1100	1,11

Хімічний склад та властивості сплавів заліза з нікелем наведено в табл. 33, а значення температурного коефіцієнту лінійного розширення при різних температурах - на рис. 121.

Таблиця 33. Хімічний склад та властивості сплавів заліза з нікелем та кобальтом

Сплав	Марка	Вміст елементів, %			Коефіцієнт лінійного розширення	Температура вимірювання, °С
		Ni	Co	Fe		
Інвар	Н36	36	-	Решта	$\leq 1,5 \cdot 10^{-6}$	-80 – +100
Супер-інвар	Н31К6	30-32	4 – 6	Решта	$\leq 1 \cdot 10^{-6}$	-60 - +60
Платиніт	Н48	48	-	Решта	$\leq 9 \cdot 10^{-6}$	+20 – 300

Інвар застосовують для виготовлення деталей приладів, що не повинні помітно змінювати розміри при коливаннях температури.

Платиніт має коефіцієнт лінійного розширення такий же, як у платини та скла. Його використовують, як провідник для введення електроструму у скляні прилади. Якщо спай платиніту зі склом піддається нагріванню, то в результаті однакового розширення обох матеріалів у склі не виникає напруг.

Залізонікелевий сплав з 38 % Ni має коефіцієнт лінійного розширення однаковий з порцеляною та його використовують у радіотехніці.

Спайку тугоплавкого скла з більш низьким коефіцієнтом лінійного розширення проводять зі сплавом *ковар* (Н29К18), що містить близько 29% Ni, 20 % Co інше залізо, або елінвар (Н36Х8).

Значення коефіцієнту лінійного розширення сплавів Н29К18 та Н36Х8, при температурах до 500 °С, приблизно таке ж, як і у тугоплавкого скла. Ці сплави поряд з низьким коефіцієнтом лінійного розширення зберігають постійні пружні властивості (~до 100 °С), внаслідок чого їх застосовують для виготовлення пружин у годинниках і точних приладах.

Режими термічної обробки сплавів з низьким коефіцієнтом лінійного розширення наведені в таблиці Д.ІІ.10.

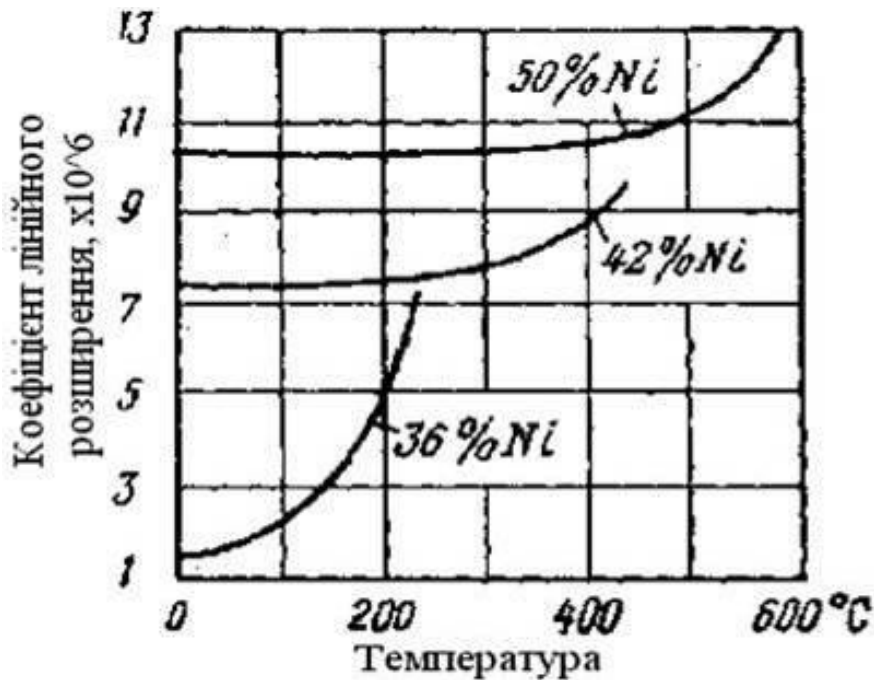


Рис. 121. Вплив вмісту нікелю та температури на коефіцієнт лінійного розширення інварів

10.4. Високоміцні сталі

Високоміцні сталі мають високу конструктивну міцність (межа текучості більш 1400 МПа та параметр в'язкості руйнування (коефіцієнт інтенсивності напружень у гирлі тріщини) критерій $K_{IC} > 20 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{0,5}$) і використовуються для виготовлення деталей, які працюють в умовах різкозмінюваних важких навантажень.

До високоміцних сталей відносяться комплексно-леговані кремнієм, марганцем, нікелем, хромом, молібденом, алюмінієм, азотом, ванадієм і іншими елементами середньовуглецеві сталі, які містять від 0,25 до 0,45 % С, і дисперсно- та мартенситно- твірдіючі легovanі сталі.

Висока конструктивна міцність сталей досягається шляхом гартування на мартенсит з наступним відпуском, термомеханічної обробки або холодної пластичної деформації.

Хімічний склад, температура відпуску та механічні властивості високоміцних сталей показані в таблиці 34.

В'язкість руйнування високоміцних комплексно-легованих сталей після низького відпуску з структурою мартенситу визначається, в основному, міцністю дійсного зерна аустеніту, в той же час міцність більш зв'язана з розміром мартенситних пакетів, будовою мартенситу та існуванням інших фаз.

Аналіз даних наведених в таблиці 34 показує, що легування азотом, ванадієм і алюмінієм є перспективним шляхом для отримання високоякісних високоміцних сталей, наприклад, 35X2AF.

Але для отримання стабільного ефекту зміцнення потрібно, щоб при виплавленні таких сталей вміст ванадію в розплаві в печі $[V_p]$ та кількість алюмінію, який додають, в процесі виливання розплаву, в ківш $[Al_k]$ відповідали наступному співвідношенню:

$$[Al_k] < 0,45 \cdot [V_p].$$

Режими термічної обробки сталей з азотом і ванадієм визначаються за умови розчинення в аустеніті від 50% до 70% нітридів ванадію.

Для виготовлення високоміцних виробів з високою стійкістю до підвищених температур експлуатації використовують дисперсно-твердіючі леговані сталі. Ефект дисперсного твердіння при відпуску загартованих на мартенсит сталей обумовлено на виділенні спеціальних карбідів в інтервалі температур від 550 до 650 °С.

Вміст вуглецю в дисперсно-твердіючих легованих сталях повинен бути в межах від 0,3 до 0,4%. Збільшення вмісту вуглецю поза вказаними межами сприяє до суттєвого зниження пластичності високоміцної сталі.

При комплексному легуванні дисперсно-твердіючих високоміцних сталей хромом, молібденом і ванадієм суттєве зміцнення досягається при вмісті $Cr \approx 5\%$, $Mo \approx 1 - 2\%$, $V \approx 0.5\%$. У цьому випадку зміцнення обумовлено виділенням дисперсних карбідів Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ (на базі хрому), Me_2C (молібдену) і MeC (ванадію). Найбільше зміцнення відбувається при виділенні карбідів Mo_2C і VC .

Хімічний склад високоміцних низьколегованих сталей (HSLA) виробництва США за класифікацією SAE наведено у табл. ДІ.16.

Таблиця 34. Хімічний склад, температура відпуску ($t_{\text{від}}$) та механічні властивості високоміцних сталей

Марка	Вміст елементів, мас. час. %										$t_{\text{від}},$ °C	Механічні властивості				
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Co	Ti	інші		$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ	ψ	КСУ
												МПа	%		МДж/м ²	
Комплексно-леговані сталі																
30ХГСН2А	0,30	1,05	1,15	1,60	1,00	-	-	-	-	-	250	1600	1850	13.0	50	0,6
40ХГСН3ВА	0,40	0,65	0,70	2,75	1,00	-	-	-	-	-	250	1700	2000	11.0	45	0,4
35ХГСА	0,35	1,25	0,95	-	1,25	-	-	-	-	-	230	1500	1700	12.0	48	0,4
35Х2АФ	0,35	0,3	0,40	-	2,30	-	0,12	-	-	0,03 N 0.04 Al	250	1600	1800	10.0	45	0,4
Дисперсно-твирдіючі леговані сталі																
40Х5М2СФ	0,40	0,90	0,10	-	5,00	1,3	0,60	-	-	-	600	-	1720	12.0	40	0,37
40Х5М2СФЕ	0,40	0,90	0,10	-	5,00	1,3	0,45	-	-	0,12Nb	600	-	1930	12.0	49	0,37
40Х5ФСБ	0,40	0,90	0,10	-	5,00	0,5	0,45	-	-	0,12Nb	600	-	1630	13.4	41	0,45
Мартенситно-твирдіючі леговані сталі																
H18K8M3T	0,03	0,10	0,10	18	-	3	-	8	0,2	0,10 Al	500	-	1450	-	65	0,80
H18K8M5T	0,03	0,10	0,10	18	-	5	-	8	0,5	0,15 Al	500	-	1800	-	60	0,50
H18K12M5T2	0,03	0,10	0,10	18	-	5	-	12	1,5	0,15 Al	500	-	2350	-	45	0,20

Якщо в комплекснолегованих низьковідпущених сталях висока міцність досягається завдяки утворенню мартенситу, як пересиченого твердого розчину проникнення вуглецю в α -залізі. то у *мартенситостаріючих сталях*, через обмежену розчинність легуючих елементів і відсутність вуглецю, формується пересичений твердий розчин заміщення в α -залізі (мартенсит заміщення).

Мартенсит заміщення, сформований у результаті гартування, є високопластичним і достатньо міцним. Найбільший результат у зміцнення вносить старіння мартенситу, коли з пересиченого твердого розчину виділяються дисперсні фази інтерметалів типу Ni_3Ti , Ni_3Mo , $NiTi$ тощо. Мартенситостаріючі сталі володіють стійкістю до 450 °С.

Термічна обробка сталей полягає в аустенізації при 800-870°С, нормалізації або гартуванні у воді та подальшому старінні в інтервалі температур від 400 до 550 °С, протягом трьох годин. Режими термічної обробки мартенситостаріючих сталей наведені в таблиці Д.ІІ.17.

Мартенситостаріючі сталі дорогі, мають високу питому міцність і застосовуються в літако - та ракетобудуванні.

Відомо, що при збільшенні ступеню деформації міцність зростає з швидкістю 6 МПа на 1% деформації. Тому цей шлях використовують для отримання високоміцних сталей, як термомеханічною обробкою, так і холодною пластичною деформацією. Ефективність зміцнення сталей термомеханічною обробкою показана в таблиці 35, а холодною пластичною деформацією (волочінням) в таблиці 36.

Таблиця 35. Ефективність зміцнення сталей термомеханічною обробкою

Вміст вуглецю, %		0,30	0,40	0,50	0,60
Межа	Звичайна термічна обробка	1700	1900	2080	2280
текучості	91 % деформації при 540 °С	2080	2320	2620	2880

Таблиця 36. Ефективність зміцнення холодною пластичною деформацією (волочінням) сталі з 0,4% С та легованої Ni, Cr, Mo

Ступінь деформації, %	$\sigma_{0.2}$	σ_B	δ	ψ
	МПа		%	
0	1660	2110	3.0	35.3
3	2370	2540	5.5	31.5
6	2560	2730	4.5	25.5
9	2670	2750	2.0	10.5

Високоміцні сталі використовують для виготовлення особливо відповідальних і навантажених деталей (деталі шасі літаків, конструкції фюзеляжів, високоміцні болти, котли високого тиску, оболонки ракетних двигунів, корпуси ракет, пружини, високошвидкі ротори, підшипники, вали та ін.).

10.5. Зносостійкі сплави

Зношування являє собою процес руйнування та видалення матеріалу з поверхні твердого тіла або накопичення його залишкової деформації при терті, яке проявляється у поступовій зміні розмірів або форми тіла (ГОСТ 27674-88).

До головних видів зносу відносяться:

1. Абразивний знос, який відбувається в процесі інтенсивного руйнування поверхні деталі машин при терті, обумовленого присутністю абразивного середовища в зоні тертя та виражається в локальній пластичній деформації та мікрорізанні абразивними частинками поверхонь тертя;

2. Адгезійний знос, який виникає в умовах тертя, коли дві гладкі поверхні тіл ковзання контактують одна з одною і частинки матеріалу, які вирвані з одної поверхні, прилипають до іншої;

3. Корозійний знос, який має місце, коли контакт поверхонь відбувається в корозійних середовищах.

4. Поверхнева втомлюваність, коли спостерігається багаторазове ковзання або кочення по поверхнях з безперервноповторними циклами навантаження та розвантаження.

Серед вищенаведених видів зносу найбільш поширеним є абразивний знос. Здатність абразивних частинок втілюватися в поверхневий шар матеріалу та руйнувати його оцінюється по співвідношенню мікротвердості абразиву (H_a) і матеріалу (H_m):

$$K_T = H_m/H_a.$$

При $K_T < 0,5$ можливе пряме руйнування матеріалу при контакті з абразивом, при відповідній формі частинок і достатнього нормального навантаження. У випадку коли $K_T > 0,7$ пряме руйнування малоімовірне і процес зношування переходить в багатоциклове втомлювальне руйнування.

Пластична деформація накопичується у поверхневому шарі в міру збільшення кількості циклів при зношуванні (рис. 122) та, як наслідок, зростає неоднорідність напруженого стану та структури поверхневого шару з утворенням концентраторів напружень, виникають та

розповсюджуються тріщини, що доводить до руйнування поверхневого шару. Руйнування металу відбувається тоді, коли в локальних об'ємах основи та включеннях зміцнюючої фази накопичена енергія досягає значення достатнього для розриву міжатомних зв'язків з утворенням нових поверхонь.

Внаслідок пластичної деформації спостерігається збільшення мікротвердості структурних складових з наступним різким падінням пластичності при руйнуванні поверхні тертя.

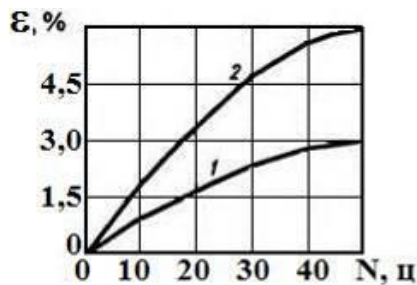


Рис. 122. Вплив кількості циклів при зношуванні на величину пластичної деформації в поверхневих шарах сталей X13 (1) та 35ГЛ (2).

Схильність сталей до зміцнення при пластичній деформації визначається структурою. Найбільшою здатністю до зміцнення мають аустенітна та мартенситна структури.

Опір сталі абразивному зносу в значній мірі залежить також від дисперсності абразиву та характеру розподілу зміцнюючої фази, позитивний внесок, якої полягає в тому, що вона сприяє рівномірному розподілу енергії та підвищенню енергоємності у поверхневому шарі, який зношується, тобто збільшує здатність матеріалу до поглинання енергії без руйнування.

Аналіз показує, що зносостійкість матеріалу залежить від його твердості. Відносна зносостійкість чистих металів і сталей у рівноважному стані (після відпалу) прямо пропорційна їх твердості (рис. 123, а), але для термооброблених сталей, при збереженні загальної закономірності, спостерігається більш складна залежність зносостійкості від твердості (рис. 123, б).

Підвищення зносостійкості сплавів досягається подрібненням структури, легуванням С, Mn, Si, Cr, Ni, Mo, V та іншими елементами, дисперсійним твердінням, карбідами та нітридами, об'ємним, або поверхневим зміцненням шляхом термічної, або хіміко – термічної обробки, а також наплавленням або напиленням поверхонь зношування. Ефективність вищеприведених методів відображено в таблиці 37, з якої видно, що легуванням та термічною обробкою можливо суттєво підвищити абразивну зносостійкість сплавів. Крім того, слід відзначити, що легування сталей азотом та ванадієм, дає можливість збільшувати зносостійкість виробів у 2 – 3 рази.

Приклади хімічного складу, режимів термічної обробки та застосування зносостійких сталей наведено в таблицях 38, 39.

Приклади хімічного складу, режимів термічної обробки та застосування зносостійких сталей наведено в таблицях 38, 39.

Особливе місце серед зносостійких сталей займають високо-марганцеві та графітізовані сталі.

Високомарганцеві сталі типу 110Г13Л після гартування від температур 1000 - 1100 °С мають однофазну аустенітну структуру та, як наслідок, високу пластичність і ударну в'язкість. Сталі дуже здатні до наклепування (рис. 124) і мають високу зносостійкість при зношуванні в умовах пластичного деформування.

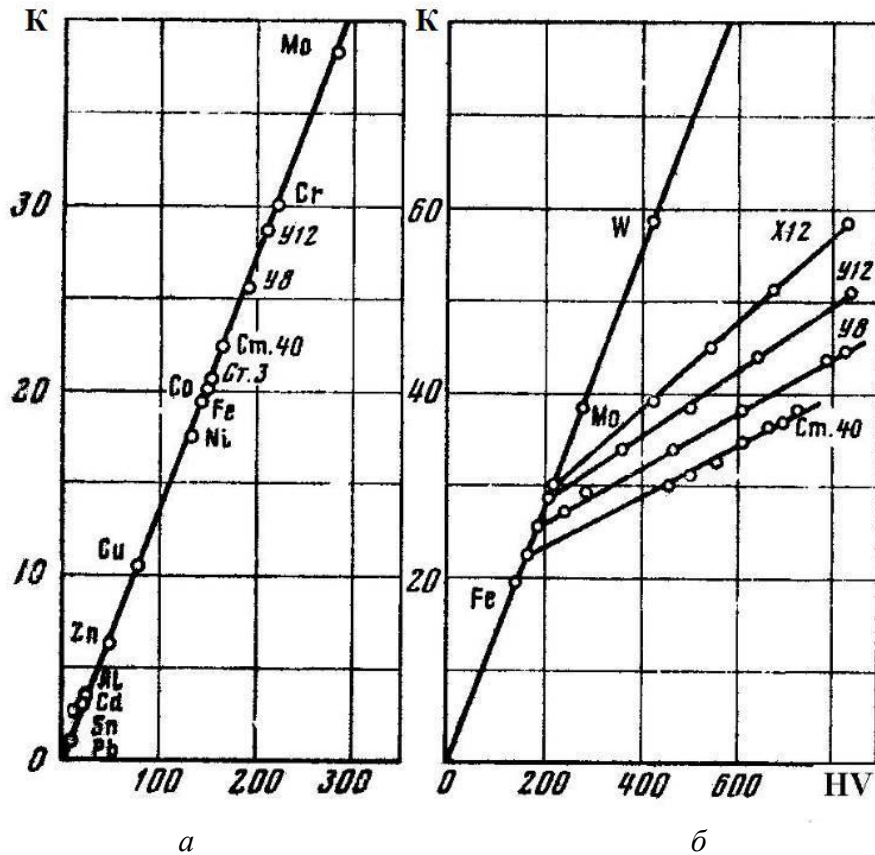


Рис. 123. Вплив твердості (HV) на відносну зносостійкість (K) металів і сталей у рівноважному стані (а) та сталей після гартування та відпуску (б).

Таблиця 37. Ефективність методів підвищення середньої відносної зносостійкості сплавів (ϵ_{cp}). (Еталон – лита сталь 40Л, $\epsilon = 1$)

Метод	Вплив на поверхню тертя	ϵ_{cp}
Нормалізація	Подрібнення структури	1,20
Азотування	Утворення шару нітридів Cr, Mn, Fe	1,25
Борування	Утворення шару боридів Cr, Mn, Fe	1,30
Газополуменове напилення	Утворення шару легovanого Al, Cr, Ni	1,35
Лазерна обробка	Утворення шару легovanого Al, Cr, Ni	1,50
Хромування	Утворення шару хрому	1,75
Плазмове наплавлення	Утворення шару легovanого C, Mn, Cr, Si	1,75
Електрофорез	Утворення шару карбідів хрому	2,05
Оксидування	Утворення шару Al_2O_3	2,25
Гартування та легування (Ізотермічне гартування сталі 50ХГФСА)	Додаткове легування (C, Mn, Cr, Si, V), зміна ферито - перлітної структури на мартенситну, зміцнення карбідами та нітридами	2,90
Зміцнення металокерамікою	Утворення шару частинок TiB_2	8,25

Таблиця 38. Хімічний склад та режими термічної обробки зносостійких сталей.

Марка сталі	Вміст елементів, мас. час. %										Режими термічної обробки			
											гартування		відпуск	
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti	Al	інші	t аустенізації, °С	Охолодження	t відпуску, °С	Охолодження
27ХН2МФЛ	0,23-0,30	0,60-0,90	0,20-0,42	0,80-1,20	1,65-2,00	0,30-0,50	0,08-0,15	-	-	-	880-920	вода	570-590	повітря
27ХГСНМДТЛ	0,22-0,31	0,90-1,50	0,70-1,30	0,70-1,30	0,70-1,20	0,10-0,30	-	0,03-0,07	-	0,3-0,5Cu	910-930	вода	640-660	повітря
30ХГ2СТЛ	0,25-0,35	1,50-1,80	0,40-0,80	0,60-1,00	-	-	-	0,01-0,04	-	-	870-890	вода	200-220	повітря
110Г13Л	0,90-1,20	11,5-14,5	0,40-0,90	≤0,3	≤0,3	-	-	-	-	-	1050-1100	вода	-	-
110Г13ХБРЛ	0,90-1,30	11,5-14,5	0,30-0,90	0,80-1,50	≤0,3	-	-	0,002-0,005В	-	0,06-0,10Nb	1050-1100	вода	-	-
Графітізована сталь	1,30-1,75	0,15-0,50	0,70-1,60	-	-	-	-	≤0,40	-	0,40-0,70Cu	Нагрів до 820-850 °С, витримка в печі 5 год., охолодження в печі до 700-720 °С, витримка в печі від 5 до 15 год., охолодження в печі до 600 °С, а потім на повітрі.			

Таблиця 39. Приклади призначення зносостійких сталей.

Марка	Призначення
27ХН2МФЛ	Литі зуби та елементи кріплення ковшів екскаваторів
27ХГСНМДТЛ	Наконечники розпушувачів ґрунтів, опорні катки важких бульдозерів, ведучі шестерні, зірочки приводних ланцюгів
30ХГ2СТЛ	Башмаки, ножі бульдозерів, шестерні екскаваторів, опорні ролики, важелі, зубчасті колеса
110Г13Л, 110Г13ХБРЛ	Широка номенклатура виливків, які працюють в умовах ударно-абразивного зношування (броньові плити, молотки дробарок, траки гусениць, залізничні стрілки і хрестовини, зуби ковшів екскаваторів, тощо).
Графітізована сталь	Поршневі кільця, поршні, колінчасті вали та інші для роботи в умовах тертя.

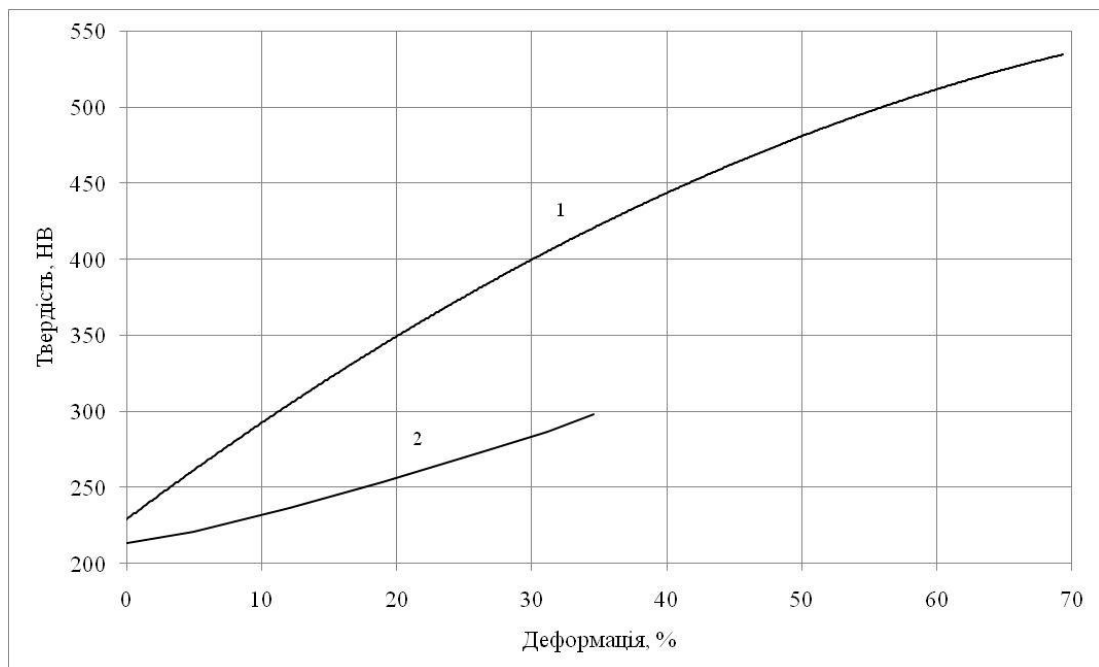


Рис. 124. Вплив деформації на наклепування сталей 110Г13Л (1) і 40 (2).

Графітізована сталь після гартування поєднує властивості загартованої сталі та чавуну. Графіт у такій сталі є змащуючою фазою. Сталь має структуру ферито-цементитної суміші з певною кількістю графіту. Залежно від режиму термічної обробки і вмісту вуглецю кількість графіту може значно змінюватись.

Приклади галузей застосування зносостійких сталей і чавунів приведено в таблиці 40. Приклади хімічного складу та режимів термічної обробки зносостійких сталей і чавунів наведено в таблицях ДІ.3 і 40, відповідно.

Таблиця 40. Хімічний склад та режими термічної обробки зносостійких чавунів.

Марка	Вміст елементів, мас. час. %										Режими термічної обробки		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Ti	Al	t, °C	Витримка, год	Охолодження
ЧХЗ	3,0-3,8	2,8-3,8	≤ 1,0	2,0-3,0	-	-	-	-	-	-	860-880	1-2	повітря
ЧХЗТ	2,6-3,6	0,7-1,5	≤ 1,0	2,0-3,0	-	0,5-0,8	-	-	0,7-1,0	-	860-880	1-2	повітря
ЧХ9Н5	2,8-3,6	1,2-2,0	0,5-1,5	8,0-9,5	4,0-6,0	-	-	≤ 0,4	-	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧХ16	1,6-2,4	1,5-2,2	≤ 1,0	13,0-19,0	-	-	-	-	-	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧХ16М2	2,4-3,6	0,5-1,5	1,5-2,5	13,0-19,0	-	1,0-1,5	-	0,5-2,0	-	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧХ22	2,4-3,6	0,2-1,0	1,5-2,5	19,0-25,0	-	-	0,15-0,35	-	0,15-0,35	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧХ28Д2	2,2-3,0	0,5-1,5	1,5-2,5	25,0-30,0	0,4-0,8	1,5-2,5	-	-	-	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧХ32	1,6-3,2	1,5-2,5	≤ 1,0	30,0-34,0	-	-	-	-	0,1-0,3	-	1050-1100	1-2	повітря
ЧЮ6С5	1,8-2,4	4,5-6,0	≤ 0,8	-	-	-	-	-	-	5,5-7,0	860-880	1-2	повітря
ЧЮ7Х2	2,5-3,0	1,5-3,0	≤ 1,0	1,5-3,0	-	-	-	-	-	5,0-9,0	860-880	1-2	повітря

Продовження табл. 40

Марка	Вміст елементів, мас. час. %										Режими термічної обробки		
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Ti	Al	t, °C	Витримка, год	Охолодження
ЧЮ22Ш	1,6-2,5	1,0-2,0	≤ 0,8	-	-	-	-	-	-	19,0-25,0	860-880	1-2	повітря
ЧЮ30	1,0-1,2	≤ 0,5	≤ 0,7	-	-	-	-	-	0,05-0,12	29,0-31,0	860-880	1-2	повітря
ЧГ6С3Ш	2,2-3,0	2,0-3,5	4,0-7,0	≤ 0,15	-	-	-	0,5-1,0	-	0,5-1,5	980-1040	4-6	повітря, олива
ЧГ7Х4	3,0-3,8	1,4-2,0	6,0-8,0	3,0-5,0	-	-	-	-	-	-	860-880	1-2	повітря
ЧГ8Д3	3,0-3,8	2,0-2,5	7,0-9,0	-	0,8-1,5	2,5-3,5	-	-	-	0,5-1,0	980-1040	4-6	повітря, олива
ЧН2Х	3,0-3,6	1,2-2,0	0,6-1,0	0,4-0,6	1,5-2,0	-	-	-	-	-	860-880	1-2	повітря
ЧН3ХМДШ	3,0-3,6	2,0-2,8	≤ 0,8	0,2-0,5	2,5-4,5	0,7-1,5	-	0,4-1,0	-	-	860-880	1-2	повітря
ЧН4Х2	2,8-3,6	≤ 1,0	0,8-1,3	0,8-2,5	3,5-5,0	-	-	-	-	-	860-880	1-2	повітря
ЧН15Д7	2,2-3,0	2,0-2,7	0,5-1,6	1,5-3,0	14,0-16,0	5,0-8,0	-	-	-	-	980-1040	4-6	повітря, олива

Зносостійкість чавунних виробів суттєво залежить від хімічного складу та прогартованості чавунів (табл. 41).

Таблиця 41. Вплив хімічного складу та прогартованості на зносостійкість білих чавунів.

Марка чавуну	Максимальна товщина стінки виливка, який гартується на повітрі, мм	Відносна зносостійкість зразків виготовлених з	
		заготовки Ø 14 мм	плити товщиною 100 мм
ЧХ12М	50	10	4
ЧХ16МТ	50	10	4
ЧХ12Г5	100	7	7
ЧХ12Г3М	150	9	9
ЧХ17М3	155	12	10
ЧХ20Р	170	10	9
ЧХ16Г2АФ	175	12	10
ЧХ24Г3М	180	11	10
ЧХ15М2Ф	190	13	11

Видно, що при збільшенні прогартовуваності, різниця між зносостійкістю зразків чавунів, виготовлених із заготовок різної товщини, зменшується.

Приклади застосування зносостійких чавунів наведено в таблиці 42.

Порівняння зносостійкості сталей та білих чавунів, в умовах руху зразків з швидкістю 8 м/с, в середовищі вологого річного піску, з розміром зерен від 1 до 3 мм, показує, що абразивна зносостійкість білих чавунів в 4-8 разів більш, ніж сталі 110Г13Л (табл. 43).

Вивчення тривалості роботи лопаток шротометних апаратів (продуктивність очищення виливків шротом 10 тон на годину) показало, що лопатки з білих легованих чавунів працюють в 2-50 разів довше, ніж лопатки, які виготовлені з легованих сталей (табл. 44).

Для відновлення зношених деталей поширено використовують наплавлення на зношену поверхню зносостійких сплавів, які заготовляють у вигляді прутків, дроту або порошків, розплавляють і наносять на поверхню деталі.

У якості матеріалів для наплавлення використовують, наприклад, наступні сплави:

- сормайт 1, який містить (мас. час. %) C=3,0; Cr=30; Ni=5; Si=3; решта – Fe;
- сормайт 2 - C=1.7; Cr=15; Ni=2; Si=2; решта – Fe;
- сталініт - C=1; Cr=20; Mn=15; Si=3; решта – Fe.

Таблиця 42. Приклади призначення зносостійких чавунів.

Марка	Призначення
ЧХЗ	Колосники агломераційних машин, решітки печей, деталі машин та термічних печей.
ЧХЗТ	Зносостійкі деталі гідромашин, які перекачують абразивні суміші, футеровка пилошляхів, деталі вугілле- та рудорозмельних млинів, ковші пісcomedів і лопатки шротометів
ЧХ9Н5	
ЧХ16	Арматура хімічного машинобудування, пічна арматура, деталі цементновипалюваних печей
ЧХ16М2	Зносостійкі деталі гідромашин, які перекачують абразивні суміші, футеровка пилошляхів і млинів, деталі вугілле- та рудорозмельних млинів, ковші пісcomedів і лопатки шротометів
ЧХ22	
ЧХ28Д2	
ЧХ32	Деталі насосів, пічна арматура, реторти для цементації, циліндри
ЧЮ6С5	Деталі пічної арматури
ЧЮ7Х2	
ЧЮ22Ш	Деталі арматури котлів, печей для відпалу колчедану, колосники агломераційних машин
ЧЮ30	Деталі печей для відпалу колчедану
ЧГ6С3Ш	Зносостійкі деталі обладнання для розмелювання, насосів, футеровка млинів, шрото- та піскоструменевих апаратів
ЧГ7Х4	
ЧГ8Д3	Немагнітні деталі арматури, які контактують при терті
ЧН2Х	Зубчасті колеса, циліндри двигунів, абразивні диски, вали машин для виготовлення паперу, матриці пресів для штампування
ЧН3ХМДШ	Головки та піддони циліндрів дизелів, вали машин для виготовлення паперу
ЧН4Х2	Зносостійкі деталі машин, які перекачують абразивні суміші, футеровка пилошляхів і млинів, деталі вугілле- та рудорозмельних млинів, ковші пісcomedів і лопатки шротометів, вали та шари для розмелювання
ЧН15Д7	Насоси, вентиля та інші деталі нафтопереробної та хімічної промисловості. Немагнітні литі деталі електротехнічної промисловості. Вставки гільз циліндрів, втулки клапанів і випускні колектори двигунів внутрішнього згорання

Таблиця 43. Порівнювальна зносостійкість (К) сталей та білих чавунів

Матеріал	Твердість, HRC	К	Матеріал	Твердість, HRC	К
Сталь 20	HB110-120	1,0	ЧХ12Г5(C=2,9%)	54-56	7,0
Сталь 110Г13Л	HB 201-222	1,3	ЧХ30Г3(C=2,1%)	52-54	6,9
ЧХ12М(C=2,9%)	61-62	10,6	ЧХ28Н2(C=3,0%)	49-51	6,7
ЧХ14Г2Н	54-56	7,0	ЧХ12Г5(C=2,1%)	60-61	5,6

Таблиця 44. Відносна тривалість роботи (τ) лопаток шротометричних апаратів ДБ-4 (Еталон сталь 45Л).

Матеріал	Температура, °С		τ
	гартування (Г) або нормалізації (Н)	відпуску	
Сталь 45Л	Г. - 840	250	1,0
Сталь 2Х13Л	Г. - 1050	650	27
Сталь 110Г13Л	Г. - 1050	-	53
Графітізована сталь	Відпал 820-660	170	160
Сталь ШХ15	Г. - 850	220	213
Білий евтектичний чавун	-	-	200
ВЧ60	Ізотермічне Г.-850	350	333
ЧХ5Р	Г. - 880	250	400
ЧХ28Н2	Н. - 1150	-	569
ЧХ22Ф	Н. - 1100	-	1333
ЧХ20Т	Н. - 1100	-	1333
ЧХ17М3Ф	Н. - 1100	-	1363

Системи легування сплавів для наплавлення залежать від умов зношування та призначення деталей і можуть бути, як простими так і складними (табл. 45).

Таблиця 45. Системи легування та галузі застосування матеріалів для наплавлення.

Вид зношування	Типові деталі	Електроди для наплавлення	Системи легування
Абразивне зношування при великих питомих навантаженнях	Зуб'я дробарок, сегменти, деталі гусеничних ланцюгів, зірочки, різці машин для різання ґрунту та інші	ЦН-10	Mn
		EB/2 OOK	Mn-Ni
		EB/23/200	Cr-Mo-B
		ENSCoMo1	Co-Mo
		BCH-6	Cr-W-V
		OZI-1	Cr-W-V
		Релит Т3	W ₂ C-WC
Гідроабразивне зношування	Деталі насосів і гідротурбін, захисні втулки валів, деталі екскаваторів, підшипники гідроприводів і насосів	Сплав 80X4CG	Cr
		Сплави на Ni основі	C-Cr-Si-B-Fe
		35X7Г7C	Cr-Mn
		30X24H6M4C	Cr-Ni-Mo
		35X23H7C	Cr-Ni-Si
Абразивне зношування при великих ударних навантаженнях	Робочі органи будівельних і шляхових машин, ковші, зуб'я екскаваторів, деталі шахтного обладнання, біла молоткових дробарок, штампи холодної штамповки	ЦР16	Nb-Cr-Si
		EB4/60S	W-Co-Cr-V
		EBR4/60	Cr-W-V
		EB 10 /60	Cr-W-V
		EWWN1	W - Cr
		ENS18V8	W – Cr-V
		ENSW2MO-B	Cr-W-V
		OZI-1	Cr-Mn
		ЦНИИН-4	Cr-Mn-Ni
		ЖСН-60Р	Cr-W-Mo
		EB3/50(60)ts	W–Cr-V
Абразивне та гідроабразивне зношування з ударними навантаженнями при підвищених температурах	Конуси та сідла клапанів, зуб'я дискових піл, штампи гарячої штамповки	OZI-4	Co-W-Mo-Cr
		OZI-5	Co-B-Mo-Cr
		E669.04(E52r)	Cr-W-V
		VUZVN1	Co-Mo
		VUZR5	Co-W-Mo
		ЕНГ	Ni -B-W-Si
		ПП-Св-Н	Mo-Fe
		ЛС-5Х4В3ФС	Cr-W-V-Si

10.6. Магнітні сталі та сплави

Основні дані про магнітні властивості матеріалу дають криві намагнічування, які наведені на рис. 125.

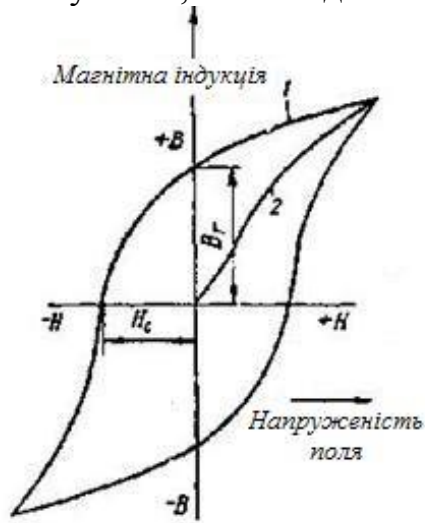


Рис. 125. Крива намагнічування:
1 - крива гістерезису;
2- первинна крива намагнічування

Крива 1 показує зміну магнітної індукції залежно від напруженості магнітного поля при наступному намагнічуванні і розмагнічуванні в залежності від напруженості поля. Площа, обмежена цією кривою, що називається петлею гістерезису, являє собою втрати на гістерезис, тобто енергію, що витрачена на намагнічування. Крива 2 є початковою кривою намагнічування.

Найважливішими є наступні магнітні характеристики:

Індукція магнітного поля чисельно дорівнює силі, з якої магнітне поле діє на одиничний елемент струму, розташований перпендикулярно до напрямку поля.

Залишкова індукція B_r це магнітна індукція, що залишається у зразку після його намагнічування і зняття магнітного поля (вимірюється в гаусах).

Коерцитивна сила H_c - напруженість поля, що повинна бути прикладена до зразка для того, щоб його розмагнітити (повинна бути зворотна полярність, вимірюється в ерстедах).

Магнітна проникність - інтенсивність намагнічування, яка змінюється зі зміною напруженості магнітного поля та пропорційна тангенсу кута нахилу дотичної до кривої початкового намагнічування і чисельно дорівнює відношенню B/H , тобто має розмірність - гаусс/ерстед. У досить слабких полях вона називається початковою магнітною проникністю.

Як відомо, речовина, магнітна проникність якої більше одиниці, називається *парамагнетиком*, якщо менше одиниці - *діамагнетиком*.

Відхилення від рівноважного стану (напруги в ґратках, викликані наклепом або фазовими перетвореннями, подрібнюванням зерен та ін.) викликають підвищення коерцитивної сили. Зміни в будові, що викликають підвищення механічної твердості, підвищують і магнітну

твердість (коерцитивну силу). Цим пояснюється застосування термінів: магнітна твердість або м'якість.

Магнітні сплави поділяються на дві групи, що відрізняються формою гістерезисної кривої і значеннями основних магнітних характеристик. До першої групи належать *магнітно-тверді сплави* (рис. 126, а), які характеризуються великим значенням коерцитивної сили (H_c) і застосовуються для постійних магнітів.

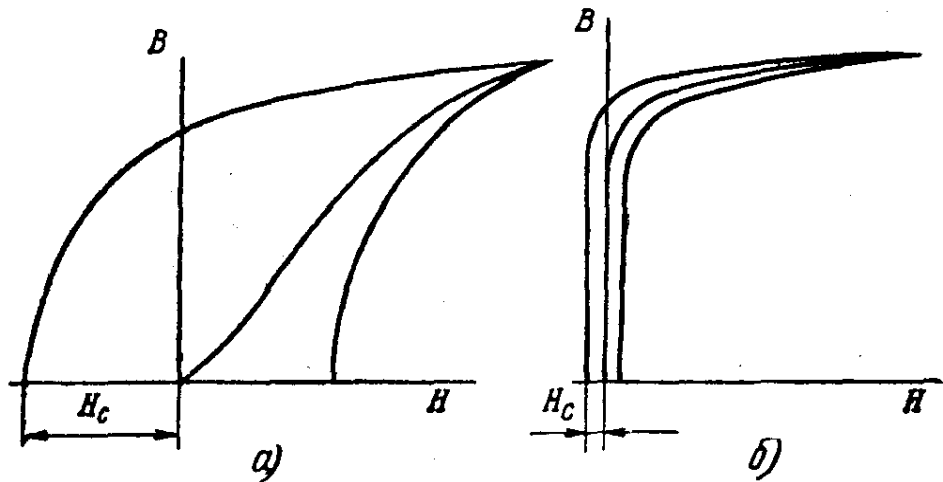


Рис. 126. Криві гістерезису для магнітно-твердого (а) і магнітно-м'якого (б) сплавів

До другої належать *магнітно-м'які сплави* (рис. 126, б) для яких характерно мале значення коерцитивної сили (H_c) і низькі втрати на гістерезис. Застосовуються вони як сплави, що піддаються змінному намагнічуванню, тобто в умовах безперервного перемагнічування (наприклад, осердя трансформаторів).

При утворенні твердого розчину (у залізі або в іншому феромагнітному металі) його магнітна твердість (тобто коерцитивна сила) підвищується незначно.

Легування твердого розчину викликає підвищення магнітної твердості, а внаслідок утворення вторинної фази коерцитивна сила підвищується ще більше

Підвищення дисперсності вторинної фази в сплаві доводить до збільшення його коерцитивної сили.

У якості *магнітотвердих матеріалів* використовують сталі, леговані хромом, вольфрамом і кобальтом (ЕХЗ, ЕХ7В7, ЕХ5К5 тощо), а також спеціальні ливарні сплави типу *алніко* (Al - Ni - Co - Fe), наприклад ЮНДК15, магніко (ЮНДК24), алнісі (ЮНС).

Для одержання високих магнітних властивостей сплави піддають складній термообробці, що складається з попередньої нормалізації

(загартування на повітрі), загартування від звичайної температури у воді або оливі і низький відпуск (бажано з попередньою обробкою холодом).

Хімічний склад, режими термічної обробки і магнітні властивості магнітотвердих сплавів наведено, у таблиці 46.

Нормалізація необхідна для розчинення великих включень карбідних фаз, що могли утворитися при попередньому відпалі і, які при нормальному нагріванні під гартування можуть не розчинитися в аустеніті та не забезпечити одержання потрібних магнітних властивостей.

Обробка холодом усуває парамагнітний залишковий аустеніт, тим самим підвищуючи магнітні властивості; відпуск при 100°, хоча незначно знижує коерцитивну силу, однак стабілізує її величину в часі.

Магнітотверді сплави застосовують, в основному для виготовлення постійних магнітів. Сталеві магніти виготовляються куванням з наступним відпалом і механічною обробкою. Залізо-нікель-алюмінієві сплави не піддаються механічній обробці і тому виготовляються або литтям, або металокерамічним способом з наступним шліфуванням.

Магнітно-м'які сталі використовуються для роботи в перемінних полях, тобто в умовах безперервного перемагнічування. Магнітно-м'які матеріали повинні мати мале значення коерцитивної сили і високу магнітну проникність. З них виготовляють осердя магнітних пристроїв, магнітошляхи. Для цієї мети застосовують низьковуглецеві сталі з додаванням 1—5 % кремнію, а також спеціальні сплави — пермалой, альсифер тощо.

Хімічний склад, режими термічної обробки і магнітні властивості *магнітно-м'яких* сплавів наведено, у таблиці 47.

Таблиця 46. Хімічний склад, режими термічної обробки і магнітні властивості магнітотвердих матеріалів

Сплав	Склад, мас. %	Коерцитивна сила, А/м	Залишкова індукція, Гс	Питома магнітна енергія, Дж/м ³	Термічна обробка
Вуглецева сталь У10	1 С	4800	560	-	Гартування при 1000 °С у воді
Хромиста сталь ЕХ3	1 С; 3,2Сr	4800	85500	1100	Нормалізація при 1200 °С, гартування від 860 °С у оливі
Кобальтова сталь ЕХ5К5	1 С; 5 Сr; 5 Со	7200	76500	1500	Нормалізація при 1150 °С, гартування від 950 °С у оливі
Алнісі (ЮНС)	22 Ni; 11 Al	20000	63000	2800	Гартування від 1200 °С у киплячій воді
Алнісі (ЮНЗ)	23,5 Ni; 15,5 Al; 4 Cu	40000	45000	3600	Нормалізація при 1100 °С
Алнісі (ЮНС)	33 Ni; 13,5 Al; 1 Si	60000	36000	4300	Нормалізація при 1200 °С
Алніко (ЮНДК12)	18 Ni; 10 Al; 12Со;6Cu	40000	56000	5500	Нормалізація при 1250 °С
Магніко (ЮНДК24)	13,5Ni; 9Al; 24Со; 3Cu	40000	110700	15000	Гартування від 1300 °С у магнітному полі, відпуск при 600 °С

Примітка: Mn ≤ 0,4%; Si ≤ 0,4%; S ≤ 0,03%; P ≤ 0,03%; Fe-решта

Магнітна проникність пермалою майже в 4 – 7 разів більша, ніж низьковуглецевого технічного заліза, що дозволяє використовувати їх для приладів, що працюють у слабких полях (радіо, телефон). Для цієї мети розроблений замітник дорогих пермалоїв - сплав алсіфер, що містить 5,4 % Al, 9,6 % Si, решта залізо. Недоліком сплаву є його підвищена крихкість. Алсіфер звичайно використовують у вигляді порошку або тонкостінних фасонних виливків.

Електротехнічну сталь і пермалой звичайно випускають у вигляді листів, алсіфер — це ливарний сплав.

Таблиця 47. Хімічний склад і магнітні властивості магнітом'яких матеріалів

Матеріал	Марка	Склад, % мас.	Коерцитивна сила, А/м	Залишкова індукція, Гс	Магнітна проникність, Гс/Е
Технічне чисте залізо	Е	-	96,0	189000	3500
	ЕА	-	80,0	-	4000
	ЕАА	≤ 0,1С	64,0	-	4500
Електролітичне залізо		≤ 0,1С	28,5	195000	15000
Електро- технічна кремениста сталь	Е31	≤ 0,1С;	44,0	171000	5500
	Е310	3,3 Si	9,6	171000	30000
	Е41	≤ 0,1С;	36,0	171000	6000
	Е45	4,3 Si	20,0	-	10000
Пермендюр	-	50 Со; 1,8 V	144	214000	4000
Пермалой	45Н	45 Ni	16 - 24	135000	16000-23000
Високо легований пермалой	79Н	78,5 Ni	2,0	1233000	100000
	79НМ	79,5 Ni; 3,8 Мо	1,6 – 4,8	67000	60000-120000
Алсіфер	-	9,6 Si; 5,4 Al	1,76	99000	117000

Режими термічної обробки (відпалу) магнітне м'яких сталей наведені в таблиці Д.ІІ.9.

До немагнітних матеріалів відносяться немагнітні чавуни, наприклад, нікель-марганцеві (вміст Mn від 7 до 10 %, Ni від 7 до 9 %) або марганцево-мідні, які містять 9,8 % Mn і від 1,2 до 2,0 % Cu, які використовують для виготовлення кожухів і бандажів електричних машин.

10.7. Аморфні матеріали

Аморфними називають матеріали, у яких існує неупорядковане розташування атомів і відсутній дальній порядок (рис. 127).

Такий стан отримують на Al, Pb, Sn, Cu та інших сплавах. Для отримання аморфних матеріалів на основі Ni, Co, Fe, Mn, Cr до них додають такі аморфоутворюючі елементи, як C, P, Si, B, As, S та ін.

Аморфний стан металів досягається, в основному, наступними способами:

1. Високошвидке розпилення металів з наступною конденсацією парів на поверхні, яка охолоджується, наприклад, рідким азотом;
2. Хімічне та електричне осадження іонів металів на підліжжі;
3. Гартування з рідкого стану.

Характеристики методів отримання аморфних металів наведені в таблиці 48.

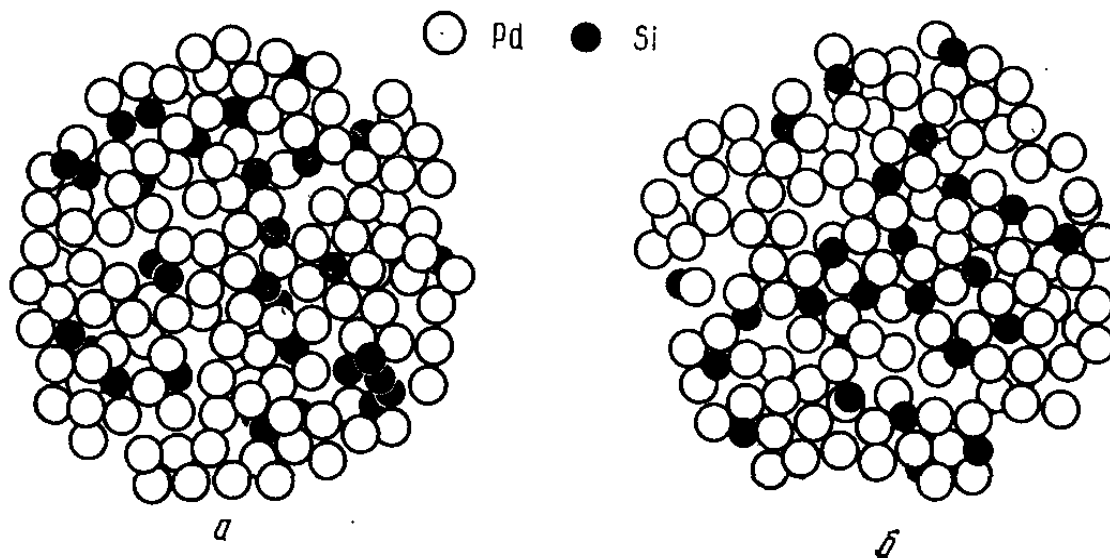


Рис. 127. Схема структури аморфного сплаву Pd-20% Si: *a* - атоми Si контактують; *b* - атоми Si не контактують

Метод вакуумного напилення полягає у тому, що метал або сплав нагрівають у вакуумі (10^{-3} - 10^{-4} Па). При цьому з його поверхні випаровуються (сублімують) атоми, які потім осаджуються на масивній плиті з скла або сапфіру, яка охолоджується.

Метод розпилення полягає у тому, що між двома електродами, які розміщені в газовій атмосфері з низьким тиском, наводиться така різниця потенціалів, при якій газ іонізується. Іони газу стикаючись з електродом вибивають нейтральні атоми з його поверхні, що приводить до явища розпилення металу.

Електролітична та хімічна металізація. Основу електролітичної металізації складає відновлення та осадження на катоді-підліжжі іонів металів, які утворюються при розчиненні анода в електроліті. У якості електролітів використовують водні розчини хлоридів металів і солі фосфорної (H_3PO_3) та ортофосфорної (H_3PO_4) кислот. Катод виготовляють з міді або графіту. Електроліз проводять при температурі 50-95 °С, при щільності струму від 0,5 до 4 А/см². Таким методом отримують аморфні сплави Ni-P; Co-P; Fe-P; Co-Ni-P; Co-W; Co-Re; Fe-W; Cr-W; Fe-Mo; Cr-Fe.

Хімічна металізація полягає у тому, що аморфні плівки типу Ni-P; Co-P; Ni-B; Ni-Fe-B отримують осадженням з водних розчинів хлоридів металів. Параметри отримання аморфних сплавів Ni-P та

Co-P, шляхом електролітичної та хімічної металізації, наведені в таблиці 49.

Таблиця 48. Характеристики методів отримання аморфних металів

Метод	Тип металу або системи	Вид і розмір продукту
Метали у вигляді газу		
Вакуумне напылення	Fe, Ni, Mo, W, ...	Плівки товщиною 10^{-2} - 10^{-4} мкм
Іонне осадження	Метал-метал; Метал-неметал	Плівки товщиною 0,1-0,01 мкм
Розпылення	Метал-метал; Метал-неметал	Плівки товщиною від 0,1 мкм до декількох мм
Хімічні реакції в газовій фазі	SiC, SiB, SiN, ...	Плівки товщиною до декількох мм
Іонізовані метали		
Електролітична та хімічна металізація	Ni-P; Co-P; Fe-P; Ni-B; Co-W; Fe-W; Cr-W; Fe-Mo	Плівки товщиною до декількох мм
Рідкі метали		
Гартування з розплаву (вистрілювання, молот та ковадло, екстракція)	Метал-метал; Метал-неметал	Декілька сотень мг
Відцентрове гартування		Тонка стрічка шириною 5 мм
Гартування на диску		Тонка стрічка шириною 100 мм
Прокатка розплаву		Тонка стрічка шириною 10 мм
Розпылення розплаву (спрей-метод, диском, який обертається)		Порошок зерна \varnothing 100 мкм
Кавітаційний метод		
Електричний розряд в оливі		
Екструзія розплаву		Тонка проволочка \varnothing 100-150 мкм
Витягування волокон з барабану		
Витягування розплаву з скляного капіляру		

Таблиця 49. Параметри електролітичної (Cu катод) та хімічної металізації при отриманні аморфних сплавів Ni-P та Co-P

	Електролітична металізація		Хімічна металізація	
	Ni-P	Co-P	Ni-P	Co-P
Вміст складових електроліту, г/л	NiSO ₄ ·6H ₂ O - 150	CoCl ₂ ·6H ₂ O - 180	NiCl ₂ ·6H ₂ O - 30	CoCl ₂ ·6H ₂ O - 30
	NiCl ₂ ·6H ₂ O - 45	H ₃ PO ₃ - 40	NaH ₂ PO ₂ ·H ₂ O - 10	NaH ₂ PO ₂ ·H ₂ O - 20
	H ₃ PO ₃ - 50	H ₃ PO ₄ - 50	NH ₄ Cl - 50	NH ₄ Cl - 50
	H ₃ PO ₄ - 50	-	Na ₃ C ₆ H ₅ O ₇ - 100	NaKC ₄ H ₄ O ₆ - 200
Щільність струму, А/см ²	0,5-4,0	0,5-4,0	-	-
Температура, °С	75-95	75-95	-	-
pH	1.0	0.5-1.0	8-10	9-10
Вміст P в плівці, ат %	8-22	20-22	-	-
Швидкість осадження, мм/год.	-	-	0,005-0,008	0,076

Хімічні реакції в газовій фазі полягають в термічному розкладанні парів летких хімічних сполук металів (наприклад, хлоридів) над нагрітою масивною плитою та осадженню металів на підліжці.

Основним способом отримання аморфних матеріалів є *гартування з рідкого стану*, яке за призначенням розподіляється на різновиди для отримання пластин (рис. 128), стрічок (рис. 129), дроту (рис. 130), порошоків (рис. 131).

Головною умовою отримання аморфного стану з рідини є охолодження зі швидкістю більше критичної. Значення критичної швидкості охолодження для різних систем легування наведено в таблиці 50.

Особливістю аморфних матеріалів є високі твердість, міцність, пружність, пластичність, в'язкість, корозійна стійкість, магнітна проникність, індукція насичення, електроопір, та низькі магнітні витрати, коерцитивна сила. Крім того, аморфні матеріали мають нульовий температурний коефіцієнт електроопору, постійні модулі пружності та температурні коефіцієнти лінійного розширення, понадпровідність, поверхневу активність.

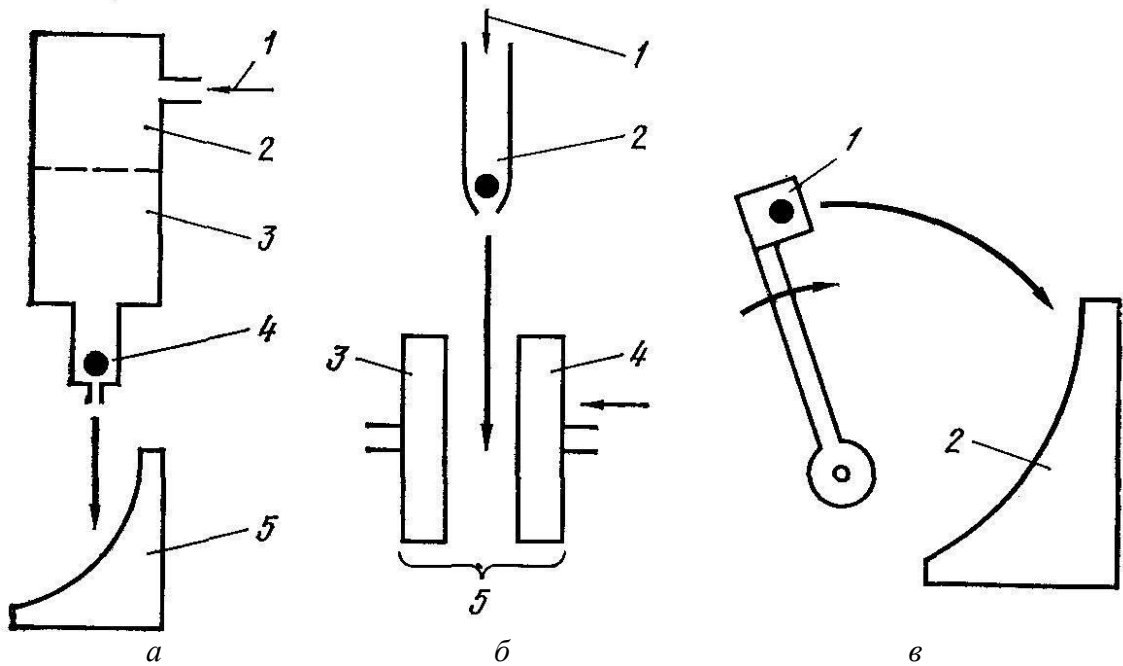


Рис. 128. Метод отримання аморфних пластин

a - метод вистрілювання: 1 - газ під тиском; 2 і 3 – камери низького тиску; 4 - крапля розплаву; 5 - холодильник.

б – метод молоту та ковадла: 1 - газ під тиском; 2 - крапля розплаву; 3 і 4 – плити (молот та ковадло); 5 - холодильник.

в - метод екстракції розплаву: 1 - крапля розплаву; 2 – холодильник

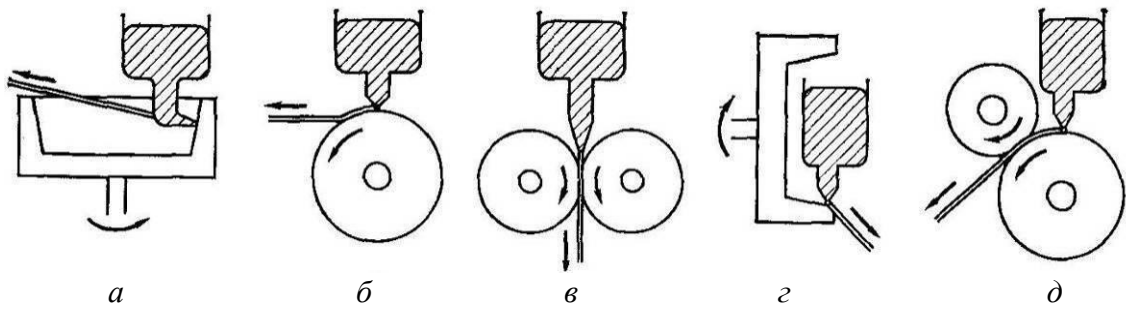


Рис. 129. Метод отримання аморфних стрічок

a, г - відцентрове гартування; *б* - гартування на диску; *в* - прокатка розплаву; *д* – планетарне гартування на диску.

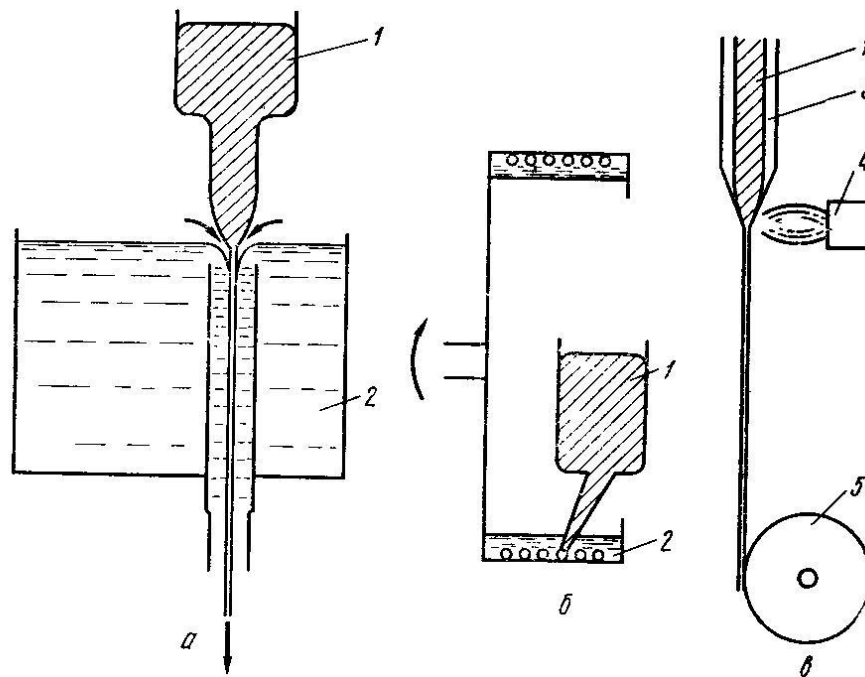


Рис. 130. Метод отримання аморфного дроту:

a - екструзія розплаву; *б* – витягування волокон з барабану;

в - витягування розплаву зі скляного капіляру.

1 - розплав; 2 – рідина, яка охолоджує; 3 – скло; 4 - форсунка; 5 – змотування дроту.

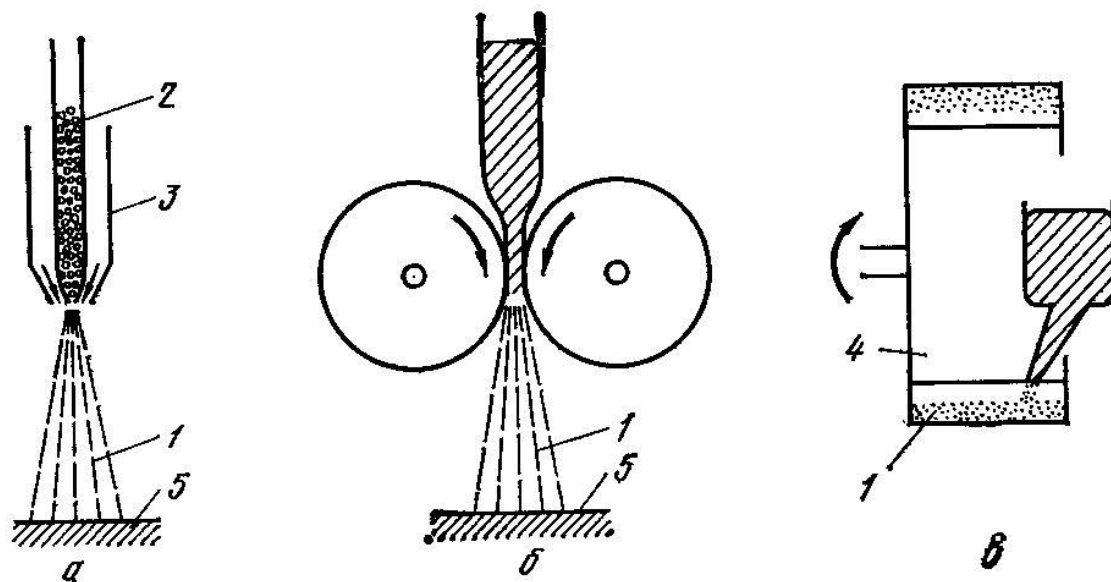


Рис. 131. Метод отримання аморфних порошків

a - метод розпилення розплаву (спрей-метод); *б* – кавітаційний метод; *в* - метод розпилення розплаву диском, який обертається.

1 - порошок; 2 – вихідна сировина; 3 – форсунка; 4 - рідина, яка охолоджує; 5 – плита, яка охолоджується.

Таблиця 50. Критична швидкість охолодження (R_c) для отримання аморфного стану сплавів різних хімічних сполук і систем легування.

Хімічна сполука	R_c , К/с	Хімічна сполука	R_c , К/с	Хімічна сполука	R_c , К/с
Ni	$3.0 \cdot 10^{10}$	Ge	$5.0 \cdot 10^5$	$Pd_{82}Si_{18}$	$1.8 \cdot 10^3$
$Pd_{78}Si_{16}Cu_6$	320- $10^{2.8}$	$Ni_{40}Pd_{40}P_{20}$	120- $10^{2.8}$	$Ni_{75}Si_8B_{17}$	$1.1 \cdot 10^5$
$Co_{75}Si_{15}B_{10}$	$3.5 \cdot 10^5$	$Fe_{80}P_{20}$	$10^{4.9}$	$Fe_{80}B_{20}$	$10^{5.4}$
$Fe_{83}B_{17}$	10^6	$Fe_{80}P_{13}C_7$	$2.8 \cdot 10^4$	$Fe_{80}P_{13}B_7$	$10^{5.5}$
$Fe_{80}B_{13}P_7$	$10^{4.9}$	$Fe_{79}Si_{10}B_{11}$	$1.8 \cdot 10^5$	$Fe_{91}B_9$	$2.6 \cdot 10^7$
$Fe_{89}B_{11}$	$3.0 \cdot 10^7$	Te	$3.2 \cdot 10^6$	$Au_{77.8}Ge_{13.8}Si_{8.4}$	$7.4 \cdot 10^5$
$Fe_{83}B_{17}$	$1.0 \cdot 10^6$	$Ni_{62.4}Nd_{37.6}$	$1.4 \cdot 10^3$	$Fe_{41.5}Ni_{41.5}B_{17}$	$3.5 \cdot 10^5$
$Pt_{60}Ni_{15}P_{25}$	$4 \cdot 10^3$	Pd-Cu-Ni-P	0.1	Fe-(Co,Ni)- (Zr,Hf,Nb)-B	200
La-Al-(Cu,Ni)	200	Mg-La-(Cu,Ni)	200	Zr-Ti-(Cu,Ni)-Be	1-5
Zr-Al-(Cu,Ni)	1-10	Zr-Ti-Al-(Cu,Ni)	1-5	Fe-(Al,Ga)-(P,C,B,Si)	400

Значення пружних сталей деяких аморфних та кристалічних матеріалів наведено в таблиці 51.

Аморфні матеріали мають найкраще, ніж сталі та титанові сплави, співвідношення міцності та пружності (рис. 132) та в'язкість руйнування в 4 – 100 разів більше ніж полімери та гума, в 4-10 разів більше ніж алюмінієві сплави та в 2,4 – 6,5 разів більше ніж сталі (табл. 52).

Внаслідок високого питомого електроопору аморфні сплави мають дуже низькі витрати на вихрові струми.

Наприклад, осердя трансформатора, яке виготовлене з аморфного сплаву $Fe_{76}B_{14}Si_{10}$ має магнітні втрати в 23 рази менші ніж те, яке виготовлено з трансформаторної сталі

Таблиця 51. Значення модулів Юнга (E) та здвигу (G) аморфних та кристалічних матеріалів.

Аморфні матеріали	E, ГН/м ²	G, ГН/м ²	Кристалічні матеріали	E, ГН/м ²	G, ГН/м ²
$Pd_{80}Si_{20}$	68	35	Pd	137	45
$Pd_{78}Si_{16}Cu_6$	90	32			
$Ni_{76}P_{24}$	95	35	Ni	233	81
$Co_{74}Fe_6B_{20}$	179	68	Co	220	84
$Fe_{80}B_{20}$	169	65	Fe	209	82

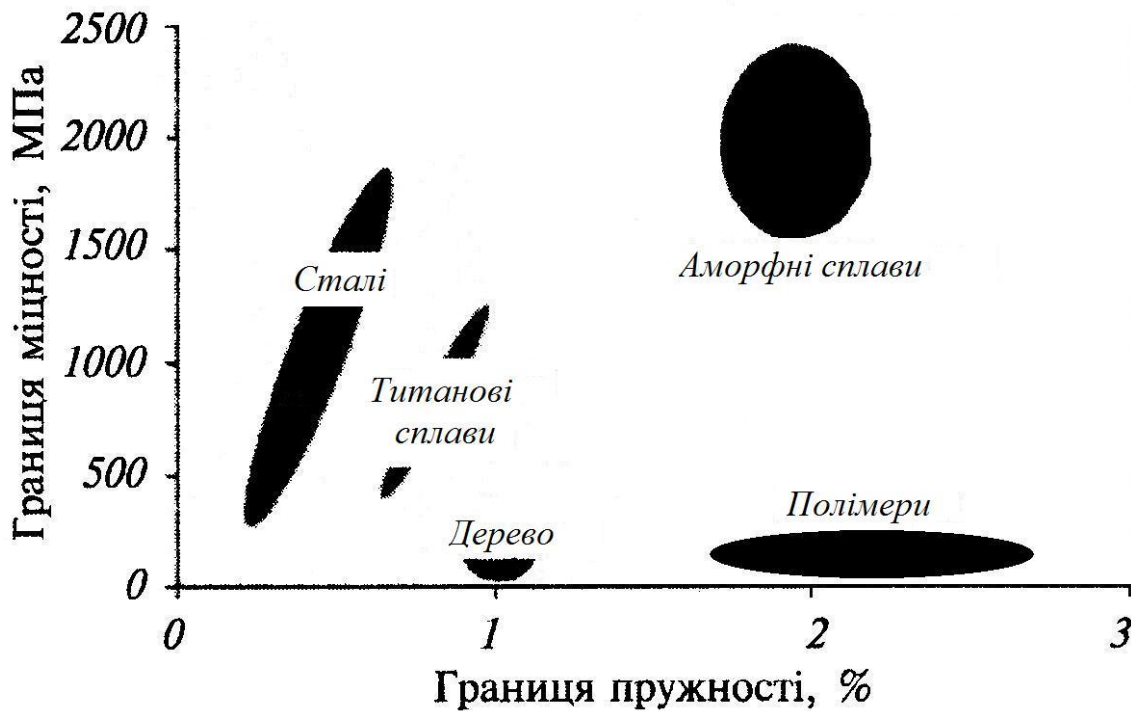


Рис. 132. Діаграма «границя пружності – границя міцності» для різних груп матеріалів

Таблиця 52. Значення в'язкості руйнування (КС) аморфних сплавів та інших матеріалів.

Аморфні сплави	КС, кДж/м ²	Інші матеріали	КС, кДж/м ²
Fe ₈₀ P ₁₃ C ₇	110	Полімери та гума	1-10
Pd ₈₀ Si ₂₀	40	Алюмінієвий сплав 7076-T6	10
Cu ₅₇ Zr ₄₃	60	Сталь X-200	17

Аморфний стан є нестабільним і при нагріванні до температури 0,4-0,65 від температури плавлення матеріалу відбувається його кристалізація. Тому широке застосування аморфних матеріалів затримується їх низькою температурою експлуатації.

10.8. Матеріали з пам'яттю форми

Відомо, що при нарузі вище межі пружності після зняття навантаження метал не відтворює первинні розміри і форму (п. 1.5, рис. 26). Однак у 1949 році українські вчені Г. В. Курдюмов і Л. Г. Хандрос відкрили, що, на певних сплавах, кристали мартенситу, що утворюються при зупинці охолодження, можуть припинити зростання, а при подальшому нагріванні зменшуватися в розмірах. При цьому послідовність перетворення мартенситу у

високотемпературну фазу (аустеніт) повторює послідовність їх виникнення у зворотному порядку. Такий процес отримав назву *термопружного мартенситного перетворення*.

Після пластичної деформації сплави, з термопружними мартенситними перетвореннями, відновлюють власну первинну геометричну форму або в результаті нагріву, або безпосередньо після зняття навантаження.

Явище відновлення первинної геометричної форми в результаті нагріву називається *ефектом пам'яті форми* (рис. 133, а), а безпосередньо після зняття навантаження – *понадпружністю* (рис. 133, б).

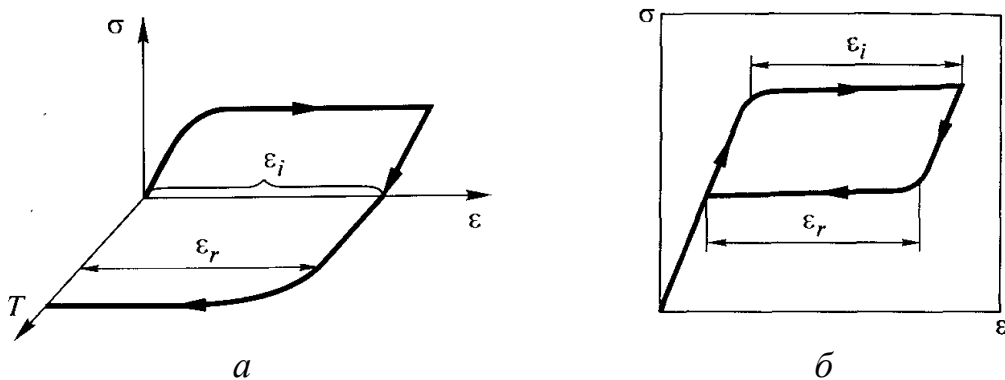


Рис. 133. Ефект *пам'яті форми* (відновлення вихідної форми) при нагріванні після деформації (а) та *понадпружності* (б).

ϵ_i - наведена деформація; ϵ_r – зворотна деформація.

Перехід в мартенситну фазу відбувається при зниженні температури нижче температури початку мартенситного перетворення (M_s) (рис. 134). Частка мартенситної фази зростає при зниженні температури до повного завершення перетворення при температурі - M_f .

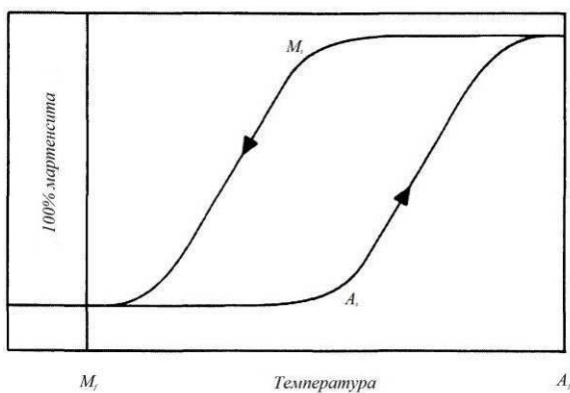


Рис. 134. Крива гістерезису термопружного мартенситного перетворення.

При нагріванні мартенситні зерна, сформовані останніми в процесі переходу, першими починають повертатися до вихідної фази (як правило аустеніту) і зворотний перехід продовжується аж до температури A_f при якій повністю відновлюється початкова високотемпературна фаза. Ширина кривої гістерезису між прямим і

зворотним переходами в сплавах з ефектом пам'яті форми змінюється від 4 до 35 °С.

Якщо температура нагріву не дуже висока, мартенситний перехід може бути повторений скільки завгодно разів. Ефект «пам'яті форми» найкраще проявляється, коли мартенситне перетворення відбувається при низьких температурах і у вузькому інтервалі температур, іноді в межах декількох градусів.

Матеріали з «пам'яттю форми» можуть не тільки відновлювати форму, але і розвивати при цьому великі напруження, що генеруються при зовнішній механічній протидії (рис. 135) та мають назву *реактивних напружень*.

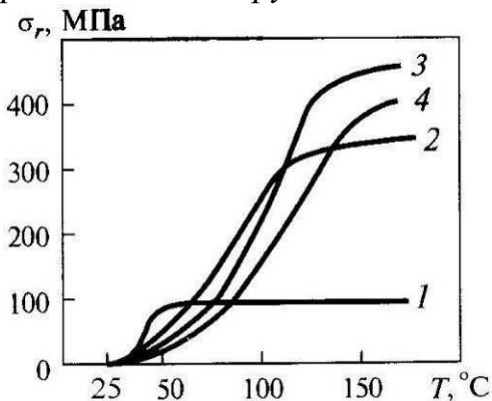


Рис. 135. Генерація реактивних напруг при нагріванні та зовнішній протидії відновленню форми: 1 - величина наведеної деформації: $\epsilon_i = 1\%$; 2 - 6%; 3 - 8%; 4 - 10%.

Сплави, які пам'ятають тільки одну, наприклад гарячу форму вихідної фази, називають сплавами з односторонньою пам'яттю. Однак, метали з ефектом пам'яті можна обробити так, щоб вони відновлювали форму і в гарячому, і в холодному стані. Це явище називають ефектом двосторонньої пам'яті, і деталь може циклічно змінювати свою форму без додаткового зовнішнього навантаження.

В даний час відома велика кількість подвійних і складніших сплавів, зі зворотним мартенситним перетворенням, які володіють властивостями пам'яті форми, наприклад: Ag-Cd, Au - Cd, Cu - Al, Cu - Zn, Ni - Al, Ni - Co, Ti - Ni, Ti - Nb, Fe - Ni, Fe - Pt, In - Ti, Cu - Al - Ni, Cu - Zn - Si, Cu - Zn - Sn, Cu - Zn - Al, Cu - Mn - Al, Fe - Mn - Si.

Хімічні склади, температури перетворення та властивості деяких сплавів з пам'яттю форми наведені в таблицях 53 і 54.

З наведених матеріалів тільки титано - нікелеві сплави та сплави на основі міді, з добавками легуючих елементів, придатні для практичного використання. Інші сплави не придатні для промислового виробництва через те, що в їх склад входять дорогі спеціальні компоненти, або із-за неможливості виготовлення монокристалів з цих сплавів.

Для створення ефекту пам'яті форми сплави піддають певній термічній обробці. Спосіб обробки залежить від складу сплаву і його

призначення і визначається з урахуванням форми та розмірів виробів і т. п.

Таблиця 53. Властивості сплавів з «пам'яттю форми»

Властивості		Системи сплавів	
		Ti-Ni	Cu основа
Максимальна зворотна деформація, %		8	4
Напруга відновлення форми, МПа		400	200
Циклічна довговічність при	$\varepsilon = 0,02$	10^5	10^2
	$\varepsilon = 0,005$	10^7	10^5
Щільність, г/см ³		6,4-6,5	7,1-8,0
Температура плавлення, °С		1250	950-1050
Теплопровідність, Вт·м/°С	мартенситу	8,6-10	-
	вихідної фази	18	79-120
Електропровідність, $\times 10^{-6}$ Ом	мартенситу	0,5-0,6	0,14
	вихідної фази	0,82-1,1	0,07
Коефіцієнт теплового розширення, $\times 10^{-6}$ /°С	мартенситу	6,6	16-18
	вихідної фази	10-11	-
Питома теплоємність, Дж·кг/°С		470-620	390-440
Ентальпія переходу, Дж/кг		19-28	7-9
Модуль Юнга, ГПа	мартенситу	28-41	70
	вихідної фази	70-97	70-100
Межа текучості, МПа	мартенситу	70-140	80-300
	вихідної фази	195-690	150-350
Межа міцності, МПа	після відпалу	895	400
	після деформаційного зміцнення	1900	1000
Подовження при розтягу, %	після відпалу	25-50	8-15
	після деформаційного зміцнення	5-10	8-15
Ефект односторонньої пам'яті, %		8	4-6
Ефект двосторонньої пам'яті, %		3-5	1-4
Понадпружна деформація, %		8	2
Вироблювана робота, Дж/г		1-4	1

Таблиця 54. Хімічні системи, температури початку (t_{Ms}) та кінця (t_{Mf}) мартенситного перетворення та температурний інтервал гістерезису (Δt) сплавів з пам'яттю форми

Сплав	Вміст елементів, %									t_{Ms} , °C	t_{Mf} , °C	Δt , °C
	Cd	Al	Ni	Zn	Sn	Si	Ti	Be	Cu			
Ag-Cd	44-49 ат	-	-	-	-	-	-	-	-	-50	-190	15
Au - Cd	46,5-50 ат	-	-	-	-	-	-	-	-	100	30	15
Cu – Al - Ni	-	14-14,5 мас.	3,0-4,5 мас.	-	-	-	-	-	-	100	-140	35
Cu – Al -Zn	-	23-28 ат	-	45-47 ат	-	-	-	-	-	40	-190	6
Cu - Zn	-	-	-	38,5-41,5 мас	-	-	-	-	-	-10	-180	10
Cu – Zn – X (X- Sn,Si,Al)	-	1-10 мас.	-	-	1-10 мас.	1-10 мас.	-	-	-	100	-180	10
In - Ti	-	-	-	-	-	-	18-23 ат	-	-	100	60	4
Ni - Al	-	36-38	-	-	-	-	-	-	-	100	-180	10
Ti - Ni	-	-	49-51 ат.	-	-	-	-	-	-	100	-50	30
Mn – Cu	-	-	-	-	-	-	-	-	5-35 ат	180	-250	25
Cu – Al - Be	-	9-12 мас.	-	-	-	-	-	0.6-1.0 мас.	-	40	-30	6

Обробка сплавів Ti - Ni. Для сплавів цієї системи застосовують обробку при проміжних температурах, низькотемпературну обробку і старіння.

Обробка при проміжних температурах полягає в тому, що спочатку за допомогою прокатування або волочіння сплав піддається деформаційному зміцненню, потім за допомогою відповідної технологічної обробки сплаву задається відповідна форма і в такому стані здійснюється термічна обробка для запам'ятовування форми, шляхом нагріву при 400 - 500 °С з витримкою від декількох хвилин до декількох годин. Слід зазначити, що при обробці при проміжних температурах у міру підвищення температури обробки збільшується зворотн'я деформація. Проте спостерігається закономірність: чим нижче температура обробки, тим більше циклічна довговічність сплаву.

Низькотемпературна обробка полягає в тому, що після витримки при високій температурі сплав швидко охолоджується, потім заготовкам із сплаву з нормалізованою структурою надається задана форма і здійснюється обробка для створення пам'яті форми шляхом нагріву до 200-300 °С. Обробка з метою змінення форми здійснюється у сплаві в рівноважному стані, тобто після відпалу. Цей спосіб виконують при виготовленні виробів складної форми або з сильною кривизною. Характеристики відновлення форми виробів після низькотемпературної обробки досить низькі в порівнянні з властивостями виробів після обробки при проміжних температурах.

Старіння здійснюється після обробки для отримання твердого розчину при 800 - 1000 °С. Загартований сплав піддається старінню при ~400°С протягом декількох годин. Цей спосіб ефективний тільки для сплавів з вмістом Ni більше 50,5 %. При застосуванні цього способу отримують такі ж сприятливі характеристики відновлення форми, як і після обробки при проміжних температурах.

Обробка мідних сплавів. При обробці для створення пам'яті форми сплавів на основі міді, наприклад, сплавів Cu – Zn - Al, сплаву надають задану форму, піддаючи нагріву і витримці в області температур, при яких стабільна β - фаза, потім швидко охолоджують таким чином, щоб запобігти перетворенню β - фази. Обробка сплавів Cu – Zn - Al здійснюється при 800 - 850 °С. Термін термообробки залежить від різних умов, проте при тривалій витримці при нагріванні відбувається ріст зерен і властивості сплавів погіршуються. Тому обробка сплавів здійснюється протягом 10 хв.

Оптимальна величина деформації залежить від багатьох умов, таких як режим термообробки, число циклів роботи виробу,

навантаження, форма і розміри конструкційного елемента, але взагалі при малому числі циклів роботи оптимальна деформація для сплаву $Ti - Ni$ складає $\sim 6\%$, а для сплавів на основі міді $\sim 2\%$. При великому числі циклів роботи ці величини зменшуються відповідно до < 2 і $0,5$ процента.

Застосування сплавів з пам'яттю форми дає можливість реалізовувати характеристики конструкцій і пристроїв, що недосяжні при використанні інших матеріалів. Наприклад, з'єднання деталей без зварювання, пайки, клею або різьбових пристроїв.

З'єднання труб за допомогою муфт (рис. 136).

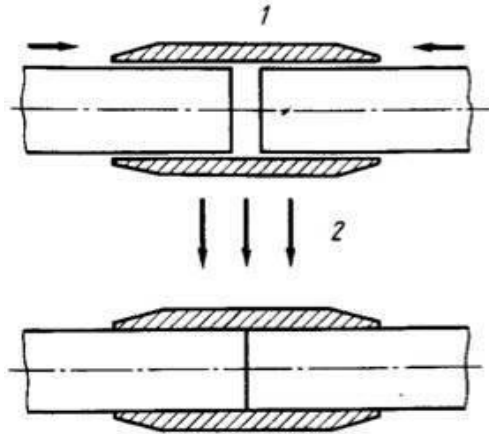


Рис. 136. З'єднання труб за допомогою ефекту пам'яті форми: 1 - введення труб після розширення муфти; 2 - нагрівання

Для цього, муфту вводяться з двох сторін труби, які з'єднуються, видаляється пристрій для підтримки низької температури, в результаті чого температура муфти підвищується до кімнатної. Внутрішній діаметр муфти відновлюється до того діаметру, який муфта мала перед розширенням і відбувається міцне з'єднання труб.

Перевагою методу виготовлення муфт, з сплавів з пам'яттю форми, окрім високої надійності, є відсутність високотемпературного нагріву. Крім того, при необхідності легко здійснюється розбирання з'єднання при низькій температурі. Муфти такого типу застосовуються для трубопроводів атомних підводних човнів, надводних кораблів, для ремонту трубопроводів для перекачування нафти, причому для цих цілей використовують муфти великого діаметра порядку 150 мм. В даний час в цих випадках застосовується також сплав $Cu - Zn - Al$.

Стопори. Для нерухомого з'єднання деталей зазвичай застосовуються заклепки і болти. Проте, якщо неможливо здійснювати які-небудь дії на протилежній стороні деталей (наприклад, в герметичній порожнистій конструкції), що

скріпляються, виконання операцій кріплення викликає труднощі. Стопори із сплаву з ефектом пам'яті форми дозволяють в цих випадках здійснити кріплення, використовуючи явище відновлення форми.

Стопори виготовляються із сплаву з ефектом пам'яті форми, у якого температура кінця зворотного перетворення (A_f) менше кімнатної, причому в початковому стані стопор має розкритий торець (рис. 137, а).

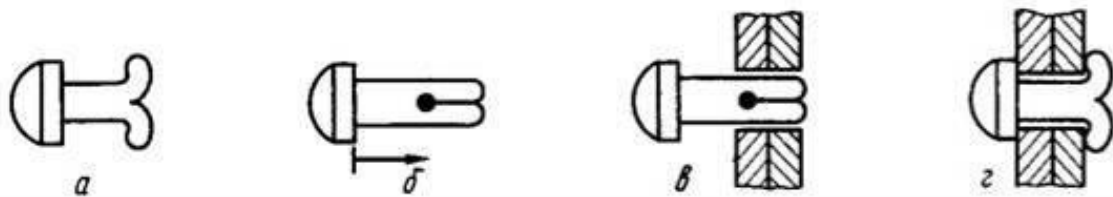


Рис. 137. Принцип дії стопора з ефектом пам'яті форми.

Перед здійсненням операції кріплення стопор занурюється в сухий лід або рідке повітря і охолоджується, після чого випрямляються торці (рис. 137, б) стопор вводиться в нерухомий отвір для кріплення (рис. 137, в). При підвищенні температури до кімнатної відбувається відновлення форми, торці штифта розходяться (рис. 137, г) і операція кріплення завершується.

Елементи з ефектом пам'яті форми можуть одночасно виконувати функції датчиків температури та виконавчих елементів, тому застосування їх в цих цілях найефективніше. Наприклад, на рис. 138 наведена схема температурного запобіжника з використанням сплаву з ефектом пам'яті форми.

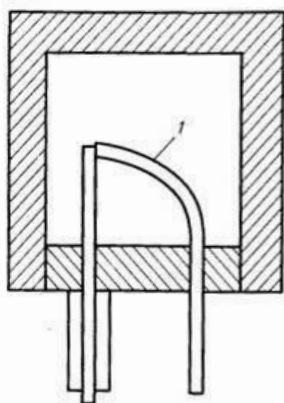


Рис. 138. Температурний запобіжник з використанням сплаву з ефектом пам'яті форми: 1 - тонка пластина із сплаву Ti-Ni.

Запобіжники з використанням сплавів з пам'яттю форми відрізняються від плавких запобіжників тим, що витягають роз'ємну частину з великою силою, тому помітно виявляється ефект гасіння дуги. Ці елементи використовуються як запобіжники на велику потужність або високу напругу.

Приклад використання сплавів, з ефектом пам'яті форми, для підняття вантажу наведено на рис.

139. Підняття вантажу здійснюється прямим пропусканням струму по спіралі 1, яка виготовлена із сплаву з ефектом пам'яті форми.

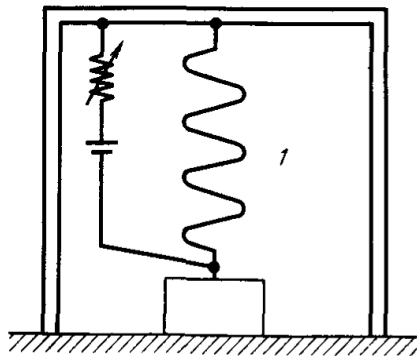


Рис. 139. Механізм підйому вантажу з застосуванням сплаву з ефектом пам'яті форми.

Тому в таких областях техніки, де потрібна висока надійність при більшому числі циклів роботи, наприклад, для виконавчих механізмів і перемикачів, застосовують Ti-Ni сплави.

Там де число циклів обмежено, наприклад одним циклом, як у температурних запобіжників або у пристроїв безпеки, що діють тільки в аварійних випадках, наприклад, при пожежі, можна застосовувати сплави на мідній основі, враховуючи їх нижчу вартість.

Конкретний вибір сплавів визначається з урахуванням різних обставин - призначення, робочого середовища, можливості виготовлення, вартості.

10.9. Композиційні та біметалеві матеріали

Композиційними матеріалами, або *композитами* називають матеріали, які складаються з двох або більше компонентів, які відрізняються за хімічним складом, фізико - механічними властивостями і розділені в матеріалі з чітко вираженою границею.

Компоненти вводяться в склад композиційних матеріалів для того, щоб надати їм властивості, яких не мають кожний з компонентів окремо. Змінюючи розмір, розташування, масове та об'ємне співвідношення компонентів можливо отримувати матеріали з потрібними характеристиками фізичних, механічних, експлуатаційних та інших властивостей.

Безперервний за всім об'ємом матеріалу компонент називається *матричним* або *матрицею*. Компонент, який є переривчастим, тобто роз'єднаний в об'ємі матриці, називається *армуючим*, або *наповнювачем*.

Композиційні матеріали класифікуються за матеріалом матриці та армуючих компонентів, структурі (геометрії та розташуванню компонентів), методу отримання та галузі застосування.

За матеріалом матриці та армуючих компонентів розрізняють:

1. *Металеві композиційні матеріали або композиційні матеріали на основі металів та сплавів.* Частіше використовують алюміній, магній, титан, мідь і сплави на їх основі, а також високоміцні сталі, тугоплавкі метали та сплави;
2. *Композиційні матеріали на основі інтерметалідів,* коли в якості матриці використовуються інтерметаліди — хімічні сполуки, з'єднання металів з металами. Наприклад, Ti_3Al , $TiAl$, $NiAl$, Ni_3Al , $MoSi_2$, Nb_5Si_3 ;
3. *Керамічні композиційні матеріали,* у яких матриця складається з неорганічних з'єднань оксидів, карбідів, нітридів і тому подібне. Цей клас композиційних матеріалів має перспективи, як понаджароміцні матеріали;
4. *Композиційні матеріали на основі неметалевих компонентів.* Матеріали на основі вуглецю, є найбільш перспективними, особливо в поєднанні з вуглецевими волокнами;
5. *Композиційні матеріали з матрицею з полімерів.* Епоксидні, поліефірні та деякі термоактивні смоли, а також полімерні термопласти є найбільш широко розповсюдженою групою конструкційних композитів. У якості армуючих компонентів (наповнювачів) полімерні композиційні матеріали, звичайно, застосовують безперервні та дискретні волокна різноманітної природи, а також тканини і матеріали на основі цих волокон. Найбільше розповсюдження отримали пластики, армовані скляними, вуглецевими, органічними, борними та деякими іншими видами волокон.

За *структурою* (геометрії та розташуванню компонентів) композити розподіляються на дисперснозміцнені, волокнисті та шаруваті композиційні матеріали (рис. 149).

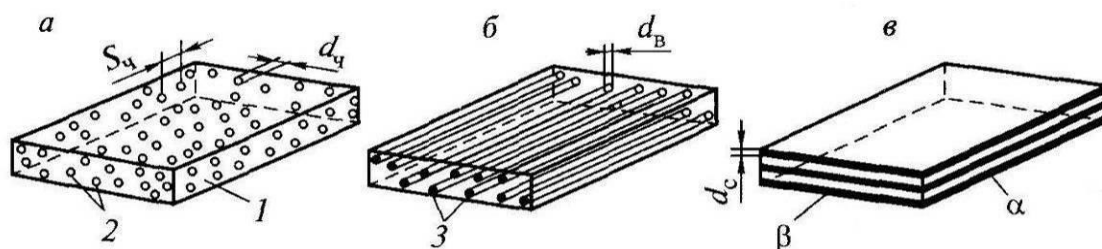


Рис. 140. Схематичне зображення структур композиційних матеріалів: а - дисперснозміцнені; б - волокнисті; в - шаруваті

1- матриця; 2 — частинки, які армують діаметром d_c з відстанню S_c ;

3- волокна, які армують діаметром d_b ;

d_c – товщина шару в шаруватому β - α композиті.

Дисперснозміцнені композиційні матеріали (рис. 140, а) армуються частинками (нуль - мірними компонентами), які мають всі три розміри одного порядку та безпорядкове розташування в матриці. Частинки зміцнюють матрицю, перешкоджаючи розвитку дислокаційного ковзання, при навантаженні та перерозподілу навантаження між матрицею та наповнювачем, сприймаючи частку прикладеного навантаження.

В дисперснозміцнених композитах застосовують частинки розміром до 1 мкм, в кількості від 0,1 до 25%. В якості дисперсних фаз, звичайно, використовують метали (W), оксиди (Al_2O_3), бориди (TiB_2), карбіди (SiC, B_4C , TiC), сіліциди ($MoSi_2$, Nb_5Si_3), нітриди (BN, Si_3N_4 , AlN) та інтерметаліди (Ti_3Al , TiAl, NiAl, Ni_3Al).

Склад і властивості дисперснозміцнених композитів наведені в таблиці 55.

Волокнисті композиційні матеріали складаються з матриці та одномірних армуючих компонентів (рис. 140,б). У волокнистих композиційних матеріалах пластична матриця армована високоміцними волокнами товщиною від декількох до сотень мікрометрів. В якості армуючих волокон використовують сталевий дріт, металеві (W, Be, Ta, Ti) волокна, фази, які отримані при направленій кристалізації, або спеціальною термомеханічною обробкою сплавів, які формують евтектику (NiBe, Ni_3Nb , CoAl, Co_7W_6 , Fe_3C та ін.), волокна неметалів (вуглець і бор), керамічні волокна на основі Al_2O_3 , SiC, TiC та ін., скловолокно, кварц, базальт, азбест, органічні волокна (поліетиленові, поліефірні, поліамідні та ін.).

Волокна мають високий рівень властивостей і можуть сприймати основну долю навантаження, доданого до виробу. Вміст волокон в матриці може досягати 90 % об'єму, однак, в реальних умовах, при об'ємній долі волокон до 80 % виникають проблеми на границі розділу волокно — матриця, що погіршує властивості волокнистого композита.

Комплекс властивостей волокнистого композита в значній мірі визначається геометричною схемою армування (рис. 141). Схеми хаотичного армування короткими волокнами, або одномірне армування короткими і довгими волокнами, можуть бути використані для будь якої матриці, в той же час, решта, в основному, тільки для полімерної матриці.

Таблиця 55. Склад та властивості дисперснезміцнених композитів.

Хімічний склад основи, мас. %	Частинки		Темпе- ратура, °С	Механічні властивості			σ_{1000} , МПа
	Тип	Вміст(% об.)		σ_M , МПа	σ_T , МПа	δ , %	
Al	Al ₂ O ₃	6-9	20 500	290-310 100	200 -	7-9 2	-
Al	Al ₂ O ₃	9-13	20 500	320 100	230 -	4 1	-
Al	Al ₂ O ₃	13-17	20 500	400 130	340 -	3 1	-
Be	BeO	0,8	25 600	275 200	195 115	2 15	-
Be	BeO	1,8	600	185	140	6,5	-
Be	BeO	3,0	25 600	325 285	245 175	1 14,5	-
Mg	MgO	0.3	20	270	-	-	-
Mg	MgO	1,0	20	285-300	250-260	8	-
Ni	ThO ₂	2	1200	120-130	100-110	7-9	50-65
Ni	HfO ₂	2	1200	80-85	75-78	7-9	25-40
80%Ni+20%Cr	ThO ₂	2	1200	80-90	75-80	10-12	-
Co	ThO ₂	2	1090	85	-	9	-
58%Co+20%Ni+22%Cr	ThO ₂	4	1090	163	-	-	-
75%Co+15%Ni+10%Mo	ThO ₂	4	1090	154	-	-	-
60%Co+10%Ni+20%Cr+10%W	ThO ₂	4	1090	137	-	-	-
99.5%Cr+0.5%Ti	MgO	6	980	125	30-40		-

Таблиця 56. Склад та властивості композитів з штучними та натуральними волокнами.

Хімічний склад основи, мас. %	Волокно		Темпе- ратура, °С	Механічні властивості			σ_{100} , МПа	σ_{-1} , МПа (на базі 10^7 циклів)
	Тип	Вміст(% об.)		σ_m , МПа	σ_T , МПа	δ , %		
Штучні волокна								
Al	Сталева проволока	40	20 400	1600 800	- -	- -	- 450	350 -
Al	B	50	20 400	1150 850	- -	- -	- 650	600 -
Mg	B	45	20 400	1250 900	- -	- -	- 600	550 -
Ni	W проволока	50	1100 400	700 530	- -	- -	150 -	550 -
Al	C	30-40	20 400	750-650	- -	- -	- -	- -
Mg	C	30-40	20 400	750-650	- -	- -	- -	- -
Натуральні волокна(евтектичні композиційні матеріали)								
Ni	NiBe	38-40	20	918	-	9	-	-
Ni	Ni ₃ Nb	36	20 1100	840 250	- -	12 -	- -	- -
Ni	Cr	23	20	718	-	30	-	-
Ni	W	6	20	830	-	45	-	-
Co	CoAl	35	20	540	-	6	-	-
Co	Co ₇ W ₆	23	20	750	-	1	-	-

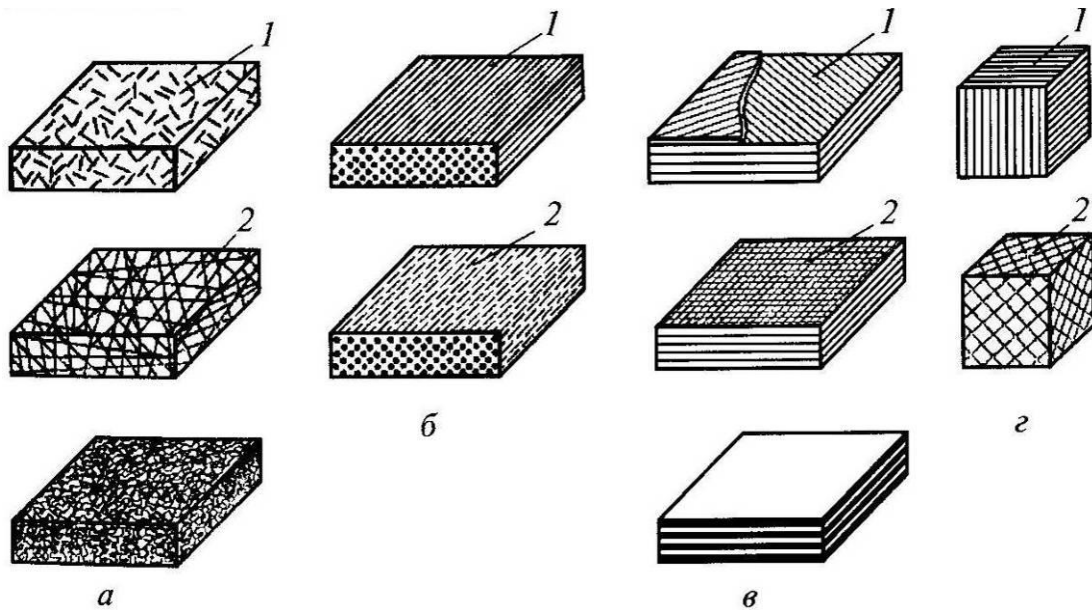


Рис. 141. Схеми армування волокнистих композиційних матеріалів: *а* – хаотичне армування (1 – короткі волокна; 2 – безперервні волокна); *б* – одномірне (однаправлене) армування (1, 2 – відповідно, безперервні та короткі волокна); *в* – двомірне армування (1 - безперервні нитки; 2 – тканини); *г* – просторове армування (1 - три сімейства ниток; 2 - *n* сімейств ниток)

Потрібно також відмітити, що схеми двомірного та просторового армування простіше реалізуються при виготовленні деталей і вузлів з полімерних матеріалів. Склад та властивості волокнистих композитів приведені в таблиці 56.

Потрібно відмітити, що міцні властивості композиційних сталей, отриманих в результаті спеціальної термомеханічної обробки (рис. 142, *а*), на 50 – 100 %, а пластичність на 15 – 20 % більш ніж гарячекатаних сталей (рис. 142, *б*).

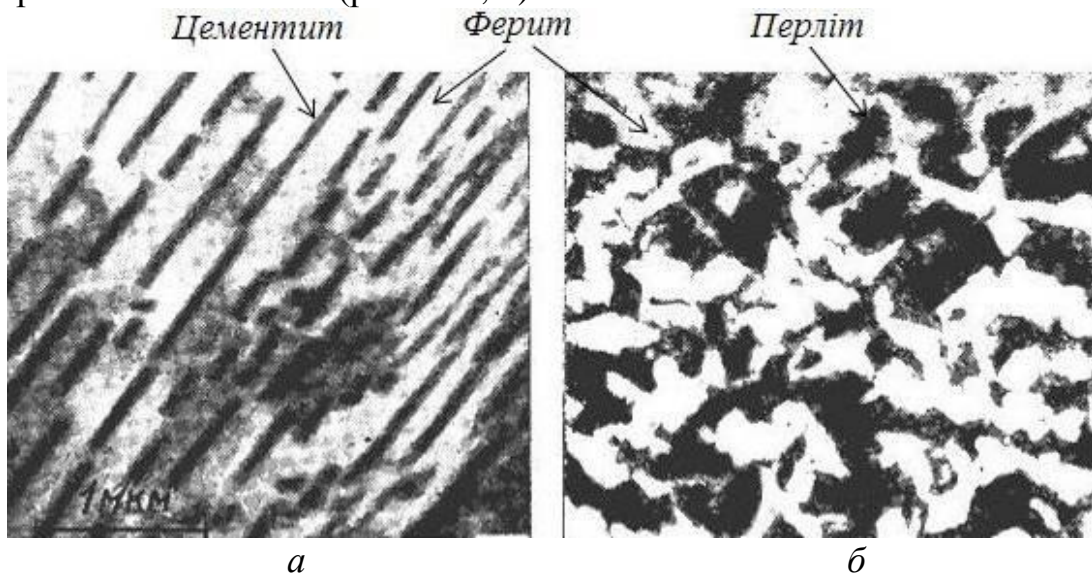


Рис. 142. Мікроструктура (х 600) сталі 35ГС:
а – композиційна сталь; *б* – сталь після гарячої прокатки

Шаруваті *композиційні матеріали* характеризуються тим, що компоненти мають два розміри, які значно перевищують третій та розташовані пошарово (рис. 140, в).

Шаруваті композити являють собою основні та інтерметалідні шари товщиною від 100 до 1000 мкм. В якості основних шарів використовують різноманітні метали, які, здатні при нагріванні, за рахунок дифузії, утворювати інтерметалідні прошарки (Ti-Fe, Mg-Al, Cu-Al, Nb—Fe та ін.) заданої товщини. Від їх об'ємної долі та складу залежать фізичні та механічні властивості композитів. Так, шаруваті композити системи Ni - C в діапазоні температур від 600 до 850°C мають жароміцність у 4 - 9 разів більшу ніж вихідні метали, а також високолеговані сталі.

Шаруваті металополімерні матеріали складаються з адгезійно-з'єднаних шарів органопластика та металевого сплаву, наприклад, алюмінієвого (сплав АЛОР). Швидкість росту тріщини втомлення в сплаві АЛОР, в порівнянні з алюмінієвим сплавом, значно нижча.

Алюмосклопластики (СИАЛ, GLARE) складаються з тонких, товщиною від 0,25 до 0,6 мм алюмінієвих листів і проміжних, товщиною від 0,2 до 0,4 мм шарів полімерного композиту, який зроблений з термореактивних клейових і термопластичних зв'язуючих з високоміцними армуючими скляними волокнами. Ці матеріали призначені для заміни алюмінієвих листів з метою підвищення надійності та зниження на 15 - 40% маси та вартості експлуатації конструкцій.

Методи отримання композиційних матеріалів вибираються, виходячи з аналізу технологічної сумісності компонентів і виключення знеміцнення армуючих елементів в результаті їх хімічної взаємодії з матрицею, або механічного пошкодження в процесі виготовлення матеріалу.

Найчастіше використовуються наступні технологічні процеси отримання композиційних матеріалів:

- рідкофазне (наприклад, промочування волокнистої або порошкової арматури полімерною, або рідкометалевою матрицею, або направлена кристалізація евтектики);
- твердофазне (наприклад, пресування, прокатування, екструзія, штампування, дифузійне зварювання та ін.);
- осадження матричного компоненту на армуючих елементах з парогазової фази і розчинів солей (наприклад, плазмове напилення);
- електро - хімічні методи;

- комбіновані методи, основані на поєднанні перерахованих вище процесів (наприклад, плазмове напилення з наступним ущільненням дифузійним зварюванням).

Приклад технології виготовлення дисперснозміцнених композитів показаний на рис. 143.

Послідовність технологічних операцій процесу виготовлення дисперснозміцнених композитів методом лиття включає наступні етапи:

- виготовлення ливарної форми (рис. 143, *a*);
- розміщення армуючих частинок, виготовлених із сплавів ВК8, або Т15К6, в порожнині ливарної форми (рис. 143, *б*);
- заливку ливарної форми матричним металом (розплави сталі 30Л, або чавуну 300Х12Г3М) (рис. 143, *в*);
- охолодження виливків і їх витягування з ливарної форми (рис. 143, *г*).

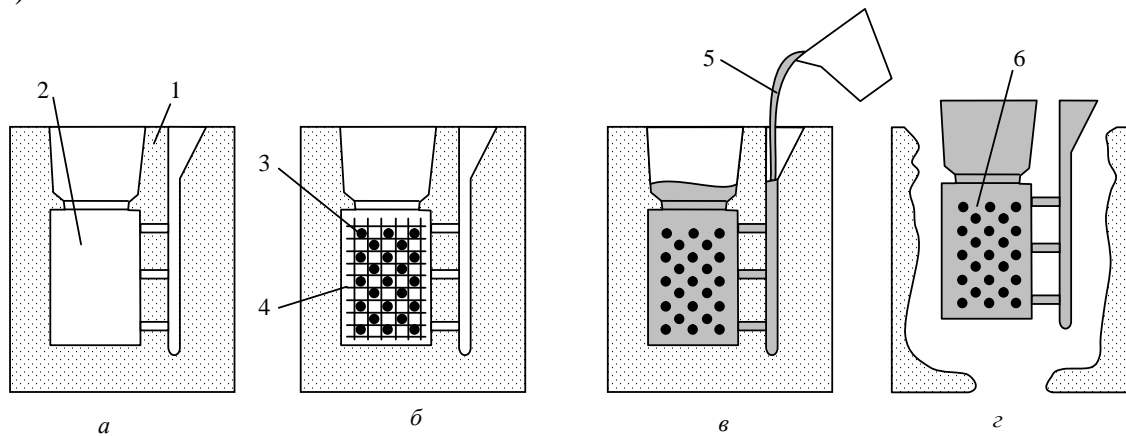


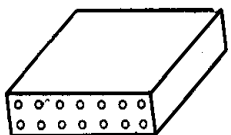
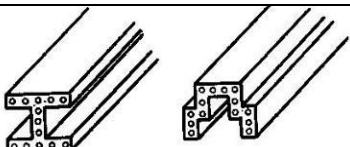
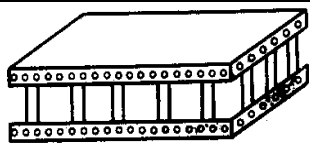
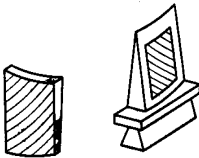


Рис. 143. Схема технологічного процесу рідкофазного виготовлення дисперснозміцнених композитів, методом лиття: 1 – ливарна форма; 2 – порожнина ливарної форми; 3 – твердосплавні частинки; 4 – сітка; 5 – рідкий матричний метал; 6 – армований виливок.

Основні види матеріалів і схеми отримання волокнистих композитів показані в таблиці 57.

Метод гарячого пресування використовується, в основному, для отримання композиційних матеріалів з алюмінієвою, титановою, магнієвою і нікелевою матрицями. Заготовки для гарячого пресування поміщають в штампи (рис. 144, *a*), які під пресом з'єднуються, наприклад в моношаровий стрічковий композит (рис. 144, *б*). Метод гарячого пресування волокон, заздалегідь покритих матеріалом матриці (рис. 144, *в*), застосовується для отримання композиційного матеріалу в системі Al - SiO₂.

Таблиця 57. Основні види матеріалів і схеми отримання волокнистих композитів.

Композиційний матеріал		Основний метод виготовлення
Назва	Схема	
Одношарова стрічка		Гаряче пресування, електроосадження
Армовані труби		Гаряче пресування, напилення, промочування
Листи та плити		Гаряче пресування
Профілі		Литво, екструзія
Стільникові панелі		Гаряче пресування
Армовані вставки		Гаряче пресування

Залежно від виду матеріалу гаряче пресування може здійснюватися на повітрі, у вакуумі і в середовищі інертного газу.

Методи промочування рідким металом знайшли застосування для композитів, армуючі елементи, яких не взаємодіють з розплавом. Методи промочування волокон рідкими металами можуть бути основані на використанні дії капілярних (промочування у вакуумі) і адгезійних сил (протягування пучка волокон через рідкий метал), рідкого металу за рахунок атмосферного і спеціально створеного тиску (відцентровий метод або лиття під тиском). На рис. 145 схематично показаний метод протягування волокон через розплав.

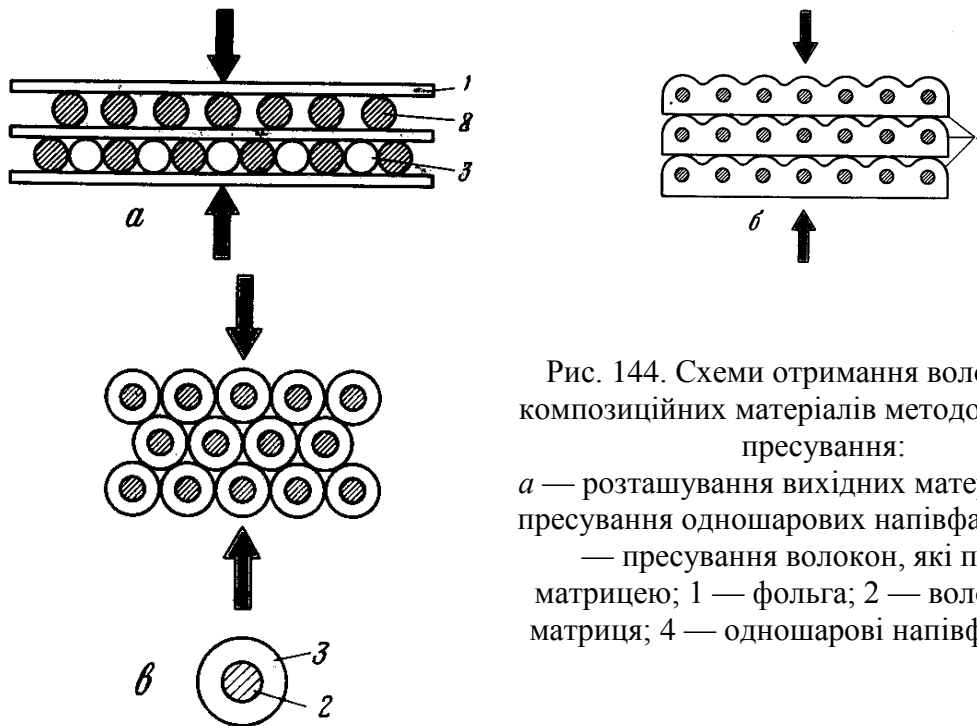


Рис. 144. Схеми отримання волокнистих композиційних матеріалів методом гарячого пресування:

a — розташування вихідних матеріалів; *б* — пресування одношарових напівфабрикатів; *в* — пресування волокон, які покриті матрицею; 1 — фольга; 2 — волокно; 3 — матриця; 4 — одношарові напівфабрикати.

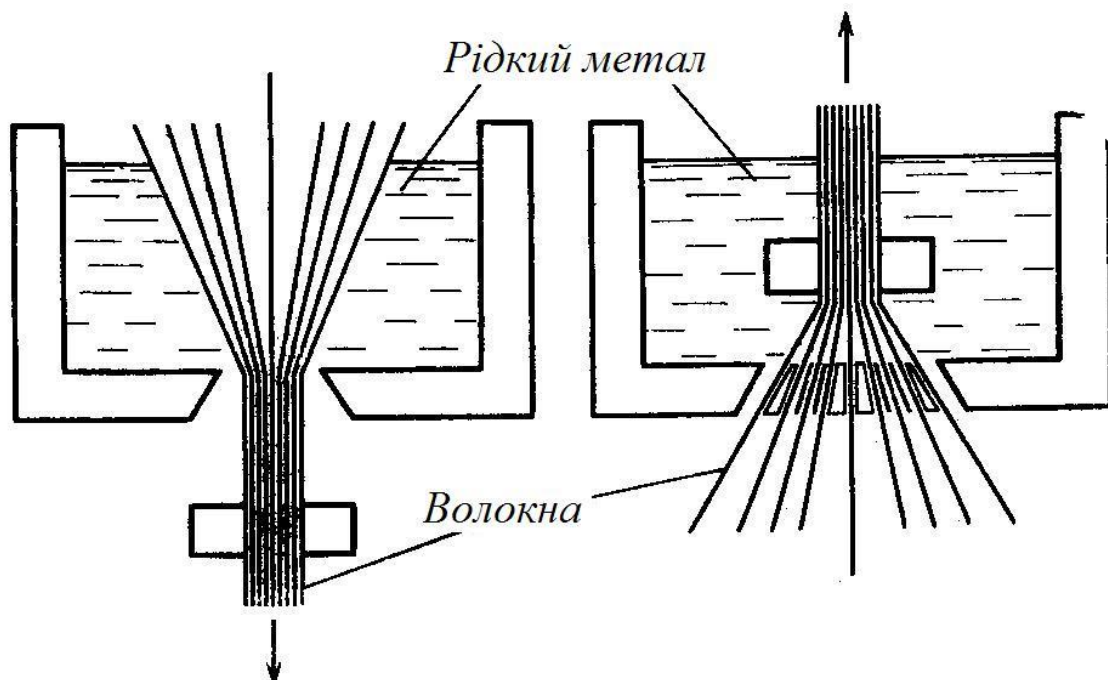


Рис. 145. Схема отримання композиційних матеріалів методом промочування.

Отримання композиційних матеріалів методом екструзії і прокатування.

Ці методи застосовуються для створення композитів Al - B, Ni - W (екструзія), Al - нержавіюча сталь, Al - W, Ti - W (прокатування).

Різновидом методу екструзії є пресування пучка волокон, покритих шаром матриці (рис. 146). Волокна, які покриті матрицею, піддають екструзії в обоймі із захисного матеріалу (рис. 146, *a*). При цьому утворюється композиційний матеріал із щільною структурою (рис. 146, *б*). Цим методом можна отримувати композиційні матеріали не тільки циліндричної форми, але і складніші профілі, які приближаються до форми реальних деталей.

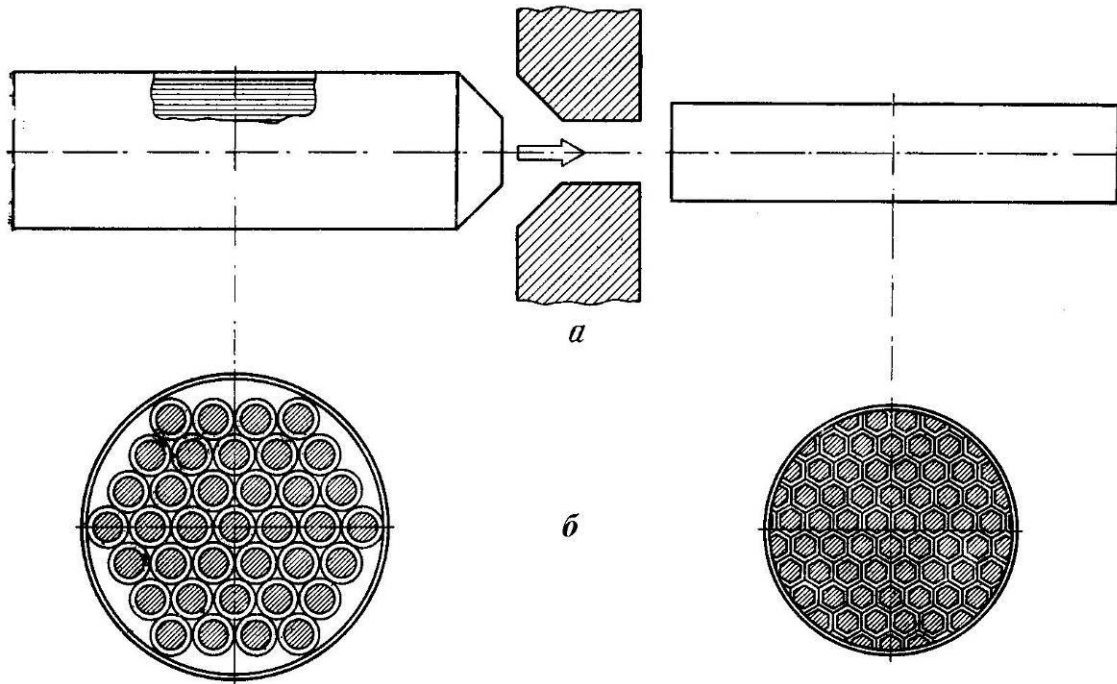


Рис. 146. Схема отримання композиційного матеріалу шляхом екструзії волокон, покритих матрицею: *a* - схема екструзії; *б* - структура вихідного профілю та профілю після екструзії.

Шаруваті композити можуть бути реалізовані при осадженні з парової фази і направленої кристалізації евтектичних сплавів (наприклад, системи типу Al - CuAl₂, Cd - Sn, Al - Zn, Co - CoBe та ін.).

Приклади технологічних параметрів виготовлення композитів різними методами приведені в таблиці 58.

Вибір армуючого компонента визначається, в основному, призначенням композиційного матеріалу, а матричного матеріалу – рівнем робочих температур. У композиційних матеріалах, які

Таблиця 58. Технологічні параметри виготовлення композитів різними методами

Матеріал волокна	Діаметр, мкм (вміст, % об.) волокна	Вид матриці	Метод виготовлення	Режим виготовлення			Середовище	Продукт
				t, °C	P, МПа	τ, хв.		
Дріт з сталі 12X18H10T	100-150 (≤50)	Фольга, стрічка, лист, порошок	Гаряче пресування	400- 540	100	20-60	Вакуум, контрольована атмосфера	Листи, плити, прутки, труби, профілі
	50-500 (≤30)		Профільна прокатка	400- 450	-	-	-	Фольги, стрічки, листи, профілі
Бор	104-107(≤60)	Фольга	Дифузійне зварювання	450- 500	35-50	30-60	Вакуум, контрольована атмосфера	Листи, плити
SiO ₂	(≤60)	Розплав	Промочування	700- 720	-	0,5- 1,0	-	Прутки, труби
С			Електролітичне осадження	20	-	-	Електроліт (щільність струму 10А/м ²)	Моношари
Al ₂ O ₃ та SiC	0,51-11	Порошок	Екструзія	20	-	-	-	Прутки, трубки
Бор	104-107 (≤60)	Проволока, порошок	Плазмове напилення	-	-	-	Аргон	Моношари

піддаються нагріву не вище 150 - 200 °С використовується, в основному, полімерна матриця – термореактивні та термопластичні смоли; поліамідні смоли витримують тривалий нагрів до 300 °С.

При вищих температурах використовуються композиційні матеріали з металевою матрицею: до ~ 400°С - з алюмінієвою, до ~700 °С - з титановою, до ~1200 °С - з нікелевою або хромовою матрицею. Для робочих температур вище 1200 °С рекомендуються керамічні матриці.

Композиційні матеріали застосовуються у авіаційній, космічній, ядерній і криогенній техніці, хімічному машинобудуванні (де необхідні корозійна, радіаційна стійкість, низькі коефіцієнти термічного розширення), суднобудуванні (корпуси катерів і яхт), приладобудуванні (корпуси приладів), автомобілебудуванні і т. п.

Полімерні композиційні матеріали з наповнювачем із сполук, які містять бор, застосовуються для захисту від нейтронного випромінювання, а з наповнювачами, що містять важкі елементи, - для захисту від γ - випромінювання; дисперсно-зміцнені композиційні матеріали – в деталях авіаційних двигунів і високонавантажених вузлів тертя металургійного, підйомно - транспортного та іншого устаткування замість деталей з традиційних сплавів; металокерамічні композиційні матеріали, як тепловиділяючі елементи, регулюючі стрижні та сповільнювачі в реакторобудуванні, електричні контакти, зварювальні електроди, деталі вузлів тертя та ін.

Дисперсно-зміцнені композиційні матеріали на основі нікелю застосовують для виготовлення лопаток газових турбін, камер згорання, теплозахисних панелей і трубопроводів, що працюють при високих температурах в агресивних середовищах.

Дисперсно-зміцнені композиційні матеріали на основі кобальту застосовують для виготовлення лопаток газових турбін авіаційних двигунів, а також деталей, що працюють при підвищених температурах в парах ртуті.

Армовані волокнами органічні матеріали (органоволокніти) застосовують, як ізоляційний і конструкційний матеріал в електро -, радіопромисловості, авіаційній техніці, автобудуванні. З них виготовляють труби, ємкості для реактивів, покриття корпусів суден та ін.

Бороволокніти застосовують в авіаційній і космічній техніці для виготовлення панелей, роторів і лопаток компресорів, лопасті гвинтів і трансмісійних валів вертольотів.

Вуглецеві композиційні матеріали використовують для виготовлення кромки несучих поверхонь літальних апаратів, бронювання відсіків танків і суден.

З боралюмінію і вуглепластиків виготовляють елементи силового набору крила і фюзеляжу літальних апаратів, обтічники, закрилки, кермо.

Шаруваті композити рекомендуються для застосування в авіаційній техніці для обшивок фюзеляжу, крила (особливо в зонах, де має місце акустична втома), обшивок люків, дверей. Вони ефективні при гальмуванні тріщин обшивок і внутрішніх елементів літаків.

Окремим видом матеріалів є біметалеві матеріали або біметали. *Біметалом* називають двошаровий або багатошаровий матеріал, що складається з двох різних металів або сплавів.

Біметали застосовують, в основному, як корозійностійкі, антифрикційні, термо – та зносостійкі матеріали.

Корозійностійкі біметали використовують для деталей великогабаритних конструкцій, що працюють в агресивних середовищах, з метою зниження маси виробів. Як основа застосовують низьковуглецеву або низьколеговану сталь, як плакуючий шар – корозійностійкі сталі (наприклад, 08X13, 12X18N10T, 08X18N10T, 03XH28MДТ та ін.), а також мідь, нікель, титан і їх сплави. Механічна міцність корозійностійких біметалів забезпечується металом - основою, а стійкість в агресивних середовищах - плакуючим металом.

Термобіметали - смуги, листи або стрічки складаються з двох шарів металу або сплавів, які розрізняються температурними коефіцієнтами лінійного розширення. Термобіметали застосовують в різних апаратах і приладах (термометри, терморегулятори, реле часу, захисні реле і ін.).

Антифрикційні біметали застосовують для виготовлення біметалевих вкладишів підшипників, верхній шар яких виготовляється з м'якого антифрикційного сплаву на алюмінієвій основі, а нижній - з низьковуглецевої сталі, яка надає вкладишу достатню механічну міцність, наприклад, сплав АСМ (3,5-4,5 % Sb; 0,3-0,7 % Mg, решта Al) і низьковуглецева сталь.

Зносостійкі біметали складаються з основи (вуглецеві, низьколеговані сталі) і робочого шару (леговані і високолеговані чавуни і сталі) і застосовуються, в основному, як робочі органи дробильно - розмельного устаткування.

Зносостійкі біметалеві матеріали отримують, в основному, механічним з'єднанням (наприклад, типу «ластівків хвіст»), пластичною деформацією шарів металу, наплавленням або заливкою розплаву на тверду основу.

При механічному з'єднанні металів в зоні їх контакту завжди є плівка оксидів і повітряний зазор, що погіршує механічну міцність і відведення тепла.

Утворення перехідної зони з дифузійним з'єднанням основи і робочого шару (взаємне проникнення, в результаті дифузії, атомів матеріалу основи і робочого шару один в одному) робочих органів розмільного обладнання є більш ефективним, оскільки відбувається більш щільне і міцне з'єднання шарів в біметалевих виливках (рис. 147).

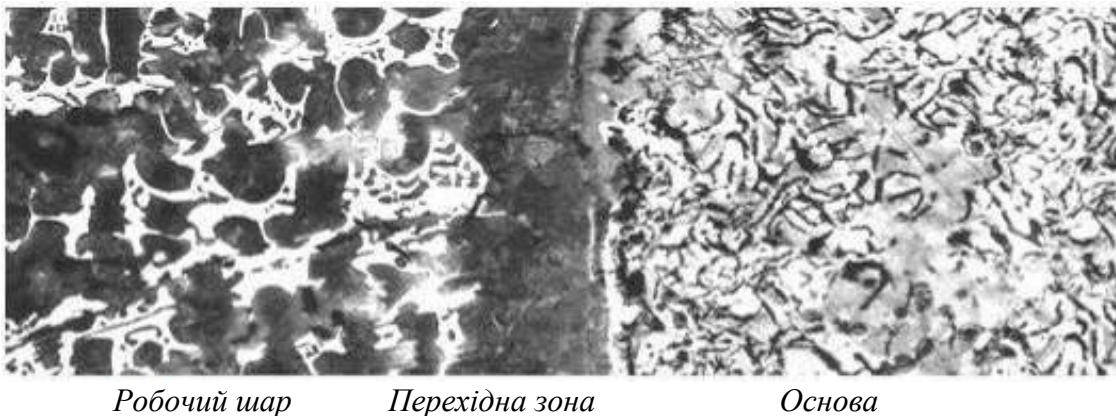


Рис. 147. Мікроструктура робочого шару (низьколегований чавун), перехідної (дифузійної) зони та основи (сірий чавун) біметалевих борошномельних вальців. X 150.

Дифузійне з'єднання відбувається, в процесі виготовлення біметалевих виливків, при контакті із затверділою, після заливки, основою з робочим шаром і охолодження біметалевого виливка після заливки (рис. 148).

Для отримання високоякісного дифузійного з'єднання розплав сталі за допомогою ковша 1 (рис. 148, а) через ливникову систему 2 заливають в ливарну форму, де в процесі твердіння і охолодження формується сталева основа 3 біметалевого робочого органу дробарки. Після заливки сталі на відкриту поверхню основи, через надлив, подається флюс, який взаємодіючи з домішками (неметалеві включення, шкідливі домішки, гази та ін.), що знаходяться на поверхні, переводить їх у сполуки, щільність яких нижча за щільністю розплаву чавуну. Одночасно з виплавою сталі в іншій індукційній печі виплавляється зносостійкий легований чавун визначеного хімічного складу, який за допомогою ковша 1 (рис. 148, б) через ливникову систему 2 заливається, в ливарну форму на затверділу

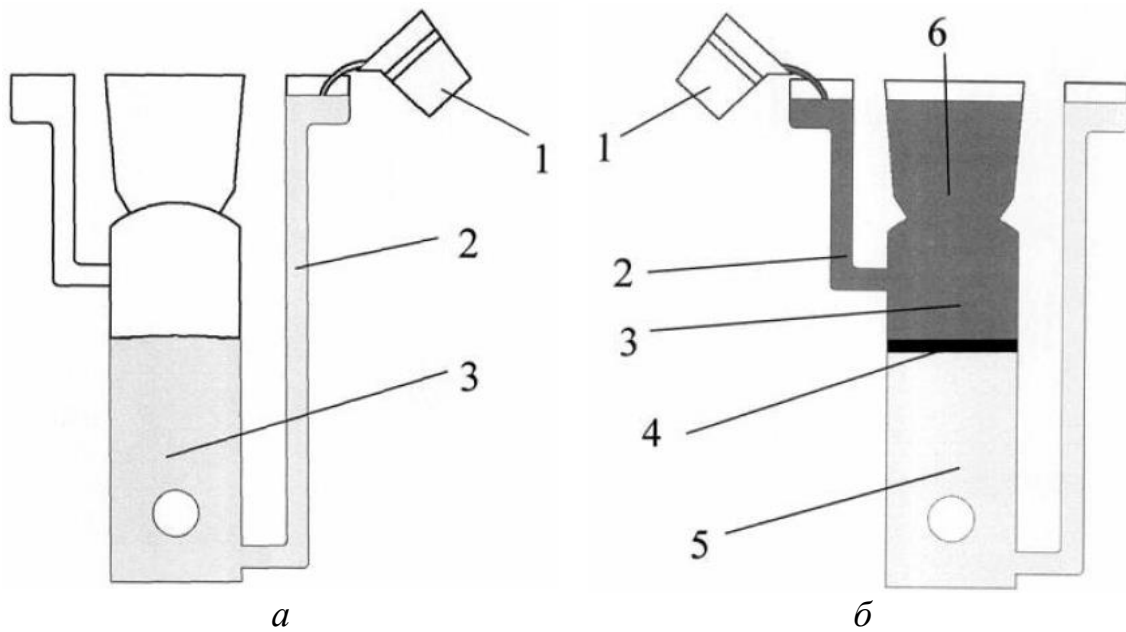


Рис. 148. Схема виготовлення робочих органів дробарок.

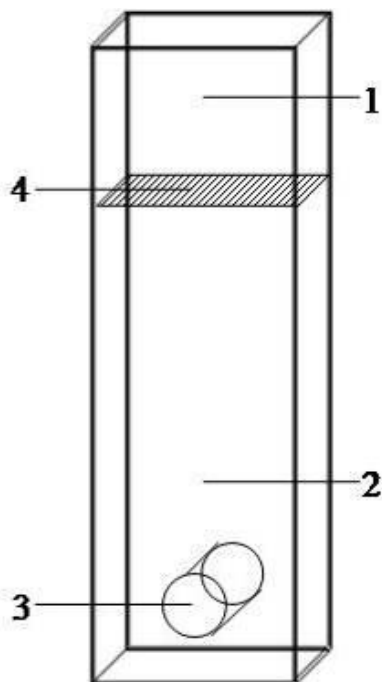


Рис. 149. Біметалевий робочий орган дробарки. 1-робочий шар; 2-основа; 3-отвір; 4 - дифузійна перехідна зона.

основу 5. При цьому відбувається спливання сполук утворених флюсом у зону надливу 6, взаємна дифузія, на поверхні контакту, атомів чавуну і сталі в процесі твердіння і охолодження робочого шару 3 та формування дифузійного перехідного шару 4, який міцно з'єднує робочий шар 3 і основу 5 у високоякісний біметалевий робочий орган дробарки (рис. 149).

Застосування біметалевих виливків виготовлених за приведеним способом підвищує зносостійкість виробів в 2,5 - 6,0 разів, скорочує витрату дефіцитних і коштовних металів і сплавів (мідь, нікель, титан, хром, марганець) в 1,7 - 2,0 рази і збільшує термін роботи виробів в 6 - 8 разів.

Глава 11. КОМП'ЮТЕРНЕ МЕТАЛОЗНАВСТВО

11.1 Основи комп'ютерного металознавства

Наведені в главах 1-10 основи металознавства і термічної обробки показують, що формування структури та властивостей металевих матеріалів відбувається в умовах впливу багаточисельних факторів, які діють, іноді, у прямо-протилежному напрямку. Тому аналіз якості існуючих і розробка нових сплавів досить складні та тривалі процеси, що вимагають значного об'єму експериментальних досліджень і не завжди супроводжуються реалізацією потенційно - досяжного рівня їх фізико – механічних і спеціальних властивостей.

Прискорення та зниження вартості цих процесів можливо тільки за допомогою комп'ютерних методів аналізу процесів формування структури та властивостей металевих матеріалів.

Оптимізація хімічного складу, умов виплавки і термічної обробки сплавів можуть забезпечити досягнення високого рівня властивостей металів і сплавів. Проте, для ефективної її реалізації необхідно встановити основні фізико - хімічні і фазові параметри структуроутворення і закономірності їх впливу на структуру і властивості металевих матеріалів.

Аналіз процесів отримання заготовок з якісних і високоякісних металів і сплавів показує, що формування їх структури і властивостей відбувається, в основному, на стадії підготовки шихти, плавлення, кристалізації розплаву, параметрів обробки тиском (у разі матеріалів, що піддаються пластичній деформації) і термічної обробки (рис. 150).

Формування структури і ливарних властивостей металевих сплавів в процесі кристалізації залежить, в основному, від властивостей розплаву, швидкості охолодження та ефективності перерозподілу елементів між рідкою і твердою фазами, а при охолодженні після затвердіння - також, від температурно - часових умов фазових перетворень.

У випадку, обробки тиском основний вплив на формування структури і властивостей надають параметри пластичної деформації, температурно-часові умови обробки тиском та фазові перетворення і перерозподіл елементів між фазами.

При термічній обробці структура і властивості заготовок з якісних і високоякісних металів і сплавів визначаються, в основному, характеристиками вихідної структури, температурно - часовими умовами термічної обробки та фазових перетворень і перерозподілом елементів між фазами.

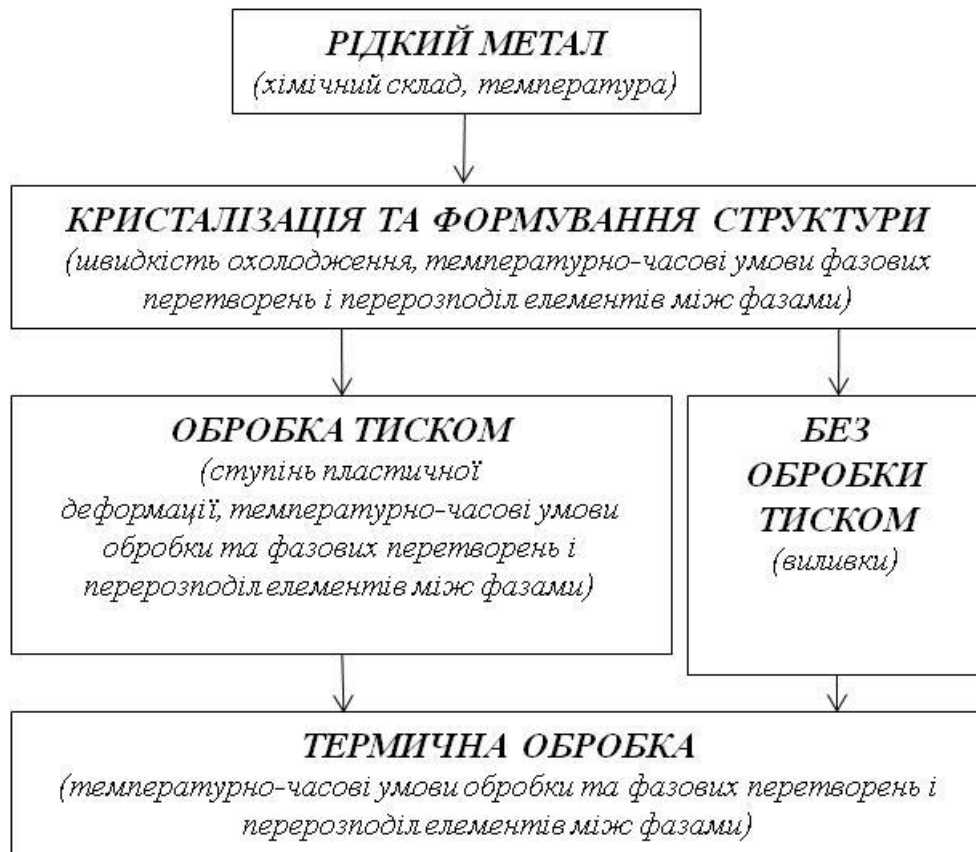


Рис. 150. Основні етапи формування структури і властивостей заготовок з якісних і високоякісних металів і сплавів

Математичні моделі, які побудовані на основі аналітичних і експериментальних досліджень впливу вищенаведених чинників на структуру і властивості металів і сплавів, які включають відповідні кількісні закономірності, є основою комп'ютерного аналізу сплавів.

Аналіз відомих, розробка і аналіз невідомих залежностей забезпечує можливість аналітичного прогнозування хімічного складу і параметрів обробки металів і сплавів з оптимальним поєднанням рівня ливарних, механічних і технологічних властивостей.

Комп'ютерний аналіз процесу формування структури і властивостей металів і сплавів на основі теоретичних, або статистичних математичних залежностей є найбільш ефективним методом вирішення проблем їх виробництва, експлуатації та створення нових високоякісних економнолегованих сплавів.

Прикладом вирішення однієї з найважливіших проблем виробництва, визначення зміни температури заготовок при їх виробництві, є комп'ютерне моделювання температури у біметалевих виливках на основі відомого рівняння теплопровідності Фур'є.

Комп'ютерне моделювання температури дає можливість, без застосування експериментального обладнання, за значеннями хімічного складу основи розплаву, робочого шару та температури їх заливання у ливарну форму, шляхом покрокового рішення рівняння теплопровідності Фур'є, розраховувати температуру у будь-якому місці біметалевого виливка (рис. 151).

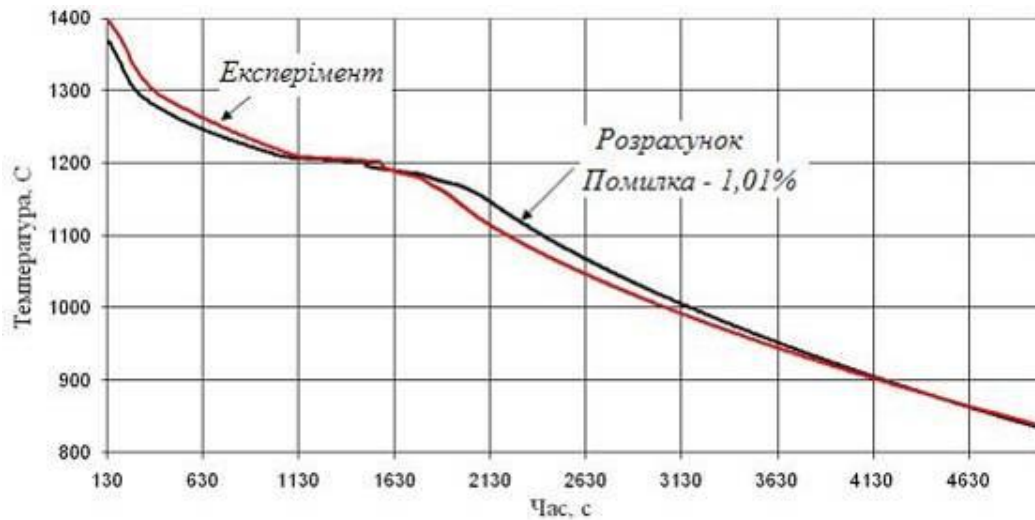


Рис. 151. Порівняння зміни температури контактної поверхні біметалевого виливка після його заливання у ливарну форму, визначеної шляхом розрахунку та експерименту.
 Основа – сталь 25Л. Робочий шар – чавун 300X21M2.

11.2. Вивчення структури металів і сплавів за допомогою комп'ютера

Вивчення структури металів і сплавів за допомогою комп'ютера відбувається шляхом аналізу зображення спеціально розробленими комп'ютерними програмами. Визначення параметрів структури відбувається за схемою наведеної на рис. 152.

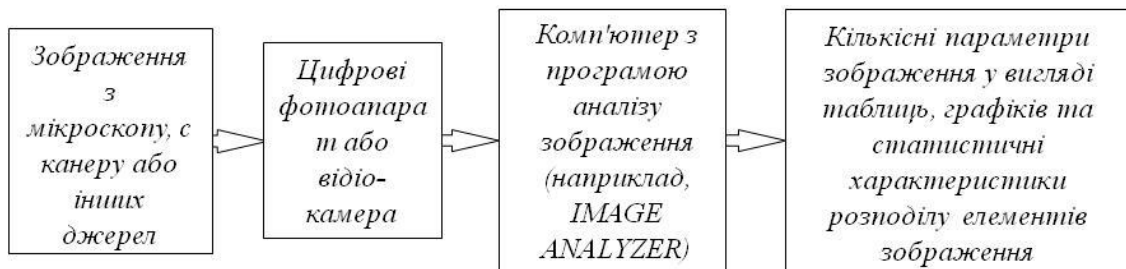


Рис. 152. Принципова схема комп'ютерного аналізу зображення

Зображення з мікроскопу, сканеру або інших джерел фіксується цифровим фотоапаратом або відеокамерою і передається на комп'ютер, у якому інстальована програма аналізу зображення (наприклад, «Image Analyzer», «ImageJ» або інші), яка визначає кількісні параметри зображення та статистичні характеристики їх розподілу і показує їх у вигляді таблиць і графіків.

Наприклад, комп'ютерна програма "IMAGE ANALYZER VERSION - 1" розрізняє об'єкти структури за яскравістю, нумерує їх та розраховує значення наступних параметрів кожного виділеного об'єкту: периметр (P); площа (S); мінімальний (d) та максимальний (D) діаметри (відповідно, діаметри кола, яким можливо вписати та описати об'єкт); форм - фактор ($Ff = 4\pi S/P^2$); коефіцієнт форми ($Sf = D/d$) та коефіцієнт викривлення границь (відношення визначеного периметру (P) до периметра еліпса, осі якого дорівнюють мінімальному (d) і максимальному (D) діаметрам.

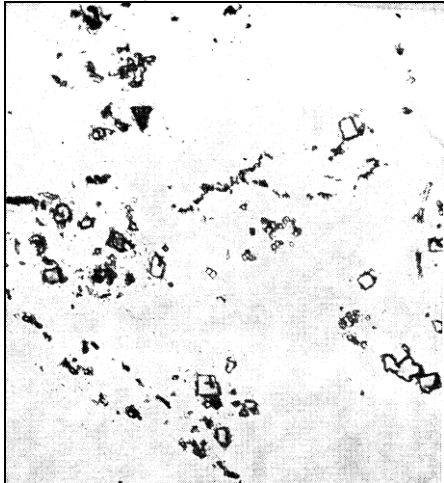


Рис. 153. Неметалеві включення в сталі X18H9. X 200

Визначаються також кількість (N) і об'ємний вміст (V, %) об'єктів та середня відстань між об'єктами (l, мкм).

Приклад аналізу зображення наведеного на рис. 153 представлено у таблиці 59.

Застосування комп'ютерного аналізу зображення дає можливість значно прискорювати вимірювання, класифікацію і обробку результатів дослідження.

Таблиця 59. Результати комп'ютерного аналізу зображення наведеного на рис. 153, за допомогою програми "Image Analyzer Version - 1".

№ об'єкту	P, мкм	S, мкм ²	d, мкм	D, мкм	Ff	Sf	V, % об.	l, мкм
1	4	1	1	2	0.78	2,00	-	-
2	9	4	2	3	0.62	1.50	-	-
3	23	16	4	7	0.37	1.75	-	-
.
154	5	3	2	4	1.50	2,00	-	-
155	3	2	3	6	2.79	2,00	-	-
156	1	1	1	5	12.5	5,00	-	-
Середнє	6.51	3.09	1.48		3.11	2.38	9.10	21.63

Комп'ютерний аналіз відомих, або розробка та аналіз невідомих закономірностей формування структури металів і сплавів полягає у наступному. Визначається етап формування структури виробу та математичні моделі, які описують процес на даному етапі. Після цього кількісні закономірності перекладаються на комп'ютерну мову за допомогою програм «EXEL», «BASIC», «PASCAL», або інших і визначаються значення параметрів структури залежно від величини факторів, які впливають на процес формування структури на даному етапі.

Наприклад, за допомогою комп'ютерних методів аналізу структури, можливо без будь яких експериментів визначити розміри елементів первинної (дендритної) структури сталевих виливків. Для цього потрібно розробити математичні моделі, які показують кількісний вплив хімічного складу та температури на властивості (в'язкість, поверхневий натяг, густина) розплаву середньолегованих сталей та вплив цих властивостей на параметри первинної (дендритної) структури виливків з середньолегованих сталей. Наприклад, за допомогою математичних моделей розраховані параметри дендритної структури сталі 20ХГЗСЛ (рис. 154).

Результати розрахунків та експериментальні значення товщини осей першого порядку (B_I) та відстані між осями другого порядку (Δ_{II}) наведено в таблиці 60.

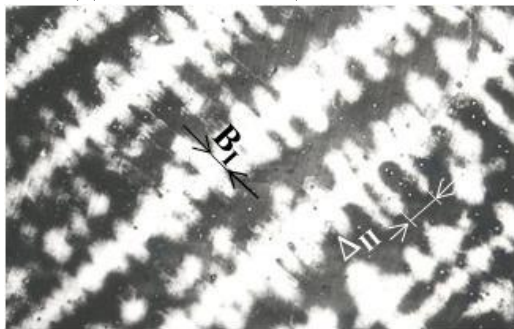


Рис. 154. Дендритна структура сталі 20ХГЗСЛ. X 20.

Видно, що розрахункові значення відрізняються від експериментальних на 2,4 – 3,4 %, що достатньо при металографічних дослідженнях.

Слід відмітити, що застосування комп'ютерного аналізу для визначення параметрів первинної структури металів і сплавів забезпечує прискорення аналізу у 20 – 45 разів.

11.3. Моделювання та вивчення властивостей металів за допомогою комп'ютера

Існує багато математичних моделей, які показують, що комплексна оптимізація легування та умов виробництва сплавів дає можливість ефективно покращувати властивості металів та сплавів. Однак це потребує значного об'єму експериментальних досліджень. При цьому не завжди досягається найбільш раціональне поєднання витрат і рівня підвищення властивостей.

Таблиця 60. Експериментальні та розрахункові значення параметрів дендритної структури сталі 20ХГЗСЛ

№ вимірювання	Метод визначення параметрів	V _I , мкм	Δ _П , мкм
1	Експериментальне вимірювання	74	163
2		89	133
3		94	173
4		74	84
5		123	178
6		109	118
7		69	104
8		79	113
9		74	153
10		99	207
Середнє			88.4
1	Розрахунок на комп'ютері	86.3	151.1
Відхилення результатів розрахунку на комп'ютері від середніх експериментальних значень, %		2.4	3.4

В значному числі досліджень розглядаються окремі аспекти впливу легування та параметрів виробництва на властивості металевих матеріалів.

Відомі результати математичного моделювання представляють, як правило, статистичну обробку експериментальних даних і характеризують, в основному, вплив хімічного складу і умов виробництва на деякі параметри фазових перетворень, структуру і властивості. Такі залежності є недостатніми для оптимізації властивостей металів і сплавів, оскільки дають інформацію тільки по кількісному впливу того, або іншого чинника на функцію відгуку і не пояснюють механізм такого впливу. Такі алгоритми не забезпечують ефективний пошук нових оптимальних рішень для багатофакторних умов виробництва.

Більш корисним для керування процесом формування властивостей матеріалів є перехід від формальних регресивних залежностей «Хімічний склад + Умови виробництва → Властивості» до математичних моделей, які базуються на рівняннях «Параметри структури → Властивості».

Наприклад, використання відомих закономірностей для визначення механічних властивостей середньолегованих сталей з ферито-перлітною структурою, дає можливість визначити вплив не тільки такого фактору, як температура нагріву при термічній обробці, але й оцінити ефективність впливу параметрів структури на процес

формування механічних властивостей. Дані наведені на рис. 155 показують вплив температури нормалізації на механічні властивості сталі 20ХГСЛ.

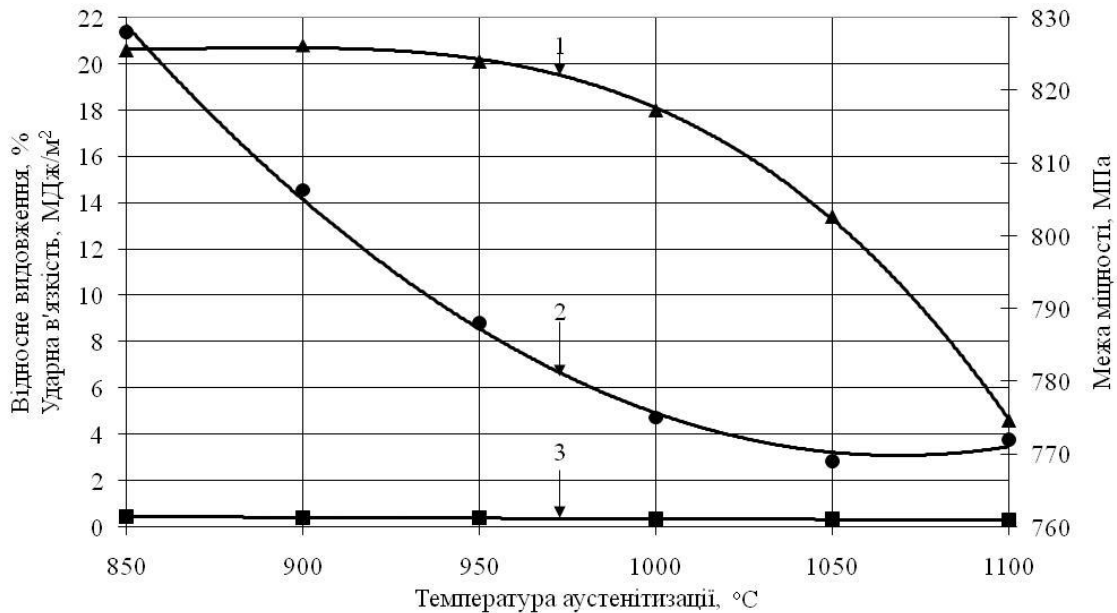


Рис. 155. Вплив температури нагріву на механічні властивості сталі 20ХГСЛ. 1-відносне видовження, 2 – межа міцності, 3 - ударна в'язкість

Комп'ютерний аналіз математичних моделей показує, що в досліджених межах температур нагріву основний вплив на механічні властивості конструкційних сталей, з ферито – перлітною структурою, має розмір зерна аустеніту і ферито - перлітною структурою, вміст вуглецю, азоту і карбідної фази у фериті.

На рис. 156 приведені результати комп'ютерної оцінки ефективності впливу вищенаведених параметрів структури, які показують, що підвищення міцності (рис. 156, а) і ударної в'язкості (рис. 156, в) конструкційних сталей можливо шляхом цілеспрямованого варіювання співвідношення кількості карбідної фази, яка виділилася у фериті, при охолодженні після нагріву, і розміру ферито - перлітної структури. Для підвищення пластичності (рис. 156, б), основну увагу необхідно приділити зменшенню розміру зерна аустеніту.

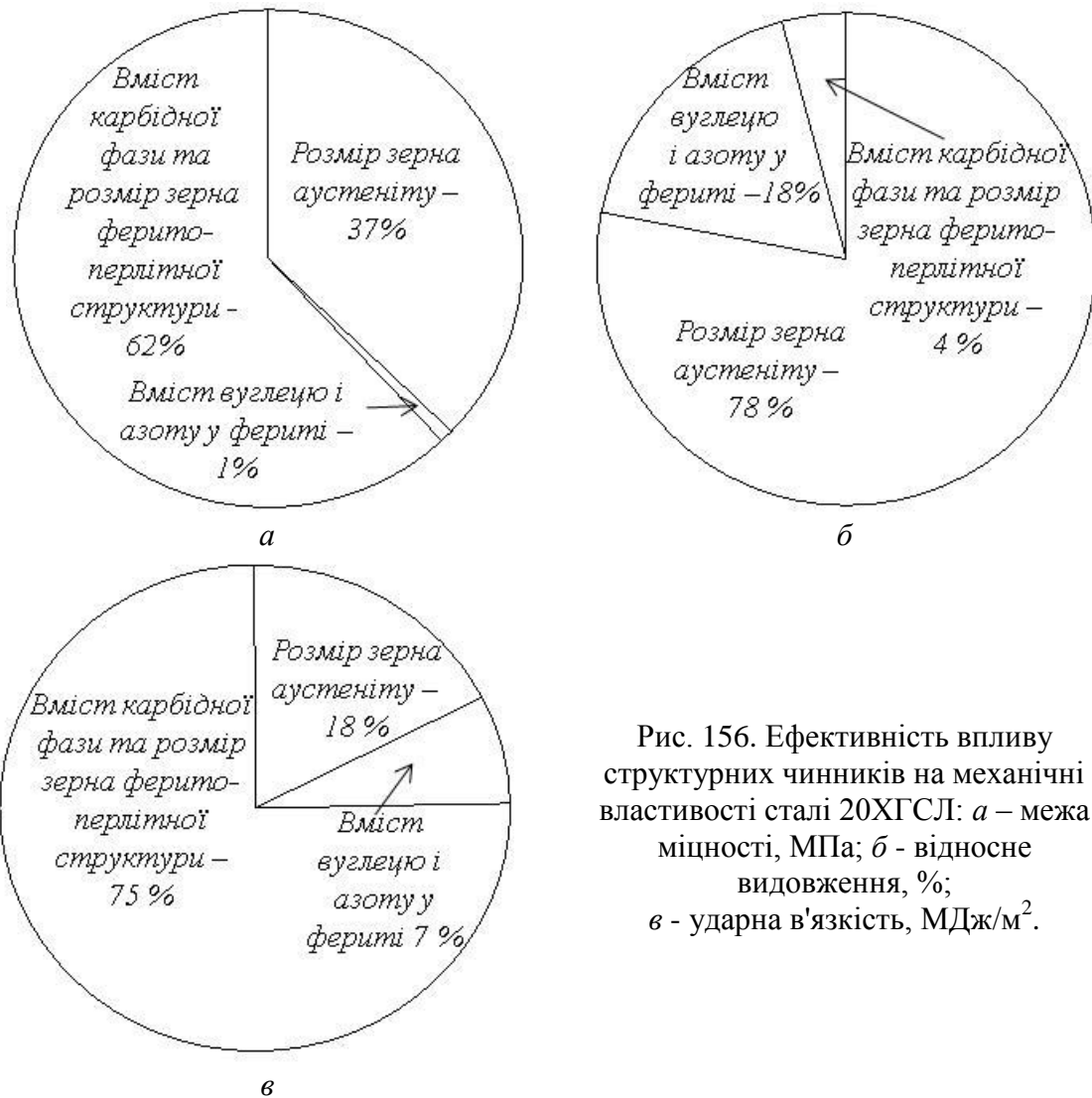


Рис. 156. Ефективність впливу структурних чинників на механічні властивості сталі 20ХГСЛ: а – межа міцності, МПа; б - відносьне видовження, %; в - ударна в'язкість, МДж/м².

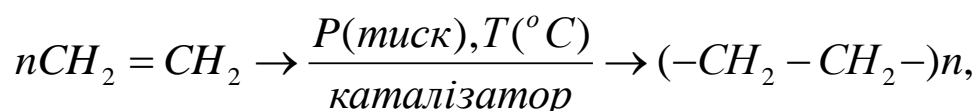
Таким чином, виходячи з результатів комп'ютерного аналізу впливу структури на механічні властивості конструкційної сталі, можна зробити висновок, що керування такими структурними факторами, як розмір зерна аустеніту та фериту, кількість карбідної фази, яка виділилася у фериті при охолодженні після нагріву та вміст вуглецю і азоту у фериті дає можливість отримати необхідний рівень міцності, пластичності та ударної в'язкості.

Такий метод аналізу є перспективним і дає можливість не тільки оцінювати ефективність впливу параметрів структури на властивості, але прогнозувати та прискорювати в 3 – 10 разів час їх досліджень.

Глава 12. ПОЛІМЕРИ ТА ПЛАСТМАСИ

Полімерами називають речовини, молекули яких складаються з численних елементарних ланок (мономерів) однакової структури. Процес з'єднання молекул мономерів у великі молекули полімеру, без виділення побічної продукції, називається *полімеризацією*. Перехід мономерів у полімери відбувається самостійно, під впливом каталізатора або під дією енергетичної обробки (світлові та під дією рентгенівські γ - промені, струми високої частоти та інш.). Полімеризацію проводять у водних емульсіях, оливі та розчинах. На процес полімеризації значно впливає температура. Полімеризацією отримують поліетилен, полістирол, вініпласт, фторопласти, поліакрилати та інш.

Кількість мономерів у молекулі полімеру позначають літерою n і називають *коефіцієнтом полімеризації*. Значення коефіцієнту полімеризації може змінюватися від кількох десятків до сотень тисяч.



Властивості полімерів визначаються їх хімічним складом, будовою та взаємним розташуванням молекул.

12.1. Структура полімерів

Молекули полімеру - це ланцюг, що складається з окремих ланцюжків. Поперечний переріз ланцюга дорівнює кільком ангстремам, а довжина кільком тисячам ангстрем. Тому молекулам полімеру властива гнучкість, яка є однією з основних особливостей полімерів.

Молекули полімерів можуть мати лінійні (ланцюгові), розгалужені, плоскі, стрічкові (сходинкові), просторові або сітчасті форми (рис. 157).

Лінійні молекули полімеру мають довгу зигзагоподібну форму або є закрученими у спіраль ланцюжками (рис. 157, а). Гнучкі молекули з високою міцністю вздовж ланцюга і слабкими міжмолекулярними зв'язками забезпечують еластичність матеріалу, здатність його розм'якшуватися при нагріванні, а при охолодженні знову твердіти. Більшість з таких полімерів розчиняються у розчинниках. Лінійні полімери є найбільш придатними для отримання

волокон і плівок (наприклад, поліетилен $(-\text{CH}_2-\text{CH}_2-)_n$, поліаміди $(-\text{CO}-\text{NH}-)_n$).

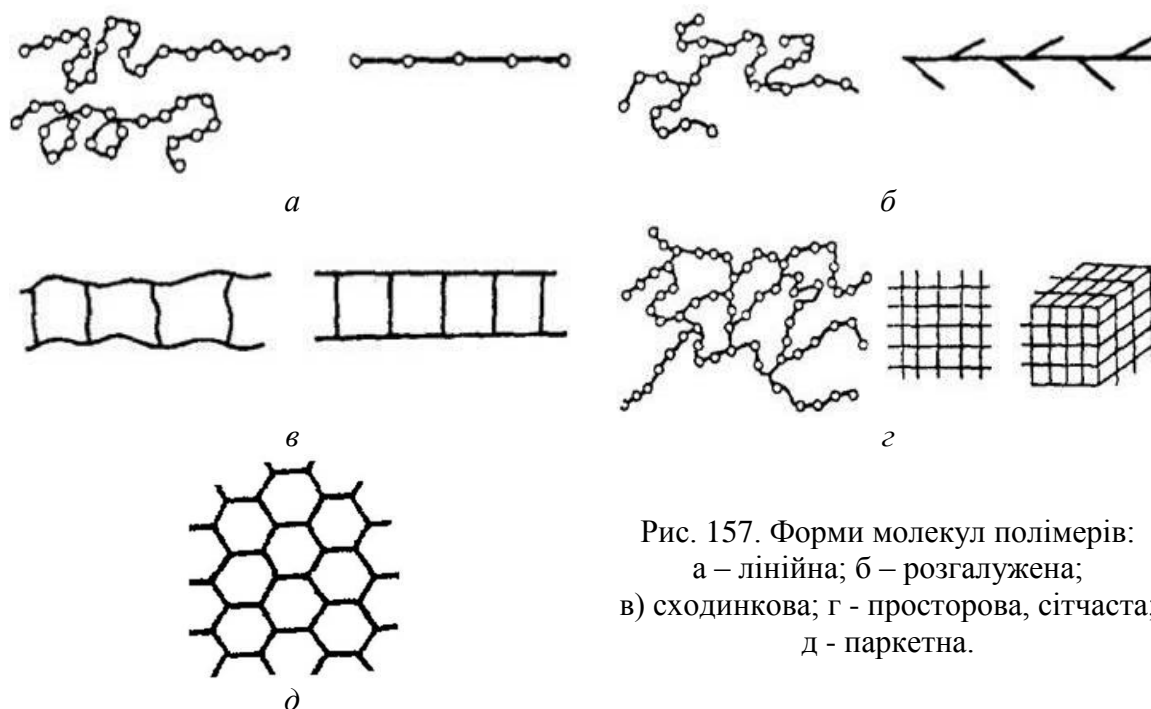


Рис. 157. Форми молекул полімерів:
 а – лінійна; б – розгалужена;
 в) сходиноква; г - просторова, сітчаста;
 д - паркетна.

Розгалужені молекули мають меншу міцність і підвищену плавкість та розчинність, наприклад, крохмаль- $(\text{C}_6\text{H}_{10}\text{O}_5)_n$ (рис. 157, б).

Полімери з сходиноквою формою молекул мають більш міцний основний ланцюг, підвищену теплостійкість, більшу жорсткість. При цьому вони нерозчинні у стандартних органічних розчинниках (рис. 157, в).

Просторові або сітчасті полімери мають високу пружність (наприклад, м'які гуми). Густосітчасті (просторові) полімери відрізняються твердістю, підвищеною теплостійкістю, нерозчинністю. Кількість ланок у кожній макромолекулі може змінюватись, тому молекулярна маса окремих молекул також може змінюватись (рис. 157, г, д).

12.2 Класифікація полімерів

Полімери розподіляються на *природні* та *штучні*. Природними полімерами є натуральний каучук, целюлоза, слюда, азбест, природний графіт. Основу штучних полімерів складають синтетичні полімери, які отримують у процесі хімічного синтезу низькомолекулярних з'єднань. Синтезом можна отримувати полімери

з різноманітними властивостями і навіть створювати матеріали із заздальгідь заданими властивостями.

Для зручності вивчення зв'язку між складом, структурою та властивостями полімерів їх можна класифікувати за різними ознаками, наприклад, за формою молекул, складом, фазовим станом, полярністю, відношенням до нагріву.

У залежності від форми молекул полімери розподіляються на *лінійні* (рис. 157, а), *розгалужені* (рис. 157, б), *плоскі* або *стрічкові* (рис. 157, в), *просторові* або *сітчасті* (рис. 157, г).

За *складом* полімери поділяють на органічні, елементоорганічні та неорганічні.

Органічні полімери є найбільш великою групою сполук. Якщо основний молекулярний ланцюг таких сполук утворений тільки з атомів вуглецю, то вони називаються *карболанцюговими* полімерами. У *гетероланцюгових* полімерах атоми інших елементів крім вуглецю, що є в основному ланцюгу, істотно змінюють властивості полімеру. Так, атоми кисню сприяють підвищенню гнучкості ланцюга, що веде до збільшення еластичності полімерів (наприклад, для волокон, плівок); атоми фосфору і хлору підвищують вогнестійкість; атоми сірки підвищують газонепроникність (для герметиків, гум); атоми фтору, надають полімеру високу хімічну стійкість тощо. Органічними полімерами є смоли і каучук ($-\text{C}_5\text{H}_8-$)_n.

Елементоорганічні сполуки містять у складі основного ланцюга атоми неорганічних речовин - кремнію, титану, алюмінію та інших елементів, які поєднуються з органічними радикалами (метильний- CH_3- , етильний- C_2H_5-). Органічні радикали надають матеріалу міцність і еластичність, а неорганічні - підвищену теплостійкість.

До *неорганічних* полімерів відносяться силікатне скло, кераміка, слюда, азбест. У складі цих сполук вуглецевий скелет відсутній. Основу неорганічних матеріалів складають оксиди кремнію, алюмінію, магнію, кальцію та інші. Властивості цих речовин можна змінювати в широких межах, отримуючи з мінерального скла волокна та еластичні плівки. Неорганічні полімери відрізняються більш високою густиною, тривалою теплостійкістю. Однак скло і кераміка крихкі, погано переносять динамічні навантаження. До неорганічних полімерів відноситься також графіт, що є карболанцюговим полімером.

У технічних матеріалах використовуються як окремі види полімерів, так і поєднання різних груп полімерів. Такі матеріали називають композиційними (наприклад, склопластики).

За фазовим станом полімери поділяють на *аморфні* і *кристалічні*.

Кристалічними полімерами є поліетилен, поліпропилен, поліаміди та інші. Кристалізація їх здійснюється в певному інтервалі температур. У звичайних умовах повної кристалізації не відбувається. У зв'язку з цим реальні полімери мають двофазну структуру: нарівні з кристалічною фазою є й аморфна. Кристалічний стан надає полімеру підвищену теплостійкість, велику міцність.

За *полярністю* полімери поділяють на *полярні* і *неполярні*. Фізико-механічні властивості неполярних полімерів при низьких температурах знижуються незначно. Такі матеріали володіють високою морозостійкістю (наприклад, поліетилен не окрихчується до температури мінус 70°C). Полярність, збільшуючи сили міжмолекулярного тяжіння, додає полімеру жорсткість і теплостійкість. Крім того, полярні полімери характеризуються низькою морозостійкістю (наприклад, поліхлорвинил морозостійкий до температур від мінус 10 до мінус 20°C).

Усі полімери по відношенню до *нагріву* поділяють на термопластичні і термореактивні.

Термопластичні полімери при нагріванні розм'якшуються, навіть плавляться, а при охолодженні затвердівають. Цей процес є зворотнім. Структура молекул таких полімерів лінійна або розгалужена. Представниками термопластів є поліетилен (-CH₂-CH₂-)_n, полістирол (-CH₂-CH-C₆H₅-)_n, поліамід (коли гідроксильна група OH змінюється на аміногрупу NH₂) і інші.

Термореактивні полімери на першій стадії утворення мають лінійну структуру і при нагріванні розм'якшуються, потім внаслідок протікання хімічних реакцій твердіють (утворюють просторову структуру) і надалі залишаються твердими. Твердий стан полімеру називається термостабільним. Прикладом термореактивних смол може служити фенолоформальдегідна смола (фенол - C₆H₅OH + формальдегід - CH₂O).

12.3. Властивості полімерних матеріалів

Кількість мономерів у молекулі впливає на властивості полімеру. Наприклад, якщо молекула складається з двох елементарних ланок CH₂-CH₂, то речовина є безбарвним газом, який називають етиленом. Якщо в молекулі таких ланок 20, то утворена речовина є рідиною, що має мастильні властивості. Збільшення числа ланок до 1500-2000 приведе до утворення еластичного матеріалу, з якого можна виготовляти плівки, еластичні труби, пляшки. Нарешті, якщо довжина

ланцюга складається з 5000-6000 ланок, то утворюється твердий поліетилен ($-\text{CH}_2-\text{CH}_2-$), з якого можна виробляти тверді труби, міцні нитки тощо.

Механічні властивості полімерів (пружність, міцність) залежать від їх структури, фізичного стану, температури тощо. Полімери можуть знаходитися у трьох фізичних станах: у склоподібному, високоеластичному і в'язкотекучому.

Склоподібний стан може бути твердий або аморфний (атоми, що входять до складу молекулярного ланцюга, здійснюють коливальні рухи навколо положення рівноваги, при цьому рух ланцюгів і переміщення макромолекул не відбувається).

Високоеластичний стан властивий тільки високополімерам і характеризується здатністю матеріалу до великих зворотних змін форми при невеликих навантаженнях (ланцюги коливаються і макромолекула набуває здатності згинатися).

В'язкотекучий стан нагадує рідкий стан, але відрізняється від нього дуже великою в'язкістю (рухома вся макромолекула). Із зміною температури лінійний або розгалужений полімер може перейти з одного фізичного стану в інший.

Полімери з просторовою структурою знаходяться тільки у склоподібному стані. Рідкосітчаста структура дозволяє отримувати полімери у склоподібному і високоеластичному станах.

Графічна залежність деформації, що розвивається за певний час при заданому напруженні, від температури, називається термомеханічною кривою (рис. 158).

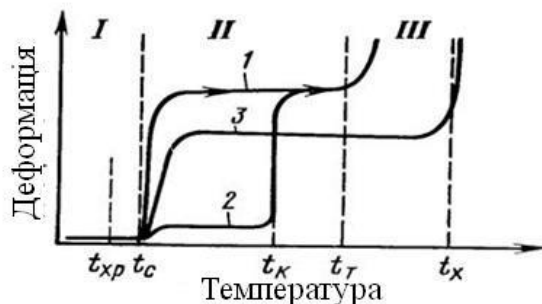


Рис. 158. Термомеханічні криві некристалічного (1), кристалічного (2) та рідкосітчастого (3) полімерів.

t_{xp} , t_c , t_k , t_r , t_x - відповідно, температури крихкого руйнування, склування, кристалізації, початку в'язкої течії та хімічного розкладу.

Ділянки I - III - відповідно, склоподібний, високоеластичний та в'язкотекучий стан

Для кристалічних полімерів (поліетилен, поліамід, поліетилентерефталат і інші) залежність напруження від деформації визначається температурою. При температурах нижче температури склування характер кривих зміни деформації від температури подібний до кривих характерних для склоподібних полімерів і

температури крихкого руйнування приблизно однакові для всіх видів розглянутих полімерів.

Високоеластичний стан характеризується значними зворотними деформаціями (сотні відсотків). На ділянці, відповідній цьому стану, розвиваються пружна і високоеластична деформації. Біля точки t_k крім пружної і високоеластичної деформації виникає також пластична. Кристалічні полімери при температурі нижче температури плавлення (кристалізації) t_k є твердими.

Для еластичних полімерів характерне явище гістерезису. У цих матеріалів крива залежності деформації від напруження при навантаженні і розвантаженні зразка не співпадає (відбуваються релаксаційні процеси).

При прикладанні сили зразок знаходиться у нерівноважному стані і поступово починається релаксація. *Релаксація деформації* - це зміна відносного видовження (або стискання) зразка при постійному напруженні у часі. Через якийсь час деформація досягає рівноважного значення (рівновага між $\sigma = \text{const}$ і тепловим рухом). Після зняття навантаження зразок починає відновлювати свою первинну форму (пружна післядія). Видовження зразка відбувається внаслідок розвертання, розкручування ланцюгів (високоеластичної деформації) і переміщення макромолекул одна відносно одної (в'язкої течії). Чим більший час випробування, тим більша в'язка течія. Деформація у цьому випадку складається із зворотної та незворотної. Ці процеси зміни форми зразка називаються *повзучістю*.

Зміна деформації в залежності від часу при $\sigma = \text{const}$ для лінійного і сітчастого полімерів приведена на рис. 159, де штриховою лінією показано характер кривих після зняття навантаження.

Для термостабільних полімерів пластична деформація відсутня і зразок після зняття напруження відновлює свої первинні розміри. При цьому, чим вища температура, тим швидше зразок деформується.

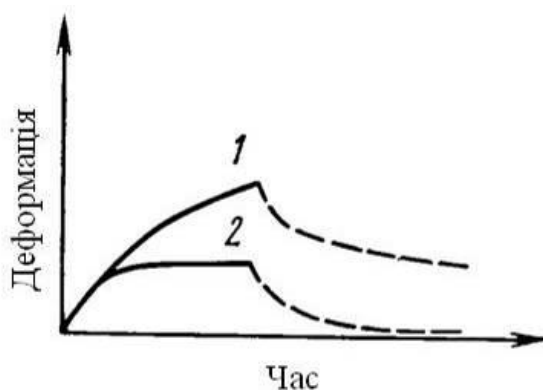


Рис. 159. Залежність деформації від часу при постійному навантаженні
1—лінійний полімер;
2—сітчастий полімер

Релаксацією напруження називається зменшення напруження до рівноважного значення при умові незмінності деформації. Із зміною часу величина прикладеного первинного напруження буде поступово зменшуватися, оскільки у зразку під дією теплового руху почнеться перебудова, а в лінійному полімері буде відбуватися переміщення макромолекул. Для сітчастих полімерів співвідношення вказаних процесів буде залежати від частоти сітки.

Під *старінням* полімерних матеріалів розуміють незворотну зміну найважливіших технічних характеристик, що відбуваються внаслідок складних хімічних і фізичних процесів, які розвиваються в матеріалі при експлуатації і зберіганні.

Суть процесу старіння полімерів полягає у складній ланцюговій реакції, що протікає з утворенням вільних радикалів, яка супроводжується деструкцією і структуруванням полімеру. Звичайно старіння є результатом окислення полімеру атмосферним киснем. Якщо переважає деструкція, то полімер розм'якшується і виділяються летючі речовини (наприклад, натуральний каучук).

При структуруванні підвищуються твердість, крихкість, спостерігається втрата еластичності (бутадієновий каучук, полістирол). При високих температурах (200...500 °С і вище) відбувається термічне розкладання органічних полімерів, що супроводжується випаровуванням летючих речовин. Збільшенню стабільності полімерів сприяє підвищення молекулярної маси і структурування, а також введення стабілізаторів.

Причинами старіння є світло, теплота, кисень, озон і інші немеханічні чинники. Старіння прискорюється при багаторазових деформаціях. Менш істотно на старіння впливає волога. Розрізняють старіння теплове, світлове, озонне і атмосферне.

Випробування на старіння проводиться як в природних умовах, так і штучними прискореними методами. Атмосферне старіння проводиться в різних кліматичних умовах протягом кількох років. Теплове старіння відбувається при температурі на 50 °С нижче за температуру плавлення полімеру. Тривалість випробування визначається часом, необхідним для зниження основних показників на 50% від вихідних. Для силіконових гум термін експлуатації при 120 °С - 10...20 років, при 250°C - 3 місяці, а при 370°C - 20 хвилин.

Тривалість експлуатації стабілізованих матеріалів значно зростає (рис. 160). Термін настання крихкості поліетилену, стабілізованого сажею, складає понад 5 років. Труби з полівінілхлориду можуть працювати 10 - 25 років.

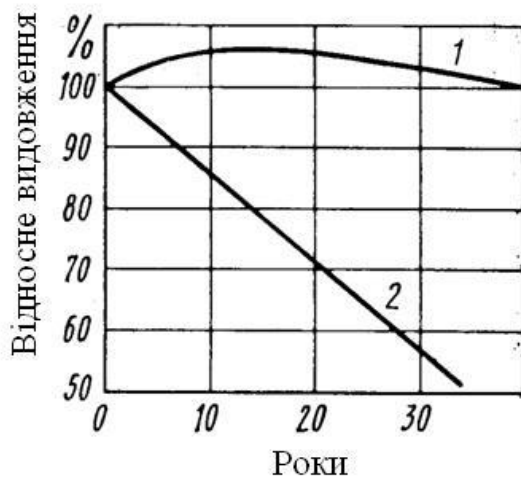


Рис. 160. Вплив атмосферного старіння на відносне видовження полівінілхлоридного пластика:
 1 — стабілізований;
 2 — нестабілізований

12.4. Технологія отримання полімерів

Основною технологічною операцією виготовлення полімерів є синтез за допомогою, якого можливо отримувати речовини з різноманітними властивостями і навіть створювати матеріали із заздалегідь заданими властивостями.

Наприклад, технологія виробництва поліетилену низького тиску складається з наступних операцій:

1. Готуються наступні вихідні матеріали: етилен чистотою 99,8%; розчинник - бензин (легка фракція перегонки нафти - $C_{6-10}H_{2n+2}$); каталізatori - $Al(C_2H_5)_3$ і $TiCl_4$; метиловий спирт (CH_3OH).

2. Параметри процесу - полімеризація етилену (C_2H_4) відбувається у присутності каталізатора при температурі 60 — 80 °C і тиску 0,2 – 0,5 МПа (2 - 5 атм.).

3. Технологічний процес: у реактор безперервно поступає суспензія каталізатора в бензині і етилен. Отриманий малорозчинений у бензині полімер фільтрують, а каталізатор видаляють відмиванням метиловим спиртом. Бензин і етилен, що не прореагували, повертають після очищення в реактор (принцип циркуляції).

У результаті вищенаведеного технологічного процесу отримують поліетилен з середньою відносною молекулярною масою 70000 — 350000, ступенем кристалічної складової 80—90%, густиною 0,94—0,96 г/см³. Вихід - продукту 85—98%.

12.5 Основні компоненти пластмас

Пластмасами (пластиками) називають штучні матеріали, які виготовляють на основі органічних полімерних зв'язуючих речовин. Ці матеріали здатні при нагріванні розм'якшуватися та ставати пластичними. Під тиском їм надають задану форму, яка потім

зберігається. У залежності від природи зв'язуючої речовини, перехід відформованої маси в твердий стан здійснюється при подальшому її нагріванні або при подальшому охолодженні.

Зв'язуюча речовина є обов'язковим компонентом пластмас. У якості зв'язуючих для більшості пластмас використовують синтетичні смоли, рідше застосовують ефір целюлози (продукт реакції целюлози з оцтовим ангідридом – $(\text{CH}_3\text{CO}_2)\text{O}$).

Більшість пластмас термопластичні та складаються з однієї зв'язуючої речовини (наприклад поліетилен, органічне скло і інші).

Іншим важливим компонентом пластмас є *наповнювач* (речовини як органічного, так і неорганічного походження).

Наповнювачі можуть бути:

порошкоподібні - деревна мука, тальк, мелений кварц, графіт, барит, оксид алюмінію тощо;

волоконисті - целюлоза, азбестове і скляне волокно, текстильні очоси, деревна, скляна і інша крихта;

листові - листи паперу, тканини (бязь, шифон), тканина скляна, тканина азбестова, деревна шпона.

Після просочення наповнювача зв'язуючим отримують напівфабрикат, який пресується у монолітну масу. Наповнювачі підвищують механічні властивості, знижують усадку при пресуванні і додають матеріалу специфічні властивості (фрикційні, антифрикційні та інші).

Для підвищення пластичності у напівфабрикат додають *пластифікатори* (органічні речовини з високою температурою кипіння і низькою температурою замерзання, наприклад олеїнову ($\text{C}_{17}\text{H}_{33}\text{COOH}$) та стеарінову ($\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$) кислоти та касторову олію). Пластифікатор надає пластмасам еластичність, полегшує їх обробку.

Фарбники застосовуються для надання виробу бажаної окраски.

Властивості пластмас залежать від складу окремих компонентів, їх поєднання і кількісного співвідношення, що дозволяє змінювати характеристики пластиків у широких межах.

12.6 Класифікація та властивості пластмас

За *характером зв'язуючої речовини* пластмаси поділяють на *термопластичні* (термопласти), що отримують на основі термопластичних полімерів, і *терморективні* (реактопласти) - на основі терморективних смол.

Термопласти зручні для переробки у виробі, дають незначну усадку при формуванні (1...3%). Матеріал відрізняється великою

пружністю і малою крихкістю. *Термореактивні* полімери після затвердіння і переходу зв'язуючого у термостабільний стан крихкі, часто дають велику усадку (до 10... 15%) при їх переробці, тому до їх складу вводять наповнювачі.

За *видом наповнювача* пластмаси поділяють на:

порошкові - з наповнювачами у вигляді деревного борошна, сульфітної целюлози, графіту, тальку, подрібненого скла, мармуру, азбесту, слюди;

волокнисті - з наповнювачами у вигляді бавовни і льону (волокніти), скляного волокна (скловолокніти), азбесту (азбоволокніти);

шаруваті (слоїсті) - з листовими наповнювачами (листи паперу в гетинаксі; бавовняні, скляні, азбестові тканини у текстоліті, склотекстоліті і азботекстоліті; деревного шпону в деревослоїстих пластиках);

крихтоподібні - наповнювач у вигляді шматочків тканини або деревного шпону, просоченого зв'язуючим;

газонаповнені - наповнювачем є повітря або нейтральні гази. У залежності від структури їх поділяють на пінопласти і поропласти.

За *призначенням*, пластмаси поділяють на *силові* (конструкційні, фрикційні і антифрикційні, електроізоляційні) і *несилові* (оптичні, хімічно стійкі, електроізоляційні, теплоізоляційні, декоративні, ущільнюючі тощо).

Пластмаси за фізико-механічними і технологічними властивостями є найбільш перспективними і часто незамінними матеріалами у машинобудуванні. Недоліком пластмас є невисока теплостійкість, низькі модуль пружності і ударна в'язкість у порівнянні з металами і сплавами, а для деяких пластмас - схильність до старіння.

Термопластичні пластмаси. У основі термопластичних пластмас лежать полімери лінійної або розгалуженої структури, такі як *поліетилен*. Термопластичні пластмаси застосовують як прозоре органічне скло, високо і низькочастотні діелектрики, хімічно стійкі матеріали. Деталі, виготовлені з таких матеріалів, працюють в обмеженому інтервалі температур. При нагріві їх до температур вище 60...70 °С починається різке зниження їх фізико-механічних властивостей, хоча більш теплостійкі пластмаси можуть працювати при температурах 150...250 °С.

Термостійкі полімери з жорсткими ланцюгами і циклічною структурою стійкі до 400...600 °С. Чим вищі питома вага і кристалічність поліетилену, тим вищі міцність і теплостійкість

матеріалу. Температурна залежність міцності поліетилену наведена на рис. 161.

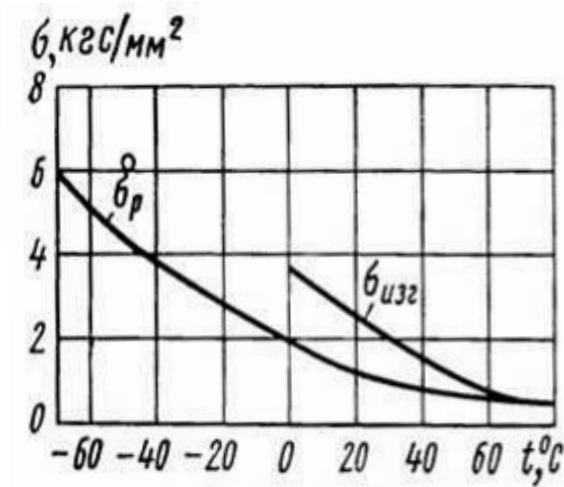


Рис. 161. Залежність міцності поліетилену на розтяг (σ_p) та згин ($\sigma_{изг}$) від температури

Теплостійкість поліетилену невисока, тому його можна застосовувати при температурах до 60...100 °С. Морозостійкість поліетилену досягає - 70 °С і нижче. Поліетилен хімічно стійкий і при кімнатній температурі нерозчинний у відомих розчинниках. Недоліком поліетилену є його схильність до старіння. Для захисту від старіння в поліетилен вводять стабілізатори і інгібітори (2 - 3% сажі уповільнюють процеси старіння у 30 разів).

Поліетилен використовують для виготовлення литих труб і пресованих несилкових деталей (вентилі, контейнери тощо), поліетиленових плівок для ізоляції проводів і кабелів, чохла, скління парників, облицювання водоймищ. Крім того, поліетилен служить покриттям на металах для захисту від корозії, вологи, електричного струму та інш.

Поліпропілен $(-\text{CH}_3-\text{CH}-\text{CH}_2-)_n$ є похідним етилену. Це жорсткий нетоксичний матеріал з високими фізико-механічними властивостями. У порівнянні з поліетиленом цей пластик більш теплостійкий - зберігає форму до температури 150°C. Поліпропіленові плівки міцні і більш газонепроникні, ніж поліетиленові, а волокна еластичні, міцні і хімічно стійкі. Нестабілізований поліпропілен схильний до швидкого старіння. Недоліком пропілену є його невисока морозостійкість (від мінус 10 до мінус 20°C). Поліпропілен використовують для виготовлення труб, конструкцій і деталей автомобілів, мотоциклів, холодильників, корпусів насосів, різних ємностей і інш.

Полістирол $(-\text{CH}_2-\text{CH}-\text{C}_6\text{H}_5-)_n$ - твердий, міцний, прозорий, аморфний полімер. За діелектричними характеристиками близький до

поліетилену, зручний для механічної обробки, добре забарвлюється. Полістирол розчиняється в багатьох неполярних розчинниках (бензол), в той же час він хімічно стійкий до кислот і лугів; нерозчинний в спиртах, бензині, маслах, воді. Недоліком полістиролу є його невисока теплостійкість, схильність до старіння, утворення тріщин. Ударостійкий полістирол має у 3 - 5 разів більшу міцність на удар і у 10 разів більше відносне видовження у порівнянні із звичайним полістиролом. З полістиролу виготовляють деталі для радіотехніки, деталі машин (корпуси, ручки і інш.), посудини для води і хімікатів, плівки, труби і інш.

Фторопласт є термічно і хімічно стійким матеріалом. Основним представником фтормістких полімерів є політетрафторетилен ($-(CF_2-CF_2)-_n$). Це насичений полімер з макромолекулами у вигляді зигзагоподібних спіралей. До температури 250 °С швидкість кристалізації мала і не впливає на його механічні властивості, тому використовувати фторопласт можна до температури 250°С. Руйнування матеріалу відбувається при температурі вище 415°С. Температура склування - 120°С, але навіть при дуже низьких температурах (до мінус 260°С) пластик не окрихчується.

Фторопласт стійкий до дії розчинників, кислот, лугів, окислювачів. Це найбільш високоякісний діелектрик і його діелектричні властивості мало змінюються в широкому діапазоні температур. Фторопласт має дуже низький коефіцієнт тертя ($f=0,04$), який не залежить від температури до 327 °С (коли починає плавитися кристалічна фаза). Недоліком фторопласту є холодотекучість (результат рекристалізації), виділення токсичного фтору при високій температурі і складність його переробки (внаслідок відсутності пластичності).

Фторопласт застосовують при виготовленні труб для хімікатів, деталей (вентилі, крани, насоси, мембрани), ущільнюючих прокладок, манжет, сільфонів, електрорадіотехнічних деталей, антифрикційних покриттів на металах (підшипники, втулки).

Органічне скло - це прозорий аморфний термопласт на основі складного ефіру акрилової ($CH_2=CH-COON$) і метакрилової ($CH_2=C(CH_3)-COON$) кислот. Складний ефір утворюється коли кислоти взаємодіють з спиртами, і основа спирту приєднується до кислот, а гідроксильні групи формують воду. Матеріал у 2 рази легший за мінеральне скло ($\rho = 1,18 \text{ г/см}^3$), відрізняється високою атмосферою стійкістю, оптично прозорий (світлопрозорість 92%), пропускає 75% ультрафіолетових променів (силікатне скло - 0,5%). При температурі 80 °С органічне скло починає розм'якшуватися; при температурі 105 -

150 °С з'являється пластичність, що дозволяє формувати з нього різні деталі. Механічні властивості органічного скла залежать від температури.

Критерієм, що визначає придатність органічного скла для експлуатації, є не тільки його міцність, але і поява на поверхні та всередині матеріалу дрібних тріщин, так званого "срібла". Цей дефект знижує прозорість і міцність скла. Причиною появи "срібла" є внутрішні напруження, що виникають у зв'язку з низькою теплопровідністю і високим температурним коефіцієнтом лінійного розширення матеріалу.

Органічне скло стійке до дії розбавлених кислот і лугів, вуглеводних палив і мастил, розчиняється в ефірі і кетоні (кетони це – органічні сполуки, молекули яких містять карбонільну групу С=О, сполучену з двома вуглеводневими радикалами), в органічних кислотах, ароматичних і хлорованих вуглеводах. Старіння органічного скла в природних умовах протікає повільно. Недоліком органічного скла є невисока поверхнева твердість. Органічне скло використовують у літакобудуванні, автомобілебудуванні. З органічного скла виготовляють світлотехнічні деталі, оптичні лінзи і інш.

Збільшення термостійкості і ударної в'язкості органічного скла досягається деформацією його в пластичному стані в різних напрямках (орієнтоване скло). При цьому міцність на удар і стійкість до "сріблення" збільшується у кілька разів. Максимальні робочі температури при повному прогріванні органічного скла від 60 до 100 °С. При неповному прогріванні по товщині скло можна використовувати в інтервалі від 60 до 160°С.

Полівінілхлорид $(-CH_2-CH-Cl)_n$ є полярним аморфним полімером. Пластмаси на основі полівінілхлориду мають хороші електроізоляційні характеристики, стійкі до хімікатів, не підтримують горіння, атмосферостійкі.

Вініпласт - непластифікований твердий полівінілхлорид. Вініласти мають високу механічну міцність і пружність. З вініласту виготовляють труби для подачі агресивних газів, рідин і води, захисні покриття для електропроводки, деталі вентиляційних установок, теплообмінників, захисні покриття для металевих ємностей, будівельні облицювальні плитки. Крім того, вініластом облицюють гальванічні ванни. Недоліками цього матеріалу є низька міцність і низька робоча температура під навантаженням (60...70°С), великий коефіцієнт лінійного розширення, крихкість при низьких температурах ($t_{xp} = - 10$ °С, $t_r = 90 - 95$ °С). Залежність

механічних властивостей вініпласту від температури наведено на рис. 162.

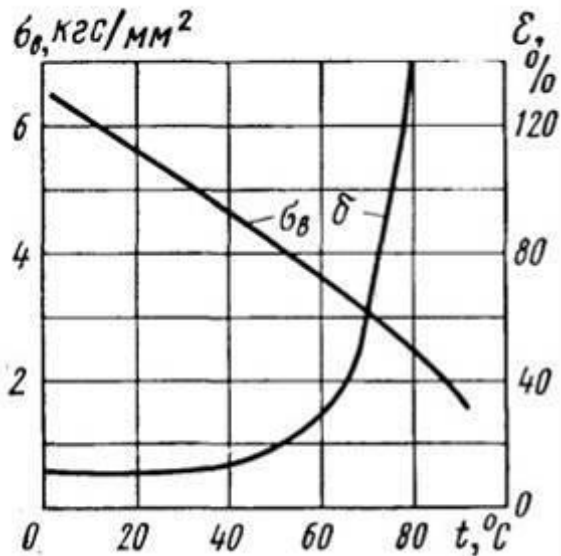


Рис. 162. Залежність міцності (σ_v) та відносного видовження (δ) на розтяг вініпласту від температури

Плівкові матеріали застосовують для ізоляції проводів і кабелів, консервації двигунів, виготовлення засобів захисту при роботі з радіоактивними речовинами. З пластикату отримують труби, друкарські валики, ущільнюючі прокладки.

Поліаміди - це полімери, що здатні кристалізуватись. До поліамідів відносяться такі пластмаси, як капрон $(-\text{NH}-(\text{CH}_2)_5-\text{CO}-)_n$, нейлон $(-\text{NH}-(\text{CH}_2)_4-\text{CO}-)_n$ та інші. Властивості різних видів поліамідів схожі. Вони мають невелику питому вагу, межу міцності при розриві від 50 до 110 МПа, відносне видовження від 10 - 100 до 200 - 350 %, міцність волокон ≈ 600 МПа. Поліаміди мають низький коефіцієнт тертя ($f < 0,05$) і тривалий час можуть працювати при терті. Поліаміди ударноміцні і здатні поглинати вібрацію, стійкі до лугів, бензину, спирту, стійкі у тропічних умовах. До недоліків поліамідів відноситься деяка гігроскопічність і схильність до старіння внаслідок окислення.

Термопласти з наповнювачем складаються з полімерної матриці, наповненої армуючими компонентами (скляне волокно, азбест, органічні волокна і тканини). Наповнювачі утворюють в полімері несучий каркас і цим зміцнюють матеріал. У промисловості широко застосовуються поліаміди і полікарбонат, які наповнені дрібнорубленим скловолокном. Вміст (% по масі) наповнюючого волокна істотно впливає на механічні властивості наповнених полімерів (рис. 163).

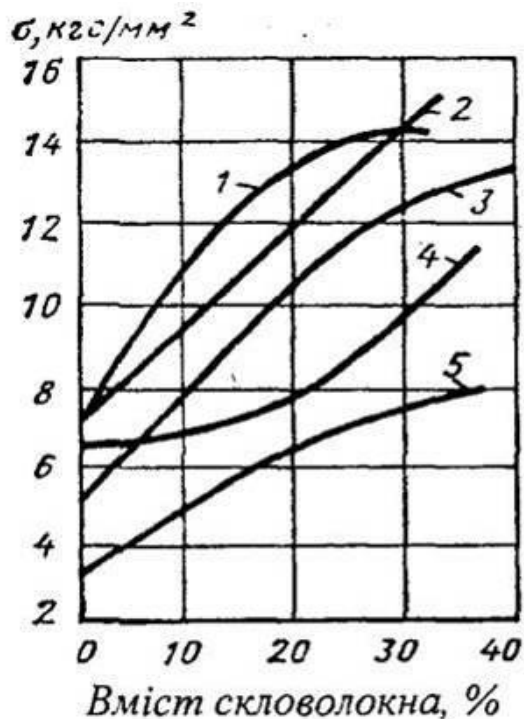


Рис. 163. Залежність міцності при розтягу від вмісту скловолокна (% по масі) для термопластичних скловолокнитів: 1 - полікарбонат; 2 - поліамід; 3 - сополімер стиролу, акрилонітрилу та бутадієну; 4 - полістирол; 5 - поліпропілен

Такі матеріали володіють підвищеною міцністю, тепло - і зносостійкістю, меншою повзучістю порівняно з ненаповненими полімерами. Інтервал робочих температур становить від мінус 60 до 150 °С. З них виготовляють підшипники, зубчаті колеса, труби, вентиля, ємності для агресивних середовищ.

З поліамідів виготовляють шестерні, втулки, підшипники, болти, гайки, шківни, деталі ткацьких верстатів, маслбензопроводи, ущільнювачі гідросистем, колеса відцентрових насосів, турбін, турбобурів, буксирні канати тощо. Поліаміди використовують в електротехнічній промисловості, медицині і як антифрикційні покриття металів. Хімічний склад та фізико-механічні властивості термопластичних пластмас наведені у табл. 61.

Терморективні пластмаси. У терморективних пластмасах в якості зв'язуючих речовин застосовують терморективні смоли, в які іноді вводять пластифікатори, прискорювачі або уповільнювачі та розчинники. Основними вимогами до зв'язуючих речовин є висока клеюча здатність (адгезія), висока теплостійкість, хімічна стійкість і електроізоляційні властивості, простота технологічної переробки, невелика усадка і відсутність токсичності.

Для виробництва пластмас широко використовують феноло формальдегідні ($C_6H_5(OH)$ (фенол) + CH_2O (формальдегід) = $C_6H_5-(OH)-CH_2OH$ + фенол = ... + формальдегід = ... і так далі) смоли. При 7 молях фенолу та 8 молях формальдегіду в присутності

соляної кислоти утворюються термопластичні смоли (полімер лінійного структури). При 6 молях фенолу та 7 молях формальдегіду в присутні аміачної води утворюються терморезистивні смоли (полімер трьохмерної (просторової) структури)), кремнійорганічні, епоксидні смоли, неграничні поліефіри і їх різні модифікації.

Більш високою адгезією до наповнювача володіють епоксидні зв'язуючі речовини, які дозволяють отримувати армовані пластики з високою механічною міцністю. Теплостійкість склопластиків при тривалому нагріві становить: на кремнійорганічному зв'язуючому від 260 до 370 °С, на фенолоформальдегідному зв'язуючому до 260°С, на епоксидному зв'язуючому до 200°С, на неграничному поліефірному зв'язуючому до 200°С і на поліамідному зв'язуючому від 280 до 350 °С.

Важливою властивістю неграничних поліефірів і епоксидних смол є їх здатність до затвердіння не тільки при підвищеній, але і при кімнатній температурі без виділення побічних продуктів з мінімальною усадкою, що дозволяє отримувати великогабаритні вироби.

Волокнисті пластмаси.

Азбоволокніт – це волокнистий мінерал, що розщеплюється на тонке волокно ($d = 0,5$ мкм) та в якості наповнювача має азбест ($3MgO \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$). Зв'язуючим матеріалом служить фенолформальдегідна смола. Перевагою азбоволокнітів є підвищена теплостійкість (понад 200°С), удароміцність, стійкість до кислих середовищ і високі фрикційні властивості.

Азбоволокніти використовують як матеріал для гальмівних пристроїв (колодки, накладки, диски підіймальних кранів, вагонів, автомобілів, екскаваторів тощо). З фаоліту (різновид азбоволокнітів) отримують кислототривкі апарати, ванни, труби.

Скловолокніти - це композиція, що складається із скловолокнистого наповнювача та синтетичної смоли у якості зв'язуючого. Скловолокно отримують продавлюванням розплавленої скломаси через філ'єри (отвори у дні електропечі). Міцність скловолокна різко зростає із зменшенням його діаметру. Властивості скловолокна залежать також від вмісту в ньому лугів.

До термотривких відносяться такі волокна – кварцове та кремнеземне (SiO_2), алюмосилікатне ($Al_2O_3 \cdot 2SiO_2 \cdot 2H_2O$) ($t_{пл} = 1650 - 1700^\circ C$). Скловолокно не горить, стійке до дії ультрафіолетових променів, хімічно стійке.

Таблиця 61. Хімічний склад та фізико-механічні властивості термопластичних пластмас

Назва	Наповнювач	Зв'язуюча речовина	Питома вага, г/см ³	Робоча температура, °С	Міцність при, Па		
					розтягу	стисканні	згину
Поліетілен	(-CH ₂ -CH ₂ -) _n ,	Синтетичні смоли, ефір целюлози (продукт реакції целюлози з оцтовим ангідридом -(CH ₃ CO ₂)O).	0,918-0,96	-70...+125	8.4...45	12,5...36	12...38
Поліпропілен	(-CH ₃ -CH-CH ₂ -) _n		0,9-0,92	-15...+150	25...30	60...65	70...80
Полістірол	(-CH ₂ -CH-C ₆ H ₅ -) _n		1.05-1,2	-20...+80	35...40	100...105	50...100
Фторопласт	(-CF ₂ -CF ₂ -) _n		2,15-2,35	-269...+250	14...35	20...25	11...14
Вініпласт	Не пластифікований твердий полівінілхлорид (-CH ₂ -CH-Cl-) _n		1,4	-40...+80	40...60	80...100	80...120
Поліаміди	Капрон (-NH-(CH ₂) ₅ -CO-) _n . Нейлон (-NH-(CH ₂) ₄ -CO-) _n .		1,16	-60...+110	50...100	70...100	90...100
Органічне скло	Складної ефір (продукт взаємодії акрилової (CH ₂ =CH-COОН) і метакрилової кислот (CH ₂ =C(CH ₃)-COОН) та спиртів. Основа спирту приєднується до кислот а гідроксильні групі формують воду		1,2	-60...+60	70	85	99

Скловолокніти як наповнювач містять коротке скловолокно. Це дозволяє пресувати деталі складної форми з металевою арматурою. Матеріал має ізотропні характеристики міцності, набагато вищі, ніж у преспорошків і волокнитів. Застосовують їх для виготовлення силових електротехнічних деталей, деталей в машинобудуванні для великогабаритних виробів простої форми (кузови автомашин, човнів, корпуси приладів тощо).

Шаруваті (слоїсті) пластмаси. Шаруваті пластмаси є силовим конструкційним матеріалом. Матеріали випускаються у вигляді листів, плит, труб, заготовок, з яких механічною обробкою отримують різні деталі.

Гетинакс отримують на основі модифікованих фенольних ($C_6H_5(OH)$) аніліноформальдегідних ($C_6H_5NH_2$ (анілін) + CH_2O (формальдегід)), карбомідних смол ($H_2N-CO-NH_2$) і різних сортів паперу (целюлоза- $C_6H_{10}O_5$)₄₀₀₀₀. За призначенням гетинакс поділяють на електротехнічний (для панелей, щитків) і декоративний, який може мати різні кольори і текстуру (імітує породи дерева). Пластик можна застосовувати при температурі від 120 до 140°C. Він стійкий до дії хімікатів, розчинників, харчових продуктів і використовується для внутрішнього облицювання пасажирських кабін літаків, залізничних вагонів, кают суден, у будівництві.

Текстоліт (наповнювач - бавовняні тканини, зв'язуюче - терморективні смоли). Серед слоїстих пластиків текстоліт володіє найбільшою здатністю поглинати вібраційні навантаження, чинити опір розколюванню. У залежності від призначення текстоліти ділять на конструкційні (ПТК, ПТ, ПТМ), електротехнічні, графітізовані, гнучкі, прокладочні. Текстоліт як конструкційний матеріал застосовується для зубчатих коліс. Такі передачі працюють безшумно при частоті обертання до 30000 об/хв. Текстолітові вкладиші підшипників служать в 10... 15 раз довше бронзових. Однак робоча температура текстолітових підшипників невисока (80 - 90°C). Вони застосовуються в прокатних станах, відцентрових насосах, турбінах і тощо.

Деревослоїсті пластики (ДСП) складаються з тонких листів деревного шпону, просочених крезольноформальдегідними ($CH_3C_6H_4OH$ (крезол) + CH_2O (формальдегід)) смолами, спресованих у вигляді листів і плит. Деревослоїсті пластики мають високі фізико-механічні властивості, низький коефіцієнт тертя і з успіхом замінюють текстоліт, а також кольорові метали і сплави. Підшипники з ДСП не утворюють задирів на поверхні металевого валу (коефіцієнт тертя $f =$

0,004 - 0,2) в залежності від змащення). Недоліком ДСП є чутливість до вологи (рис. 164).

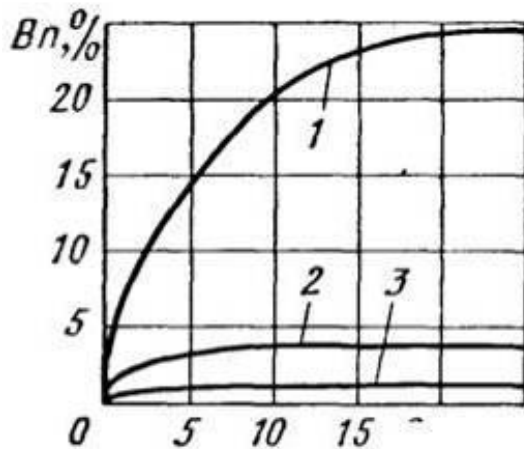


Рис. 164. Водопоглинання (Вп) шарових (слоїстих) пластиків:
1 – деревошаровий,
2 – текстоліт,
3 – склопластик

З ДСП виготовляють шківни, втулки, повзуни лісопильних рам, корпуси насосів, підшипники, деталі автомобілів, залізничних вагонів, човнів, деталі текстильних машин, матриці для витягування і штампування.

Азботекстоліт є конструкційним, фрикційним і термоізоляційним матеріалом, який містить від 38 до 43% зв'язуючого. Найбільшою теплостійкістю володіє матеріал на кремнійорганічному зв'язуючому (300°C). З азботекстоліту виготовляють лопатки ротаційних бензонасосів, фрикційні диски, гальмівні колодки (без змащення $f = 0,3 - 0,38$, з мастилом $f = 0,05 - 0,07$). Азботекстоліт короткочасно витримує високі температури і застосовується як теплозахисний і теплоізоляційний матеріал (протягом від 1 до 4 год. витримує температуру від 250 до 500°C і короткочасно 3000 °C і вище).

Фізико-механічні властивості термореактивних пластмас наведені в таблиці 62.

Склотекстоліт на фенолформальдегідному зв'язуючому недостатньо вібраційно-міцний, але у порівнянні із звичайним текстолітом він більш теплостійкий і має більш високі електроізоляційні властивості. Склотекстоліти на основі кремнійорганічних смол (СТК, СК-9Ф, СК-9А) мають відносно невисоку механічну міцність, але відрізняються високою теплостійкістю і морозостійкістю, володіють стійкістю до окислювачів та інших хімічно активних реагентів, не викликають корозії металів.

Таблиця 62. Назва, хімічний склад та фізико-механічні властивості термореактивних пластмас

Назва	Наповнювач	Зв'язуюча речовина	Питома вага, г/см ³	Робоча температура, °С	Міцність при, МПа		
					розтягу	стисканні	згину
Азбоволокніт	Азбестове волокно (3MgO·2SiO ₂ ·2H ₂ O)	Фенолформальдегідна смола (C ₆ H ₅ (OH)(фенол) + CH ₂ O(формальдегід) = C ₆ H ₅ -(OH)-CH ₂ OH + фенол = ... + формальдегід = ... і так далі)	1,95	200	-	110	70
Скловолокніт	Скляне волокно (кварцове та кремнеземне (SiO ₂) або алюмосилікатне (Al ₂ O ₃ ·2SiO ₂ ·2H ₂ O)	Епоксидні (-CH-O-CH ₂ -) смоли	1,7-1,9	280	80-500	130	120-250
Текстоліт	Бавовняні тканини	Фенолформальдегідна або епоксидна (-CH-O-CH ₂ -) смолі	1,3-1,4	125	65-100	120-150	120-160
Деревослоїсті пластики ДСП	Листи деревного шпону	Крезол (CH ₃ C ₆ H ₄ OH) формальдегідні (CH ₂ O) смолі	1,3-1,4	140-200	130-300	100-180	140-280

Епоксидні зв'язуючі (-СН-О-СН₂-) (ЗД-8, ЗД-10) забезпечують склотекстолітам високі механічні властивості і дозволяють виготовляти з них великогабаритні деталі. Склотекстоліти на основі ненасичених поліефірних (ефір-продукт взаємодії кислот та спиртів) смол (ПН-1) також не вимагають високого тиску при пресуванні і застосовуються для виготовлення великогабаритних деталей.

Особливістю склопластиків є неоднорідність механічних властивостей, зумовлених різними причинами: складом, структурою, технологією виготовлення. Склопластики можуть працювати тривалий час при температурах від 200 до 400°С, однак короткочасно - протягом кількох десятків секунд склопластики витримують кілька тисяч градусів. При дії високих температур поверхневі шари матеріалу вигорають. Теплопровідність пластиків у сотні разів менша, ніж металів, тому при короткочасній дії високої температури внутрішні шари матеріалу нагріваються до 200 - 350°С і зберігають міцність. Особливість поведінки склопластиків в умовах високих температур є їх перевагою над іншими конструкційними матеріалами (жароміцними сплавами) і дозволяє застосовувати їх як конструкційний і теплоізоляційний матеріал.

Склопластики володіють високою демпфуючою здатністю, добре працюють при вібраційних навантаженнях та мають достатньо високу втомлювану міцність (рис. 165).

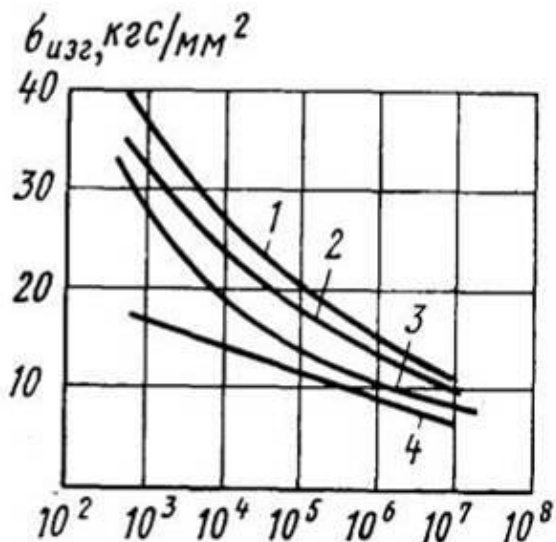


Рис. 165. Динамічна втомлювана міцність склотекстолітів з різними зв'язуючими:

- 1 - фенолоформальдегідна;
- 2 - епоксидна;
- 3 - поліефірна;
- 4 - кремнійорганічна

Склопластики є конструкційним матеріалом, який використовується для силових виробів в різних галузях техніки (несучі деталі літаків, кузови і кабіни автомашин, автоцистерни, залізничні вагони, корпуси човнів, судів). З склопластиків

виготовляють корпуси машин, кожухи, захисні огорожі, вентиляційні труби, бачки, рукоятки, контейнери і інше.

Фізичні та механічні властивості склотекстолітів наведені у таблицях 63 і 64.

Таблиця 63. Фізичні властивості склотекстолітів

Зв'язуючі	Питома вага, г/см ³	Коефіцієнт теплопровідності ккал/м·год·°С	Температурний коефіцієнт лінійного розширення $\alpha \cdot 10^6$, °С ⁻¹	Діелектрична проникність при 1 МГц	Питомий об'ємний опір, Ом·см
Фенол-формальдегідна смола	1,5-1,8	0,22-0,35	6-10	3,8-8,0	10^{11} - 10^{13}
Епоксидна смола	1,6-1,9	0,25-0,35	6-10	3,8-5,0	10^{13} - 10^{14}
Поліефірна смола	1,4-1,75	0,25-0,35	4-12	3,8-7,0	10^{11} - 10^{14}
Кремній-органічна смола	1,6-1,9	0,25-0,35	8-16	3,5-4,5	10^{12} - 10^{15}
Поліамід	1,7-1,8	0,25-0,35	6-12	3,8-5,0	10^{13} - 10^{14}

Таблиця 64. Механічні властивості склотекстолітів

Зв'язуючі	Міцність (за основою тканини), кгс/мм ²			Модуль пружності при розтягу, кгс/мм ²	Модуль зсуву, кгс/мм ²	Ударна в'язкість кгс.см/ см ²
	при розтягу	при згині	при стисканні			
Фенолформальдегідна смола	30-50	20-60	10-30	1800-2500	250-350	50-200
Епоксидна смола	40-60	40-80	20-40	2200-3200	250-400	100-300
Поліефірна смола	14-45	15-50	10-30	1100-2500	250-350	70-300
Кремній-органічна смола	15-35	15-50	10-35	1800-2500	250-350	35-25-
Поліамід	30-50	35-68	30-50	2100-3100	-	100-300

Газонаповнені пластмаси - це гетерогенні дисперсні системи, що складаються з твердої і газоподібної фаз. Така структура пластмас зумовлює загальні властивості, а саме - надзвичайно малу масу і високі теплозвукоізоляційні характеристики. У залежності від фізичної структури газонаповнені пластмаси ділять на дві групи:

пінопласти - матеріали з ячеїстою структурою, в яких газоподібні наповнювачі ізольовані один від одного і від навколишнього середовища тонкими шарами полімерного зв'язуючого;

поропласти - губчасті матеріали з відкритою пористою структурою, внаслідок чого присутні у них газоподібні включення вільно контактують один з одним і з навколишньою атмосферою.

Полімерні зв'язуючі можуть бути як термореактивними, так і термопластичними. Для термопластичних пінопластів найбільш небезпечні температури, близькі до температури текучості, коли значно знижується міцність матеріалу і надмірний тиск газу всередині може зруйнувати пінопласт. Для отримання еластичних матеріалів вводяться пластифікатори.

Пінопласти отримали найбільш широке застосування. Об'ємна маса пінопластів становить від 0,02 до 0,2 г/см³. Замкнено-ячеїста структура забезпечує хорошу плавучість і високі теплоізоляційні властивості. Механічна міцність пінопластів невисока і залежить від густини матеріалу. Найбільш поширеними термопластичними пінопластами є пінополістирол (ПС) і пінополівінілхлорид (ПХВ), які можуть використовуватися при температурах $\pm 60^{\circ}\text{C}$.

Термореактивні пінопласти на основі фенолоформальдегідної смоли (ФФ) і фенолокаучукові (ФК- $\text{C}_6\text{H}_5(\text{OH})(\text{фенол})+(\text{C}_5\text{H}_8)_{1000-3000}$ (каучук) працюють до температур 120 - 160 $^{\circ}\text{C}$. Уведення до їх складу алюмінієвої пудри підвищує робочу температуру пінопласту до 200 - 250 $^{\circ}\text{C}$.

Самопінящимися матеріалами є *пінополіуретан* (ПУ)(-NH-CO-O-) і *пінополіепоксид* (-CH-O-CH₂-), що відрізняються хімічною стійкістю, високими електроізоляційними властивостями, низьким водопоглинанням.

Пінопласти застосовують для теплоізоляції кабін, контейнерів, приладів, холодильників, рефрижераторів, труб і т. п. Пінополіуретани і пінополіепоксиди використовуються для заливки деталей електронної апаратури. Пінопласти отримали широке застосування в будівництві і при виробництві виробів, що не тонуть. Пінопласт, як легкий заповнювач, підвищує питому міцність, жорсткість і вібростійкість силових елементів конструкцій. Він використовується в авіабудівництві, суднобудуванні, на залізничному транспорті і т. д. М'які і еластичні пінопласти (типу поролону) застосовують для амортизаторів, м'яких сидінь, губок.

Поропласти - це газонаповнені пластмаси з порами. Їх питома вага від 0,025 - 0,060 до 0.13 - 0.5 г/см³. Еластичні поропласти випускають на основі складного полієфіру (ППУ-Е). На основі полівінілформалей випускають поропласт ТПВФ, що має водопоглинання від 200 до 350 % за годину.

Фізичні та механічні властивості газонаповнених пластмас наведені у таблицях 65 і 66.

Таблиця 65. Фізичні властивості газонаповнених пластмас

Пінопласт	Питома вага, кг/м ³	Робоча температура С°	Водопоглинання за 24 год, кг/м ²	Коефіцієнт теплопровідності, ккал/м·год·°С
Пінополістирол (ПС-1)	100-200	-60 - 65	0,05-0,06 (за 30 діб)	0,033-0,045
Пінополівініл хлорид (ПХВ-1)	60-130	-60 - 60	0,2-0,25	0,022-0,037
Пінополіуретан (ПУ-101Т)	200	-60 - 200	0,1-0,3	0,04
Поролон	30-70	-40 - 100	-	0,03-0,05
Пінофенопласт (ФФ)	120-200	-60 - 150	0,4-0,9	0,036
Фенолокаучуковий (ФК-20)	50-200	-60 - 120	0,3	0,035-0,052
ФК-20-А-20	140-200	200	0,09	0,055-0,063
Пінополісілоксан (К-40)	250-300	250 - 300	-	0,04-0,043
Пінополієпоксид (ПЄ-2)	100-300	-60 - 140	0,1	0,03-0,07
Пінополієпоксид (ПЄ-7)	23-50	-60 - 100	0,2	0,03
Пінокарбомід (міпора)	10-20	110 - 130	-	0,026-0,035

Таблиця 66. Механічні властивості газонаповнених пластмас

Пінопласт	Міцність на, кгс/мм ²			Модуль пружності при стисканні, кгс/мм ²	Ударна в'язкість кгс·см/см ²
	розтяг	стиск	згин		
Пінополістирол (ПС-1)	0,22-0,42	0,1-0,27	-	5,5-10	1-1,9
Пінополівініл хлорид (ПХВ-1)	0,15-0,35	0,023-0,1	0,15-0,40	8-8,5	0,7-1,5
Пінополіуретан (ПУ-101Т)	0,28	0,33-0,34	-	-	0,6-0,73
Пінофенопласт (ФФ)	0,118	0,4	-	-	0,2
Фенолокаучуковий (ФК-20)	0,20	0,022-0,3	0,028-0,085	5,8	0,8
ФК-20-А-20	0,08-0,16	0,085-0,23	0,09-0,29	5,8	0,64-0,75
Пінополісілоксан (К-40)	0,058	0,08	-	4,95	-
Пінополієпоксид (ПЄ-2)	-	0,07-0,5	0,14-0,7	-	0,16-0,22
Пінополієпоксид (ПЄ-7)	-	0,006-0,018	0,004-0,07	-	0,6-1,5
Пінокарбомід (міпора)	-	0,0025-0,005	-	-	0,04-0,20

Глава 13. ГУМА

13.1. Загальні положення

Гумою називається продукт спеціальної обробки (вулканізації) суміші каучуку з різними добавками (сірка, селен, перекиси (H₂O₂), органічні сірчисті сполуки тиурам тощо.

Гума як технічний матеріал відрізняється від інших матеріалів високою еластичністю, яка властива каучуку - головному вихідному компоненту гуми. Вона здатна до дуже великих деформацій (відносне видовження досягає 1000 %), які майже повністю зворотні. При кімнатній температурі гума знаходиться у високо еластичному стані, а її еластичні властивості зберігаються в широкому діапазоні температур.

Модуль пружності гуми знаходиться в межах від 1 до 10 МПа. Він у тисячі і десятки тисяч разів менший, ніж для інших матеріалів. Особливістю гуми є її мале стискання (для інженерних розрахунків

гуму вважають не стискуваною); коефіцієнт Пуассона рівний 0,4 - 0,5, тоді як для металу ця величина становить 0,25 - 0,30. Іншою особливістю гуми як технічного матеріалу є релаксаційний-характер деформації. При кімнатній температурі час релаксації може становити від 4 секунд і більше.

При роботі гуми в умовах багаторазових механічних напружень частина енергії, що поглинається виробом, втрачається на внутрішнє тертя (у самому каучуку та між молекулами каучуку і частинками добавок). Це тертя перетворюється в теплоту і є причиною гістерезисних втрат. При експлуатації товстостінних деталей (наприклад, шин), внаслідок низької теплопровідності матеріалу, наростання температури в масі гуми знижує її роботоздатність.

Для гумових виробів характерні висока стійкість до стирання, газо- і водонепроникність, хімічна стійкість, електроізоляційні властивості і невелика питома вага.

13.2. Склад гум

Основою гуми є каучук натуральний (НК) або синтетичний (СК), який визначає основні властивості гумового матеріалу. Будь-який каучук є неграничним високополімерним з'єднанням з подвійним хімічним зв'язком між атомами вуглецю в елементарних ланках макромолекули. Структура макромолекул каучук лінійна або слабо розгалужена і складається з окремих ланок. Така форма молекул є причиною високої еластичності каучуку.

Для покращення фізико-механічних властивостей до каучуку вводяться наступні добавки (інградієнти):

1. *Вулканізуючі речовини* для утворення просторовітчастої структури вулканізата. Вулканізуючими речовинами є сірка і селен, для деякого каучуку перекиси (H_2O_2). Для гуми електротехнічного призначення замість елементарної сірки (яка взаємодіє з міддю) застосовують органічні сірчисті сполуки *тиурам* (тиурамові гуми).

2. *Прискорювачі* процесу вулканізації - полісульфіди, оксиди свинцю, магнію та інші впливають як на режим вулканізації, так і на фізико-механічні властивості вулканізаторів. Прискорювачі виявляють найбільшу активність у присутності оксидів деяких металів (цинку та ін.), які у складі гумової суміші називають *активаторами*.

3. *Протистарники* (антиоксиданти) сповільнюють процес старіння гуми, який веде до погіршення її експлуатаційних властивостей. Існують речовини, що уповільнюють старіння хімічної і фізичної дії. Дія перших полягає у тому, що вони затримують окислення каучуку внаслідок окислення їх самих або за рахунок

руйнування перекисей каучуку, що утворюються (застосовуються альдоль, неозон та ін.). Фізичні протистарники (парафін, віск) утворюють поверхневі захисні плівки.

4. *Розм'якшувачі* (пластифікатори) полегшують переробку гумової суміші, збільшують еластичні властивості каучуку, підвищують морозостійкість гуми. Як розм'якшувачі у гуму вводять парафін, вазелін, стеаринову кислоту, бітуми, дибутилфталат, рослинні масла. Кількість розм'якшувачів складає від 8 до 30% від маси каучуку.

5. *Наповнювачі* за впливом на каучук поділяють на активні (посилюючі) і неактивні (інертні). Активні наповнювачі (вуглецева сажа і біла сажа, кремнієва кислота, оксид цинку та ін.) підвищують механічні властивості гум: міцність, опір стиранню, твердість. Неактивні наповнювачі (крейда, тальк, барит) вводяться для здешевлення вартості гуми.

6. *Регенерати* підвищують якість гуми, знижуючи її схильність до старіння. Це продукти переробки старих гумових виробів і відходів гумового виробництва.

7. *Барвники* мінеральні або органічні вводять для забарвлення гум. Деякі фарбуючі речовини (білі, жовті, зелені) поглинають короткохвильову частину сонячного спектру і цим захищають гуму від світлового старіння.

13.3. Властивості гум

За властивостями каучук нагадує термопластичні полімери. Наявність у молекулах каучуку неграничних зв'язків дозволяє переводити його у термостабільний стан шляхом *вулканізації*. *Вулканізація* – це процес утворення просторовосітчастої структури вулканізата.

Залежно від кількості сірки, що вводиться в гуму, виходить різна частота сітки полімеру. При введенні від 1 до 5% сірки утворюється рідка сітка, і гума виходить високо еластичною, м'якою. При збільшенні вмісту сірки сітчаста структура стає все більш частою, а гума більш твердою. При максимально можливому насиченні каучуку сіркою (приблизно 30%) утворюється твердий матеріал, що має назву ебоніт. Залежність типу отриманої гуми від кількості сірки наведена на рис 166.



Рис. 166. Залежність типу отримуваних гумових виробів від кількості сірки: I - гума; II - напів ебоніт; III - ебоніт

З рис. 166 видно, що при збільшенні кількості сірки зростає міцність на розтяг, а пластичність зменшується. Наприклад, межа міцності натурального каучуку складає від 1 до 1,5 МПа, а після вулканізації $\sigma_B = 35$ МПа. Одночасно збільшується твердість і опір зношуванню.

На зміну властивостей гуми впливає взаємодія каучуку з киснем. Зміна фізико-механічних властивостей каучуків при вулканізації показана на рис. 167.

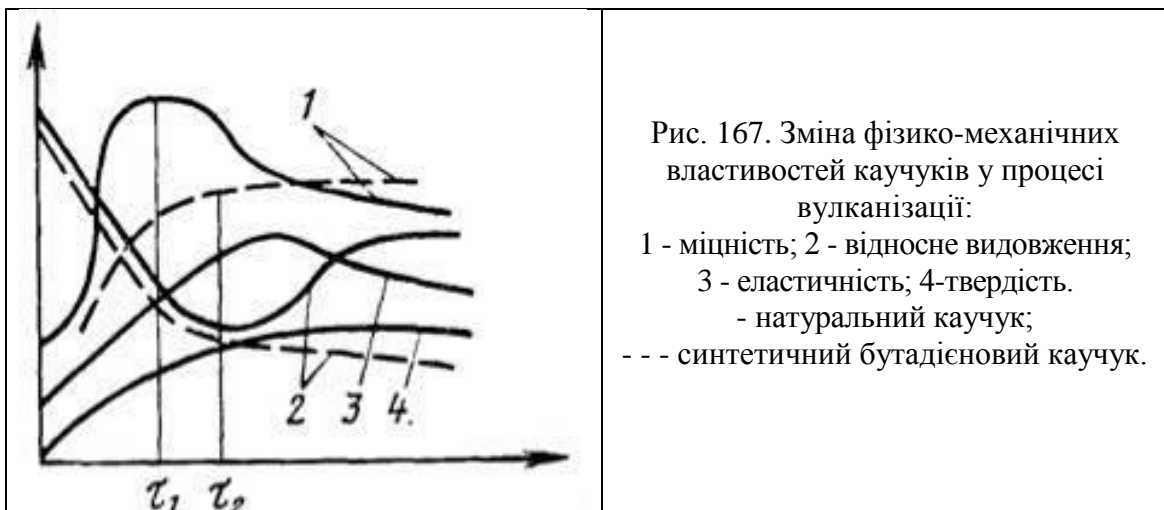


Рис. 167. Зміна фізико-механічних властивостей каучуків у процесі вулканізації:
1 - міцність; 2 - відносне видовження;
3 - еластичність; 4-твердість.
- натуральний каучук;
- - - синтетичний бутадієновий каучук.

Як і пластмаси, гуми схильні до процесу *старіння*, яке спостерігається при зберіганні та експлуатації гумових виробів під впливом світла, тепла, кисня і озону. Старіння по-різному позначається на механічних властивостях гум. Температура і тривалість старіння звичайно сприяють зниженню міцності і підвищенню твердості різних гум (рис. 168).



Рис. 168. Вплив термічного старіння при 200 °С (а) і 125°С (б) на зміну твердості (а) та межю міцності (б) гум:
 а: 1— хлоропреновий каучук; 2,3 — нітрильний каучук, 4 — бутилкаучук;
 5— силіконовий каучук; б— натуральний каучук;
 б: 1 - хлоропрен; 2 - СКТ; 3 - бутилкаучук; 4 - СКН.

Більшість каучуків розчинні у розчинниках, а гуми тільки набухають у них і більш стійкі до хімікатів. Гуми мають вищу теплостійкість. Натуральний каучук розм'якшується при температурі 90 °С, а гума працює при температурі понад 100 °С.

Фізичні, технологічні та механічні властивості каучуків та гум наведені в табл. 67 і 68.

13.4. Класифікація та застосування гум

Сукупність технічних властивостей гумових матеріалів дозволяє застосовувати їх для амортизації і демпфування, ущільнення і герметизації в умовах повітряних і рідких середовищ, хімічного захисту деталей машин, різних трубопроводів (шлангів), для покришок і камер коліс літаків, автотранспорту і т. д. Номенклатура гумових виробів нараховує понад 40000 найменувань.

За призначенням гуми поділяють на гуми загального і спеціального призначення.

До гум загального призначення відносять наступні вулканізати каучуку:

1. НК - натуральний каучук, є полімером ізопрену $(C_5H_8)_n$. Він розчиняється в жирних і ароматичних розчинниках (бензині, бензолі, хлороформі, сірковуглеці та ін.), утворюючи в'язкі розчини, які використовують як клеї.

Таблиця 67. Фізико - технологічні властивості каучуків та саженаповнених гум

Призначення	Каучук		Питома вага, г/см ³	Набухання у середовищі бензин-бензол за 24 год, %	Температура, °С	
	Тип	Назва та формула			робоча	крихкості
Загального призначення	НК	<i>натуральний каучук</i> (C ₅ H ₈) _n	0,91-0,92	Нестійкі	80-130	-40 -55
	СКБ	<i>синтетичний каучук бутадієновий</i> (C ₄ H ₆) _n	0,90 - 0,92		80-150	-42
	СКС	<i>синтетичний каучук бутадієностирольний</i> (C ₄ H ₆) _n + (CH ₂ = CH-C ₆ H ₅)	0,92-0,94		80-130	-48
	СКИ	<i>синтетичний каучук ізопренів</i> (C ₅ H ₈)	0,91-0,92		130	-58
Спеціального призначення						
Бензо масло стійкі	Найрит	хлоропреновий каучук- C ₅ H ₅ Cl	1,225	80	100-130	-34
	СКН	<i>синтетичний каучук нітрильний-</i> C ₃ H ₃ N ₂	0,94-0,986	70-20	100-130	-48
	Тіокол	Cl ₂ C ₂ H ₄	1,3-1,4	2,4	60-130	-40
Хімічностійкі	Бутіл-каучук	ізопрен (C ₅ H ₈) _n + ізобутілен (C ₄ H ₈)	0,92	-	до 130	-30 - 70
Теплостійкі	СКТ	Сілікооксанові-кремній органічні сполуки SiH ₂ O ₂ R ₂	1.7-2	180	250-316	-74
Зносостійкі	СКУ	<i>синтетичний каучук уретановий</i> (CH ₂) _n N ₂ C ₂ O ₂ +(CH ₂) _n (OH) ₂	-	-	130	-21-50

Таблиця 68. Механічні властивості каучуків та саженоповнених гум

Призначення	Каучук		Міцність, МПа	Відносне видов- ження, %	Залиш- кове видов- ження,%
	Тип	Назва та формула			
Загального призначення	НК	<i>натуральний каучук</i> (C ₅ H ₈) _n	24-34	600-700	25-40
	СКБ	<i>синтетичний каучук бутадієновий</i> (C ₄ H ₆) _n	13-16	500-600	50-70
	СКС	<i>синтетичний каучук бутадієностирольний</i> (C ₄ H ₆) _n + (CH ₂ = CH-C ₆ H ₅)	19-32	500-830	12-20
	СКИ	синтетичний каучук ізопренів (C ₅ H ₈)	31,5	710-880	28
Спеціального призначення					
Бензо масло стійкі	Найрит	хлоропреновій каучук- C ₅ H ₅ Cl	20-26,5	600-750	12
	СКН	<i>синтетичний каучук нітрильний-</i> C ₃ H ₃ N ₂	22-33	450-700	15-30
	Тіокол	Cl ₂ C ₂ H ₄	3,2-4,2	250-410	40-80
Хімічностійкі	Бутіл- каучук	ізопрен (C ₅ H ₈) _n + ізобутілен (C ₄ H ₈)	16-24	650-800	30-45
Теплостійкі	СКТ	Сілікооксанові-кремній органічні сполуки SiH ₂ O ₂ R ₂	3,5-8	360	4
Зносостійкі	СКУ	<i>синтетичний каучук уретановий</i> (CH ₂) _n N ₂ C ₂ O ₂ +(CH ₂) _n (OH) ₂	21-60	350-550	2-28

При нагріванні до температури вище 80 - 100 °С каучук стає пластичним і при 200°С починає розкладатися. При температурі мінус 70°С *натуральний каучук* стає крихким.

Звичайно *натуральний каучук* аморфний. Однак, при тривалому зберіганні можлива його кристалізація. Кристалічна фаза виникає також при розтягуванні каучуку, що значно збільшує його міцність. Для отримання гуми *натуральний каучук* вулканізують сіркою. Гуми на основі *натурального каучуку* відрізняються високою еластичністю, міцністю, водо- і газонепроникністю, високими електроізоляційними властивостями.

2. *СКБ* - *синтетичний каучук бутадієновий* (дивінільний), отримують за методом С. В. Лебедева. Формула полібутадієну $(C_4H_6)_n$. Він є некристалічним каучуком і має низьку межу міцності при розтягуванні. У гуму на його основі необхідно вводити посилюючі наповнювачі (сажа, оксид цинку та ін.). Морозостійкість *СКБ* невисока (мінус 40 - 45°С). Він набухає у тих же розчинниках, що і *натуральний каучук*.

3. *СКС* - *бутадієностирольний каучук*, отримують при спільній полімеризації бутадієну $(C_4H_6)_n$ і стиролу $(CH_2 = CH - C_6H_5)$. Залежно від вмісту стиролу каучук випускають кількох марок: *СКС-10*, *СКС-30*, *СКС-50*. Властивості каучуку залежать від вмісту стирольних ланок. Чим більше стиролу, тим вища його міцність, але нижча морозостійкість. З найбільш поширеного каучуку *СКС-30* отримують гуми з високим опором старінню, які добре працюють в умовах циклічних деформацій. За газонепроникністю і діелектричними властивостями вони рівноцінні гумам на основі НК. Каучук *СКС-10* можна використовувати при температурах мінус 74 - 77 °С.

4. *СКИ* - синтетичний каучук продукт полімеризації ізопрену C_5H_8 . Отримання *СКИ* стало можливим у зв'язку із використанням нових видів каталізаторів (наприклад, літію). За будовою, хімічними і фізико-механічними властивостями *СКИ* близький до *натурального каучуку*. У промисловості випускають каучук *СКИ-3*, *СКИ-3П*, найбільш близький за властивостями до *натурального каучуку*. Каучук *СКИ-3Д* призначений для електроізоляційних гум; *СКИ-3В* - для вакуумної техніки.

Гуми загального призначення можуть працювати у середовищі води, повітря, неконцентрованих розчинів кислот і лугів. Інтервал робочих температур становить від мінус 35 - 50 до плюс 80 - 130 °С. З таких гум виготовляють шини, паси, рукави, транспортерні стрічки, ізоляцію кабелів, різні гумотехнічні вироби.

Гуми спеціального призначення поділяють на маслобензостійкі, теплостійкі, світлоозоностійкі, зносостійкі, електротехнічні, стійкі до гідравлічних рідин тощо.

Маслобензостійкі гуми отримують на основі каучуку хлоропренового (C_5H_5Cl -наїрит), СКН ($C_3H_3N_2$ -бутадієннітрильний каучук) і тіоколу ($Cl_2C_2H_4$).

Наїрит (C_5H_5Cl) є хлоропреновим каучуком. Вулканізація може проводитися без сірки, а тільки термообробкою, оскільки під дією температури хлоропреновий каучук переходить в термостабільний стан. Гуми на основі наїриту мають високу еластичність, вібростійкість, озоностійкість. Вони стійкі до дії палива і мастил, чинять опір тепловому старінню. Окислення каучуку сповільнюється екрануючою дією хлору на подвійні зв'язки. За термостійкістю і морозостійкістю (мінус 35 - 40°C) вони поступаються як натуральним, так і синтетичним каучукам. Електроізоляційні властивості гуми на основі полярного наїриту нижчі, ніж гуми на основі неполярного каучуку.

СКН - ($C_3H_3N_2$ -бутадієннітрильний каучук), продукт спільної полімеризації бутадієну з нітрилом акрилової кислоти. У залежності від складу каучук випускають таких марок: СКН-18, СКН-26, СКН-40. Присутність у молекулах каучуку групи СМ надає йому полярних властивостей. Чим вища полярність каучуку, тим вищі його механічні і хімічні властивості, і тим нижча морозостійкість (наприклад, СКН-18 від мінус 50 до мінус 60 °С, СКН-40 від мінус 26 до мінус 28°C). Вулканізують СКН за допомогою сірки. Гуми на основі СКН мають високу міцність ($\sigma_b = 35$ МПа), добре чинять опір стиранню, але за еластичністю поступаються гумам на основі натурального каучуку, перевершують їх за стійкістю до старіння і дією розбавлених кислот і лугів. Гуми на основі СКН застосовують для виробництва пасів, транспортерних стрічок, рукавів, маслобензостійких гумових деталей (ущільнюючі прокладки, манжети тощо).

Тіокол ($Cl_2C_2H_4$). Механічні властивості гуми на основі тиоколу невисокі. Еластичність гум зберігається при температурі від мінус 40 до мінус 60°C. Теплостійкість не перевищує 60 - 70°C.

Маслобензостійкі гуми працюють у середовищі бензину, палива, мастил в інтервалі температур від мінус 30 - 50 °С до 100 - 130 °С.

Морозостійкими є гуми на основі каучуку, що мають низькі температури склування. Наприклад, гуми на основі СКС-10 і СКД можуть працювати при температурі до мінус 60 °С; НК, СКБ, СКС - мінус 30 °С, СКН - мінус 50°C; СКТ - нижче мінус 75°C.

Світлоозоностійкі гуми виробляють на основі насиченого каучуку-фтормісткі СКФ і етиленпропиленові СКЕП. *СКЕП* - сополімер етилену з пропиленом, є білою каучукоподібною масою, яка має високу міцність і еластичність, стійка до теплового старіння, має високі діелектричні властивості. Гуми на основі фторкаучуків і етиленпропілену стійкі до дії сильних окислювачів (HNO_3 , H_2O_2 та ін.), застосовуються для ущільнюючих виробів, діафрагм, гнучких шлангів тощо. Вироби з них не руйнуються при роботі в атмосферних умовах протягом кількох років.

Зносостійкі гуми отримують на основі поліуретанових каучуків SKU- $(\text{CH}_2)_n\text{N}_2\text{C}_2\text{O}_2+(\text{CH}_2)_n(\text{OH})_2$. Поліуретановий каучук має високу міцність, еластичність, опір стиранню, маслобензостійкість. У структурі каучуку немає ненасичених зв'язків, тому він стійкий до кисню і озону, його газонепроникність у 10 - 20 разів вища за натуральним каучуком. Робочі температури гум на його основі складають від мінус 30 до 130 °С. Гуми на основі SKU застосовують для автомобільних шин, транспортерних стрічок, обкладання труб і жолобів для транспортування абразивних матеріалів, взуття тощо.

За умовами роботи гумові деталі поділяють на такі групи: *ущільнювачі; вібро- і звукоізолятори; протиударні; силові* (шестерні, корпуси насосів, муфти, шарніри); *антифрикційні; фрикційні* деталі і інструмент; *несилові і захисні; декоративні*.

13.5 Технологічні процеси виготовлення гумових виробів

Технологію штучного виготовлення каучуку відкрив у 1932 році радянський вчений С.В. Лебедев. Сировиною для отримання каучуків служать нафтопродукти, природний газ, деревина тощо. Найбільше розповсюдження у виробництві шин та інших гумових виробів отримали поліізопреновий і бутадієнстірольні каучуки.

Штучна технологія виготовлення каучуку починається з сумісної полімеризації, яка здійснюється у водному середовищі при температурі від 5 до 50°C у батареї послідовно сполучених між собою полімеризаторів. Заздалегідь підготовлена суміш дивинила (*бутадієн* (C_4H_6)) із стиролом змішується з водою і емульгатором (наприклад, каніфольне мило) в апараті попереднього емульгування. Готова емульсія разом з розчином ініціатора і регулятора безперервно закачується у перший по ходу полімеризатор. З 12 апаратів батареї завжди працюють 11. Полімеризатор, виготовлений з біметалу або покритий кислототривкою емаллю має ємність від 12 до 20 м³ і забезпечений мішалкою з оборотами від 50 до 1450 об/хв (рис. 169).

Полімеризатор має водяну сорочку, куди подається гаряча (під час пуску) або холодна вода (для відведення теплоти реакції). Процес здійснюється в режимі повного змішування і при безперервному перетіканні всієї суміші з добавкою регулятора через батарею полімеризаторів з такою швидкістю, що за час протікання полімеризується приблизно 58—60% суміші вуглеводів.

З отриманого латексу видаляються мономери, які не полімеризувались, після чого латекс відправляють на подальшу переробку. Для виділення каучуку до латексу додаються електроліти (NaCl або H_2SO_4 і CH_3COOH). Скоагулеваний каучук поступає на сталеву сітку, де відмивається, обезводнюється і формується у вигляді стрічок каучуку, які після сушки гарячим повітрям припудрюються тальком і згортаються в рулони (рис. 170).

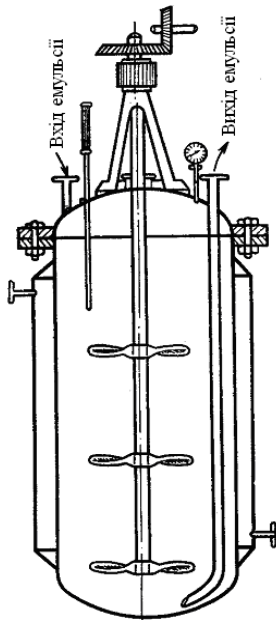


Рис. 169. Апарат для полімеризації в емульсії

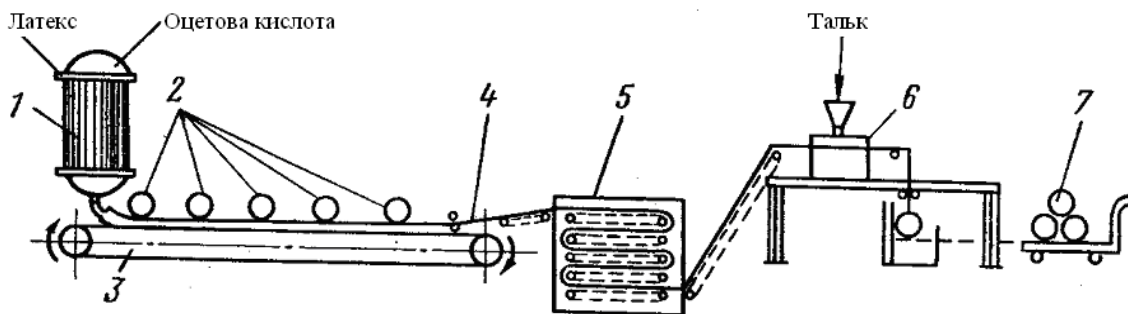


Рис. 170. Виливна лінія для отримання стрічок каучуку з латексу:
 1 — апарат коагуляції; 2 — валки для вирівнювання; 3 — безперервна сітчаста стрічка;
 4 — стрічка каучуку; 5 — сушарка; 6 — опудрення тальком; 7 — рулони каучуку

Бутадієнстирольні каучуки розрізняються як за умов полімеризації, так і за співвідношенням мономерів у початковій суміші вуглеводнів. Так, полімеризація при низьких температурах (5°C або нижче за нуль) дозволяє отримати "холодний або «низькотемпературний» каучук", що має більш високу молекулярну масу і за допомогою якого отримують більш міцні гуми з кращою зносостійкістю.

Найбільш часто застосовується масове співвідношення бутадієну до стиролу, як 70/30. При подальшому збільшенні вмісту стиролу еластичність гуми зменшується. Застосовуються й інші види бутадиєнстирольних каучуків: маслонаповнені, саженаповнені і з добавками масла і сажі (саже масляні). Для цього до штучного латексу додають у вигляді емульсії від 10 до 30% нафтових масел.

Технологія виготовлення гумових виробів включає пластифікацію каучуку, приготування гумових сумішей, їх переробку у вироби і вулканізацію.

Після приготування гумової суміші відбувається каландрування (формування гумової суміші на багатовалкових машинах-каландрах), шприцування (безперервне видавлювання), формування (пресування, литво під тиском) та вулканізація.

Вулканізація є завершальною операцією при виготовленні гумових виробів, у процесі якої відбувається об'єднання лінійних молекул каучуку в тримірну структуру. Вулканізація може *бути гарячою* (процес проходить при температурі від 120 до 200°C) і *холодною* (виріб занурюють на короткий час у розчин хлористої сірки (SCl₂) в сірковуглеці (CS₂) або чотирьоххлористому вуглеці (CCl₄-тетрахлорметан)). При холодній вулканізації до складу гумової суміші сірка не входить. Холодний спосіб вулканізації застосовують для тонкостінних виробів.

Розрахувати необхідного зусилля пресування (P_п) можливо за формулою

$$P_{п} = p \cdot S_{пр},$$

де p — тиск пресування (МПа) залежно від складу гумової суміші вибирається в межах 1... 2 МПа; S_{пр} — площа перетину пресування, перпендикулярного до напрямку зусилля пресування, м².

На рис. 171 наведені приклади схеми та пристрою для вулканізації простих гумових виробів.

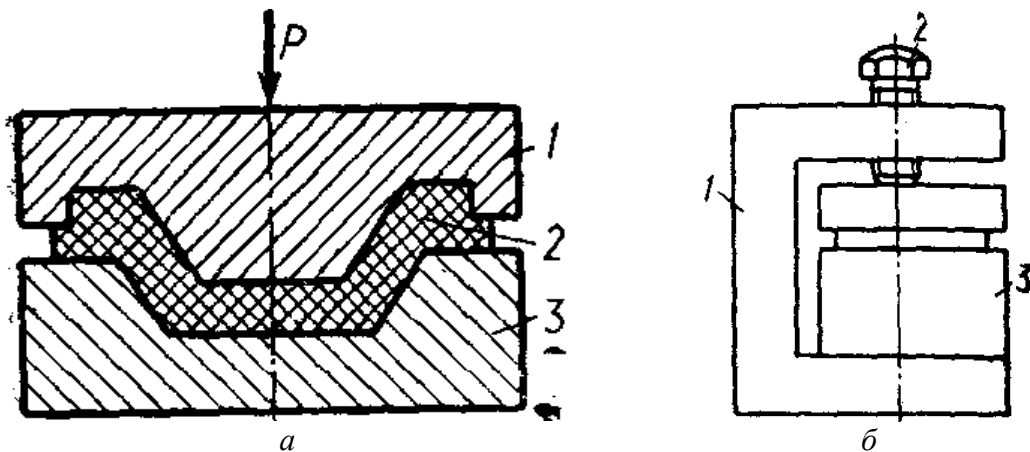


Рис. 171. Схема прямого пресування (а) та прес-форми (б) для вулканізації гумового виробу: а: 1— пуансон; 2 — виріб, 3 — матриця; б: 1 — струбцина; 2 — притискний гвинт; 3 — прес-форма

Технологія вулканізації включає наступні етапи:

1. Підготовка суміші сирової гуми з вулканізатором певного складу та кількості.
2. Підогрів прес-форми у печі на 10 - 15 °С вище температури вулканізації (160 - 165 °С).
3. Завантаження гумової суміш в нагріту прес-форму і пресування з витримкою від 20 до 30 с.
4. Зняття прес-форми з пресу та стиск її струбцинами та розміщення у печі, яка нагріта до 150 °С, для вулканізації протягом 40 мін.
5. Видалення прес-форми з печі, звільнення від струбцини, витягання гумового виробу з прес-форми.
6. Випробування на твердість.

Глава 14. ДЕРЕВИНА

14.1. Будова деревини

Деревина з давніх часів використовується як конструкційний матеріал у різних галузях промисловості і застосовується як в натуральному вигляді, так і у вигляді різноманітних деревних матеріалів.

Перевагами деревини як конструкційного матеріалу є достатньо висока механічна міцність і невелика об'ємна маса і, отже, висока питома міцність, високий опір ударним і вібраційним навантаженням. Теплофізичні властивості деревини характеризуються малою теплопровідністю і в 23 рази меншим, ніж у сталі, температурним

коефіцієнтом лінійного розширення. Деревина має високу хімічну стійкість до ряду кислот, солей, мастил, газів. Важливими властивостями деревини є її здатність до склеювання, можливість швидкого з'єднання цвяхами, шурупами, легкість механічної обробки і гнуття.

Нарівні з вказаними перевагами деревина володіє рядом недоліків, що обмежують її застосування як конструкційного матеріалу. Слід відмітити такі недоліки: гігроскопічність, яка є причиною відсутності у деталей з деревних матеріалів стабільності форми, розмірів і міцності, що змінюються із зміною вологості; схильність до грибкових захворювань; відсутність вогнестійкості; низький модуль пружності; анізотропія механічних властивостей, які внаслідок волокнистої будови деревини різні в різних напрямках дії сил; неоднорідність будови, внаслідок чого властивості матеріалу різні не тільки в межах однієї породи, але і в межах одного стовбура.

Деревина складається на 43 - 45% з целюлози ($C_6H_{10}O_5$), 19 - 29 % лігніну (від латинського *lignum* – складна полімерна сполука, яка міститься в клітинах рослин), низькомолекулярних вуглеводів та інших компонентів. Властивості деревини зумовлені її будовою. Оскільки деревина є волокнистим матеріалом, її будову вивчають у трьох розрізах: торцевому (поперечному), перпендикулярному до волокон; радіальному, що проходить через вісь стовбура, тангентальному, що йде вздовж стовбура на деякій відстані від нього (рис. 172).

Будова деревини, ширина річних кілець, вміст літньої зони деревини зумовлюють механічну міцність як хвойних, так і листяних порід. На властивості деревних матеріалів впливає наявність у деревині різних недоліків.

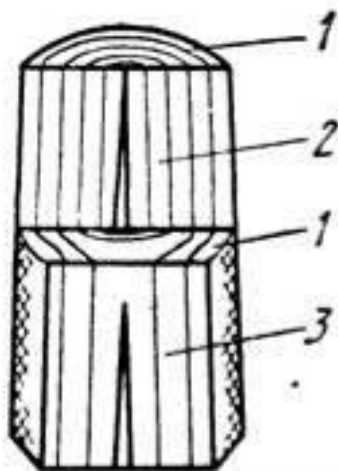


Рис. 172. Основні перерізи деревини:
1- торцевий; 2 - радіальний; 3 –
тангентальний

Недоліками деревини називаються відхилення від нормальної будови і пошкодження мікологічного й механічного характеру. Недоліки знижують властивості деревини. У конструкційних матеріалах вони допускаються з обмеженнями, передбаченими технічними умовами. На механічні властивості здорової деревини впливають сучки, тріщини, нахил волокон (косошар).

До паразитних недоліків належать грибкові (мікологічні) пошкодження деревини. Для розвитку грибів потрібні певні умови: температура від 2 до 4 °С, вологість від 30 до 60% і наявність повітря, без якого розвиток гриба неможливий. Внаслідок грибової поразки деревина руйнується, гниє. При неправильному зберіганні деревини часто виникає синява, яка розповсюджується і проникає в матеріал. Пошкодження комахами (червоточина) зустрічаються в деревині всіх порід. Наявність червоточини впливає на сортність деревини.

14.2. Властивості деревини

Фізичні властивості. Для деревини як конструкційного матеріалу основне значення мають вологість, зміна розмірів, форми та об'ємна маса.

Вологістю деревини називається кількість води, що знаходиться в ній, яка виражена у відсотках. Вологість (W) визначається за формулою:

$$W = (m - m_0) \cdot 100\% / m_0,$$

де: m - маса вологого зразка при даній вологості, г; m_0 - маса зразка в абсолютно сухому стані, г (за m_0 приймається маса зразка, висушеного при $100 \pm 5^\circ\text{C}$).

Вода, що міститься в деревині, буває двох видів: вільна (капілярна) вода, що заповнює внутрішні порожнини, і пов'язана (гігроскопічна), що знаходиться в клітинних оболонках. При висиханні дерево втрачає спочатку вільну воду, а потім починає втрачати пов'язану.

Стан деревини, при якому в ній є тільки пов'язана волога, називається точкою насичення волокон. Для різних порід деревини максимальна кількість пов'язаної вологи є в межах від 23 до 30%. Вологість свіжозрубаної деревини складає від 50 до 100%, після витримки довгий час на повітрі (повітряно-суха) – 10 - 20%, в кімнатних умовах (кімнатно-суха деревина) – 7 - 10%, а для абсолютно сухої деревини вологість нульова.

Вологість, що відповідає умовам виробничого приміщення, носить назву *виробничої вологості*. За стандартну вологість деревини прийнята вологість 15%, що є вологістю повітряно-сухої деревини. Усі властивості деревини для порівняння визначають при *стандартній вологості* 15%. Виробнича вологість повинна бути рівна експлуатаційній або на 2% нижчою (інакше деревина усихатиме).

Зміна розмірів і форми деревини пов'язана зі зміною її вологості. Це виражається в усиханні, розбуханні і викривленні. При висиханні деревини з неї спочатку видаляється вільна волога, при цьому розміри кліток не змінюються (зменшується тільки маса); з моменту точки насичення стінки волокон деревини втрачають пов'язану вологу і скорочуються в розмірах.

Усиханням (У) деревини називається зменшення лінійних розмірів і об'єму деревини при висиханні (виражається у відсотках). Усихання залежить від напрямку. Найбільше усихання відбувається в тангентальному напрямі, найменше - вздовж волокон. Для різних порід повне усихання в радіальному напрямку змінюється від 3 до 5%, а в тангентальному – від 6 до 10%.

Для визначення усихання користуються коефіцієнтом усихання (К), який є середнім при зміні вологості на 1% і розраховується за наступною формулою:

$$K = U/W$$

Коефіцієнти усихання в радіальному напрямку змінюються від 0,09 до 0,31%, а в тангентальному від 0,17 до 0,43%. Коефіцієнт об'ємного усихання складає від 0,32 до 0,7%. Усихання вздовж волокон становить від 0,1 до 0,35% і практично не враховується.

Усушка - це негативне явище, по-перше, тому, що її необхідно враховувати при виготовленні деталей, і, по-друге, вона є причиною появи в деревині внутрішніх напружень, що викликають тріщини і викривлення.

Деревина різних порід має однаковий хімічний склад, тому густина речовини, що утворює стінки клітин деревини, приймається - 1,54 г/см³. *Питома вага* деревини (γ) залежить від вологості матеріалу та коефіцієнту об'ємного усихання і становить від 0,34 до 0,98 г/см³. Більш легкими породами є сосна, ялина, ялиця, липа, осика, вільха; дуже важкими - граб, груша, самшит. Чим більша питома вага, тим щільніша деревина і тим краще вона чинить опір навантаженням.

Механічні властивості деревини. Деревина анізотропна і її властивості залежать від вологості та інших факторів. Показник властивості деревини, яка досліджується (σ_w), визначають з урахуванням вологості матеріалу в момент випробування (W) та показника його властивості при 15% вологості (σ_{15}) в бездефектній деревині.

Для приведення показників міцності, отриманих для деревини з вологістю від 8 до 20% до стандартної вологості 15%, користуються формулою:

$$\sigma_w = \sigma_{15}[1 + \alpha(W - 15)],$$

де α - поправочний коефіцієнт на вологість ($\alpha = 0,01 - 0,05$).

Фізико-механічні властивості поширених порід деревини при 15% вологості наведені в табл. 69.

При ударних навантаженнях опір ударному згину в'язких порід (ясена, дуба) в 1,5 - 3 рази вищий, ніж крихких хвойних порід (сосни, ялини).

Міцність деревини залежить від швидкості навантаження: чим повільніше прикладається навантаження, тим менше величина границі міцності. Потім опір деревини поступово зменшується і досягає певної межі довготривалого опору, при якій дерев'яна деталь може працювати невизначено довгий час. Для всіх видів напруженого стану деревини величина тривалого опору приймається рівною 2/3 границі міцності. При вібраційних навантаженнях враховують втому деревини. Границя витривалості σ_v завжди менше статичної границі міцності σ_b . Відношення $\sigma_v/\sigma_{ст}$ при згині для різних порід є 0,24...0,38.

Таблиця 69. Фізико-механічні властивості поширених порід деревини при 15% вологості

Порода деревини	Питома вага, г/см ³	Міцність (у напрямку волокон), кгс/мм ²					Міцність при ударному згинанні, кгс/см ²	Твердість, кгс/мм ²			Модуль пружності (в напрямку волокон), x10 ³ , кгс/мм ²		
		при стисканні	при розтягу	при згинанні	при сколюванні			Радіальна	Тангентальна	Торцева	при стисканні	при розтягу	при згинанні
					радіальна	тангентальна							
Хвойні													
Модрина	0.68	5.49	12.27	9.84	0.94	0.82	0.27	2.80	2.78	4.03	1.40	1.45	1.47
Сосна	0.51	4.14	10.09	7.58	0.69	0.67	0.20	2.17	2.23	2.62	1.17	1.17	1.22
Ялина	0.46	3.96	10.61	7.17	0.62	0.62	0.20	1.73	1.68	2.41	1.42	1.43	1.06
Кедр	0.44	3.63	8.20	6.48	0.60	0.64	0.14	-	-	2.03	-	-	-
Піхта	0.39	3.42	7.61	6.07	0.53	0.57	0.14	1.67	1.64	2.48	1.25	1.25	1.01
Листвяні													
Граб	0.81	5.31	13.47	12.11	1.41	1.77	0.48	7.01	7.17	8.25	-	-	-
Дуб	0.76	5.19	-	8.91	1.10	1.25	0.46	5.36	5.68	6.53	1.40	1.40	1.51
Клен	0.70	5.20	-	10.53	1.13	1.29	0.37	5.06	5.37	6.90	-	-	-
Ясень	0.69	4.99	13.90	10.83	1.26	1.22	0.43	5.34	6.09	7.32	1.50	1.40	1.28
Бук	0.68	4.74	11.78	9.53	1.06	1.32	0.39	3.94	4.02	5.56	-	-	-
Береза	0.64	4.67	16.10	9.67	0.85	1.02	0.45	3.36	3.00	4.23	1.58	1.81	1.51
Липа	0.50	3.98	11.58	7.75	0.78	0.74	0.28	1.56	1.63	2.34	-	-	-
Осика	0.50	3.74	12.01	6.86	0.57	0.78	0.41	1.75	1.83	2.41	1.26	1.54	1.10

Захист деревини від зволоження, загнивання і запалення

В умовах експлуатації або зберігання деревини на відкритому повітрі її вологість може значно збільшуватися і спричиняти загнивання дерев'яних елементів. Для боротьби з цим недоліком застосовують гідроізоляційні прокладки, лакофарбові покриття і антисептичну обробку.

Антисептики - це водні розчини мінеральних солей (фтористого натрію, хлористого цинку, мідного купоросу, інші) і спиртові розчини оксидифенілу і ртутноорганічних з'єднань. Антисептичну обробку проводять шляхом змазування, обприскування, просочення під тиском.

Деревина легко запалюється від вогню (температура запалення від 330 до 470°C). Для підвищення її вогнестійкості застосовують ряд засобів. Перший і найбільш ефективний - просочення хімічними речовинами - *антипіренами*, другий - фарбування вогнезахисними фарбами. Як антипірени використовують амонієві солі і солі фосфорної або борної кислот. Вогнезахисні фарби повинні бути негорючими і нетеплопровідними. До них належать силікатні фарби на основі рідкого скла і перхлорвінілові лакофарбові покриття.

14.3. Застосування деревини

Матеріали з натуральної деревини застосовують у вигляді пиломатеріалів і заготовок. Залежно від розмірів поперечного перерізу розрізняють *бруси*, ширина і товщина яких більша 100 мм; *бруски* шириною не більшою подвійної товщини; *дошки* при ширині, більшій подвійної товщини (тонкі вузькі дошки називаються *планками*).

Пиломатеріали хвойних порід використовують більш широко, тому що вони мають високу міцність, менш схильні до загнивання, особливо сосна. З листяних порід дуб і ясен добре піддаються гнуттю, а бук і береза є їх заміниками.

Хвойні і тверді листяні породи використовують для силових навантажених деталей. М'які породи (липа) є несиловими матеріалами. Хвойні пиломатеріали використовують у суднобудуванні, автотранспорті (деталі вантажних автомобілів), конструкціях вантажних залізничних вагонів, сільськогосподарських машин тощо.

Шпон - широка рівна стружка деревини, яку отримують шляхом луцення або стругання. Товщина листів шпону - від 0,55 до 1,5 мм. Шпон є напівфабрикатом для виготовлення фанери, деревних шаруватих пластиків і клейових гнутих деталей. Шпон з красивою

текстурою (дуб, бук та ін.) використовується як облицювальний матеріал для виробів з деревини.

Фанера - листовий матеріал, який отримують шляхом склеювання шарів шпону. Товщина фанери від 1 до 12 мм, більш товсті матеріали називають плитами. Залежно від клею, яким клеять шпон, і водостійкості, фанера випускається таких марок: ФСФ на фенолоформальдегідному клеї з підвищеною водостійкістю, ФК на карбамідному і ФБА на альбуміноказеїновому клеї з середньою водостійкістю та ФБ на білкових клеях з обмеженою водостійкістю.

Пресовану деревину отримують шляхом гарячого пресування брусків, дощок, заготовок, при спеціальній термообробки в ущільненому стані. Пресована деревина має такі властивості: об'ємну масу від 1,1 до 1,42 г/см³, границю міцності вздовж волокон при розтягуванні від 140 до 230 МПа, при стисканні від 90 до 130 МПа, при згині від 150 до 200 МПа, ударну в'язкість від 600 до 800 Н/см.

Пресована деревина є заміником чорних та кольорових металів і пластмас. Вона використовується для виготовлення деталей машин, що працюють при ударних навантаженнях (кулачки, сегменти зубчастих передач, підшипники, втулки). Вкладиші з деревини порівняно з бронзовими мають вдвоє менше спрацювання, при цьому знижується витрата мастил.

Дерево-стружкові плити виготовляють гарячим пресуванням деревної стружки з зв'язуючими речовинами. Плити випускають одношарові (ПС-1, ПТ-1), тришарові (ПС-3, ПТ-3) і облицьовані шпоном, фанерою, папером (ЭС, ЭМ).

Дерево-стружкові плити легкі, мають об'ємну масу від 0,35 до 0,45 г/см³ та добрі теплоізоляційними властивостями. Для важких і надважких плит об'ємна маса досягає 0,75 - 1,1 г/см³. Деревостружечні плити застосовують для підлоги і бортів вантажних машин і причепів, виробництва меблів, у вагонобудуванні та будівництві.

Дерево-волокнисті плити виготовляють з деревних волокон (роздрібної деревини), іноді з добавками зв'язуючих речовин. Під дією високої температури і тиску деревні волокна спресовуються в міцний матеріал. Плити поділяють на м'які пористі (М-4, М-12), напівтверді (ПТ-100), тверді (Т-350, Т-400) і надтверді (СТ-500). У позначенні марки плит цифри означають межу міцності на розтяг (кгс/см²). У промисловості випускають також акустичні плити, що мають коефіцієнт звукопоглинання від 0,2 до 0,3 при частоті коливань 300 Гц та від 0,4 до 0,5 при - 1000 Гц. Деревоволокнисті

плити застосовують для облицювання пасажирських вагонів і автобусів, в радіотехніці, будівництві та інших галузях.

Глава 15. КЛЕЄВІ МАТЕРІАЛИ

15.1 Загальні положення

Клеями називають колоїдні розчини плівкоутворюючих полімерів, здатних при затвердінні утворювати міцні плівки, які добре прилипають до різних матеріалів.

Переваги клеїв, у порівнянні з іншими видами нероз'ємних з'єднань (клепання, зварювання і іншими) у тому, що існує можливість з'єднання різних матеріалів (металів та сплавів, пластмас, скла, кераміки тощо) як між собою, так і в різних сполуках при значному спрощенні технології виготовлення виробів і зниження вартості виробництва. Крім того клейові шви мають високу стійкість проти корозії та впливу атмосфери.

Недоліками клейових з'єднань є відносно низька тривала теплостійкість (до 350°C), яка зумовлена органічною природою плівкоутворювача, невисока міцність склеювання при нерівномірному відриві, схильність до старіння та необхідність іноді проведення склеювання з підігріванням.

Міцність склеювання залежить від явища адгезії, когезії і механічного зчеплення плівки з поверхнею матеріалів, що склеюються.

Адгезія (прилипання) - це здатність плівки клею міцно утримуватися на поверхні матеріалів, що склеюються. Адгезія - результат дії електростатичних і Ван-дер-Ваальсових сил, які завжди виникають при контакті різнорідних тіл.

Адгезійні властивості металів різні. За ступенем зменшення цих властивостей метали та сплави можна розташувати в такій послідовності: сталь → бронза → алюмінієві сплави → мідь → залізо → латунь.

Когезія — це власна міцність плівки. Робота когезії - це робота, що затрачається на подолання сил зчеплення між частинками всередині однорідного тіла.

Міцність склеювання можна підвищити шляхом механічного зчеплення плівки клею з шорсткою поверхнею матеріалу. Для цього перед склеюванням поверхні деталей часто фрезерують, піскострують або зачищають наждачним папером. На процес склеювання впливає природа матеріалів, що склеюються. Так, для склеювання полярних

матеріалів застосовують полярні клеї. При склеюванні пластику кращим клеєм є розчин або розплав цього ж пластику.

15.2 Склад і класифікація клеїв

До складу клеючих матеріалів входять наступні компоненти:

- *плівкоутворююча речовина* - основа клею, яка визначає адгезійні та когезійні властивості клею і основні фізико-механічні характеристики клейового з'єднання (в основному це синтетичні смоли, а також каучук). Найкращі показники досягаються при застосуванні у якості плівкоутворюючої речовини полярних термореактивних смол (фенолоформальдегідної, епоксидної та ін.);

- *розчинники*, що створюють певну в'язкість клею (спирти, ацетон, бензин);

- *пластифікатори* (5-30%) - для усунення усадочних явищ в плівці і підвищення її еластичності (складні ефіри, низькомолекулярні смоли, полісульфіди);

- *затвердники і каталізатори* для переведення плівкоутворюючої речовини в термостабільний стан (низькомолекулярні поліамідні смоли);

- *наповнювачі* - для зменшення усадки клейової плівки, підвищення міцності склеювання (порошки Fe, Al, Al₂O₃, SiC₂, цемент, молота слюда, графіт, окис заліза, газова сажа, волокна, тканини). Крім того металеві порошки підвищують теплопровідність клейових з'єднань, а срібло, мідь, нікель і графіт надають плівці електропровідність.

Класифікація клеїв.

Клеї класифікують за:

- плівкоутворюючою речовиною - смоляні і гумові;
- адгезійними властивостями - універсальні, що склеюють різні матеріали (наприклад, клеї БФ) і з вибірковою адгезією (білкові, гумові);

- відношенням до нагрівання - зворотні (термопластичні) і незворотні (термостабільні) плівки;

- умовами затвердіння - холодного і гарячого склеювання;

- зовнішнім виглядом - рідкі, пастоподібні і плівкові;

- за призначенням - конструкційні силові і несилові.

Конструкційні смоляні і гумові клеї.

Смоляні клеї можуть бути на основі термореактивних або термопластичних смол.

Термореактивні смоли (фенолоформальдегідні, епоксидні та ін.) дають міцні, теплостійкі плівки та використовуються для склеювання

силових конструкцій з металів і неметалевих матеріалів. Клеї на основі *термопластичних смол* (полівінілацетат, акрилат та ін.) мають невисоку міцність, особливо при нагріванні, і використовуються для несилкових з'єднань неметалевих матеріалів.

Клеї на основі термореактивних смол тверднуть у присутності каталізаторів і твердників при нормальній або підвищеній температурі. Клеї холодного склеювання володіють недостатньою міцністю, особливо при підвищених температурах. При гарячому склеюванні відбувається більш повне затвердіння смоли, і клейове з'єднання набуває міцності і термостійкості. Теплостійкість клею підвищують також введенням мінеральних наповнювачів. Термотривкі клеї отримують на основі ароматичних полімерів, а також на основі карборанмістких полімерів ($B_nC_2H_{n+2}$). Карборанмісткі фенольні, епоксидні кремнійорганічні і інші клеї, застосовують переважно для склеювання металевих силових елементів конструкцій та склопластиків.

Феноло-каучукові клеї є еластичними теплостійкими плівками з високою адгезією до металів. До них належать клеї 8К-32-200, ВК-3, ВК-4, ВК-13 та ін. Такі з'єднання теплостійкі, добре витримують циклічні навантаження, завдяки еластичності плівки забезпечується міцність з'єднання при нерівномірному відриві. Ці клеї водостійкі і можуть використовуватися в різних кліматичних умовах для склеювання конструкцій з склопластиків.

Фенолополівінілацеталеві композиції найбільш широко використовуються в клеях БФ. Клеї БФ-2 і БФ-4 - це спиртові розчини фенолоформальдегідної смоли з полівінілбутиралем (бутваром). Клеї БФ-2 і БФ-4 використовують для склеювання металів, пластмас, кераміки та інших твердих матеріалів. Теплостійкість клейових з'єднань невисока, а водостійкість задовільна.

Більш теплостійкий клей ВР-10Т, який відрізняється високою міцністю, витривалістю і термостабільністю при склеюванні металів і теплостійких неметалевих матеріалів.

Фенолокремнійорганічні клеї містять як наповнювач азбест, алюмінієвий порошок і інші. Ці клеї термотривкі, вони стійкі до води і тропічного клімату, володіють високою вібростійкістю і міцністю. Клеї ВК-18 і ВК-18М можуть працювати при температурах від 500 до 600 °С (їх застосовують для склеювання інструментів).

Затвердіння клеїв на основі епоксидних смол відбувається за допомогою твердників без виділення побічних продуктів, що майже не дає усадочних явищ в клейовій плівці. Затвердіння смоли відбувається як холодним, так і гарячим способом. Внаслідок

полярності епоксидні смоли володіють високою адгезією до всіх матеріалів.

До клеїв холодного затвердіння належать Л-4, ВК-9, КЛН-1, ВК-16, ЭПО, до гарячого - ВК-32-3М, К153, ФЛ-4С, ВК-1. Епоксидні клеї гарячого затвердіння є конструкційними силовими клеями. Їх використовують для склеювання металів, склопластиків, кераміки. Клеї ВК-1 і ФЛ-4С використовують для клейзварних з'єднань. Епоксидно-кремнійорганічні клеї ТКМ-75, ТКС-75, Т-73 використовують для приклеювання різальних пластин при виготовленні інструменту.

Для всіх епоксидних клеїв характерна висока механічна міцність і діелектричні властивості, стійкість до атмосфери, палива і мінеральних мастил. Однак, ці матеріали з часом «старіють». В умовах експлуатації і при зберіганні склеєних виробів настає окрихчування клею, яке протікає тим швидше, чим вища температура (рис. 173).



Рис. 173. Залежність руйнуючого напруження при зсуві клейових з'єднань на поліамідному клеї від часу і температури старіння: 1 - 204°C; 2 - 260°C; 3 - 315 °C

Фенолокаучукові і епоксидні клеї працюють тривалий час (до 30000 год.) при температурі 150 °C і вище. Поліароматичні і елементоорганічні клеї витримують температуру від 200 до 400 °C протягом 2000 год.; карборанмісткі клеї - до 600 °C протягом сотень годин.

Поліуретанові клеї можуть бути холодного і гарячого затвердіння. До складу клею входять поліефіри, поліізоціанати і наповнювач (цемент). При змішуванні компонентів відбувається хімічна реакція, внаслідок якої клей затвердіває. Такі клеї токсичні. Клеї володіють універсальною адгезією (полярні групи NHCO), високою вібростійкістю і міцністю при нерівномірному відриві,

стійкістю до нафтового палива і мастил. Прикладом поліуретанових клеїв є ПУ-2, ВК-5, ВК-11, ВК-20, які тривалий час можуть працювати при температурі від 350 до 400 °С і короткочасно при 800 °С.

Клеї на основі кремнійорганічних з'єднань є теплостійкими. Кремнійорганічні полімери не володіють високими адгезійними властивостями, тому їх поєднують з іншими смолами. Багато клеїв містять мінеральні наповнювачі. Клеї ВК-2, ВК-18, ВК-15 тверднуть при високій температурі. Клеї стійкі до мастил і бензину, мають високі діелектричні властивості, не викликають корозії металів і застосовуються для склеювання легованих сталей, титанових сплавів, скла, азбoplastиків, графіту та неорганічних матеріалів.

Клеї на основі полікарборансилоксанів володіють стійкістю до термоокисної деструкції, здатні тривалий час працювати при 600 °С, короткочасно при 1200 °С і мають високу адгезію до різних матеріалів.

Клеї на основі гетероциклічних полімерів. Полібензимидазольні і поліімідні клеї міцні, стійкі до термічної, термоокисної і радіаційної деструкції, хімічно стійкі. Клейові з'єднання можуть працювати протягом сотень годин при 300 °С, а також при криогенних температурах. Полібензимидазольний клей марки ПБИ-1К і поліімідний СП-6 застосовують для склеювання корозійностійких сталей, титанових сплавів, склопластиків і різних композиційних матеріалів.

Більш термостійкі клеї (фосфатні, силікатні, керамічні, металеві) отримують на основі неорганічних з'єднань. Деякі з них можуть витримувати температуру до 3000 °С. Однак за міцністю вони поступаються смоляним клеям.

Алюмохромсилікатофосфатні композиції забезпечують достатню міцність з'єднання при температурах від 1250 до 1500 °С.

Фізико-механічні властивості конструкційних смоляних клеїв наведені в табл. 70.

Гумові клеї - це розчини каучуку або гумових сумішей в органічних розчинниках. Гумові клеї відрізняються високою еластичністю і використовуються для склеювання гуми з гумою або гуми з металами, склом та інш. До складу клеїв гарячої вулканізації входить *вулканізуючий агент*. Склеювання проводять при температурі вулканізації від 140 до 150 °С. З'єднання виходить міцним, не поступається міцністю основному матеріалу. При введенні до складу клейової композиції *активаторів* і *прискорювачів* отримують самовулканізуючийся клей (процес вулканізації

проходить при нормальній температурі). Для збільшення адгезії в клей вводять синтетичні смоли. З'єднання виходить досить міцним.

Таблиця 70. Фізико-механічні властивості конструкційних смоляних клеїв.

Тип клею	Міцність, кгс/мм ²		Теплостійкість, °С	Водостійкість (порівняна)	Температура склеювання, °С
	при зсуві	при розтягу			
Фенолоформальдегідний	1.3-1.5	-	60-100	Добра	20-60
Фенолокаучуковий	1.4-2.5	1.7-2.0	200-350	Відмінна	165-205
Фенолополівінілацеталевий	1.7-1.8	3.6-6.0	200-350	Добра	180
Фенолополівінілбутиральний	2.2	3.2-3.5	60-80	Задовільна	120-140
Фенолокремнійорганічний	1.2-1.7	2.8-3.0	250-600	Добра	180-200
Епоксидний	1.0-3.0	1.0-6.0	60-350	Задовільна	80-210
Поліуретановий	1.1-2.0	2.2-3.5	60-100	Добра	20-105
Поліуретановий карборанмісткий	1.0-2.0	-	350-1000	Добра	150
Кремнійорганічний	0.90-1.75	1.5-2.2	350-1200	Задовільна	180-270
Карбамідний	1.3	-	60	Низька	15-30
Полібензимидазольний	1.5-3.0	-	350-540	Відмінна	150-400
Поліімідний	1.5-3.0	-	300-375	Відмінна	180-260

Недоліком клею 88Н є нестійкість плівки до гасу, бензину і мінеральних мастил. Клей 88НП утворює з'єднання, стійке до морської води. Високою клеючою здатністю і стійкістю до дії мастил і палив володіють клеї 9М-35Ф, ФЭН-1.

При склеюванні теплостійких гум на основі каучуку і приклеювання їх до металів застосовують клеї, що містять в своєму складі кремнійорганічні смоли (КТ-15, КТ-30, МАС-1В) і працюють при температурах від мінус 60 до 200 - 300 °С.

Глава 16. НЕОРГАНІЧНЕ СКЛО, ЛАКОФАРБОВІ ТА ЕЛЕКТРОІЗОЛЯЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

16.1. Неорганічне скло

Неорганічне скло - це затверділий розчин, що є складним розплавом кислотних і основних оксидів високої в'язкості.

Склоподібний стан є різновидом аморфного стану речовини. При переході скла з розплавленого рідкого стану в тверде аморфне в процесі швидкого охолодження і наростання в'язкості структура, наче "заморожується". У зв'язку з цим неорганічне скло характеризується неупорядкованістю і неоднорідністю внутрішньої будови.

Склоутворюючий каркас скла є неправильною просторовою сіткою, що утворена кремнійкисневими тетраедрами $[\text{SiO}_4]^4$. На рис. 174,а показана така сітка кварцового скла. При частковому заміщенні кремнію в тетраедрах, наприклад, на алюміній або бор, утвориться структурна сітка алюмосилікатного $[\text{Si}_x\text{AlO}_4]^2$ або боросилікатного $[\text{Si}_x\text{BO}_4]^2$ скла.

Іони лужних (Na, K) і лужноземельних (Ca, Mg, Ba) металів називаються модифікаторами. У структурній сітці скла вони розташовуються в проміжках тетраедричних угруповань (рис. 174,б). Введення Na_2O або інших модифікаторів розриває міцні зв'язки Si-O-Si і знижує міцність, термо- і хімічну стійкість скла, одночасно полегшуючи технологію його виробництва. Більшість скла має пухку структуру з внутрішньою неоднорідністю і поверхневими дефектами.

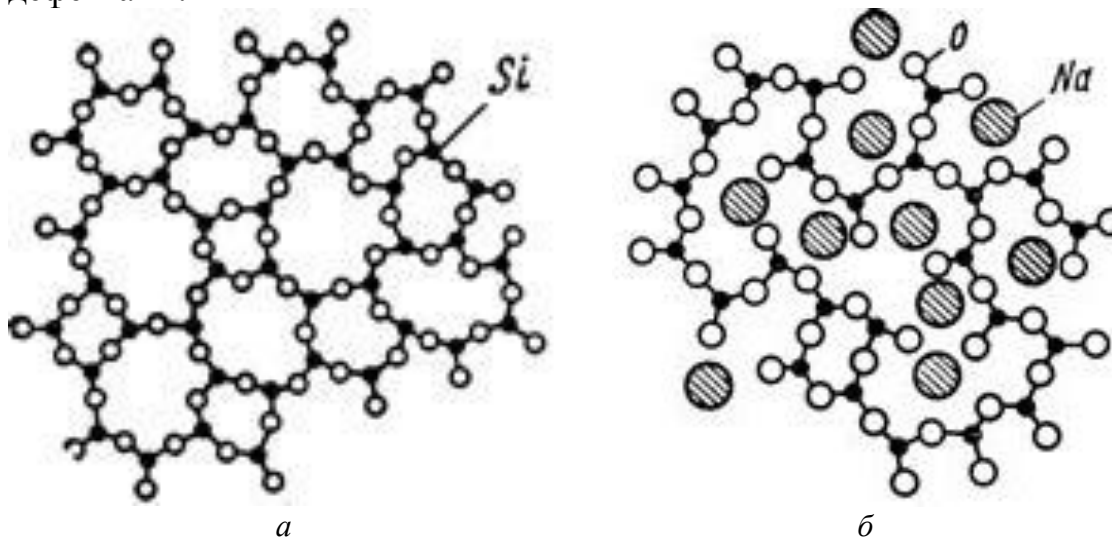


Рис. 174. Структура неорганічного скла: а - кварцового; б - натрійсилікатного

До складу неорганічного скла входять склоутворюючі оксиди кремнію, бору, фосфору, германію, миш'яку. Крім того, до складу скла вводять оксиди алюмінію, заліза, свинцю, титану, берилію. Ці елементи самостійно не утворюють структурний каркас, але можуть частково замінити склоутворюючі і цим надають склу потрібні технічні характеристики. У зв'язку з цим промислове скло є складною багатокомпонентною системою.

Скло класифікують за: склоутворюючою речовиною, за вмістом модифікаторів і призначенням.

Залежно від хімічної природи склоутворюючої речовини скло поділяють на *силікатне* (SiO_2), *алюмосилікатне* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), *боросилікатне* ($\text{B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), *алюмоборосилікатне* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-B}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$), *алюмофосфатне* ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-P}_2\text{O}_5$) та ін.

За вмістом модифікаторів скло буває *лужним* (що містить оксиди Na_2O , K_2O), *безлужним та кварцовим*.

За призначенням все скло поділяють на:

- *технічне* (оптичне, світлотехнічне, електротехнічне, хіміко-лабораторне, приладове, трубне);
- *будівельне* (віконне, вітринне, армоване, склоблоки);
- *побутове* (склотара, посуд, побутові дзеркала).

Технічне скло належить до алюмоборосилікатної групи і відрізняється різноманітністю вхідних оксидів. Скло випускається промисловістю у вигляді готових виробів, заготовок або окремих деталей.

Загальні властивості скла

При нагріванні скло плавиться в певному температурному інтервалі, який залежить від його складу. Температура, нижче якої скло стає крихким, називається *температурою склування* (t_c). Для промислового силікатного скла температура склування $t_c = 425 - 600$ °С, *температура розм'якшення* (t_p) знаходиться в межах від 600 до 800 °С. В інтервалі температур між t_c і t_p скло знаходиться у високов'язкому пластичному стані.

При температурах вище t_p 1000 - 1100 °С проводяться всі технологічні процеси переробки скломаси у виробі.

Механічні властивості скла характеризуються високим опором стисканню (500 - 2000 МПа), низькою міцністю при розтягуванні (30 - 90 МПа) і згинанні (50 - 150 МПа). Твердість скла дорівнює від 5 до 7 одиниць за мінералогічною шкалою Мооса (за 10 одиниць прийнята твердість алмаза, за одиницю - тальку). Ударна в'язкість скла низька – від 15 до 25 Н/см. Більш високі механічні характеристики має безлужне і кварцове скло.

Густина становить від 2,2 до 6,5 г/см³ (з оксидами свинцю або барію - до 8 г/см³).

Найважливішими специфічними властивостями скла є його *оптичні властивості*: світлопрозорість, відзеркалення, розсіювання, поглинання і преломлення світла. Звичайне незабарвлене скло пропускає до 90%, відзеркалює приблизно 8% і поглинає біля 1% видимого і частково інфрачервоного світла, а ультрафіолетові промені поглинає майже повністю, тому кварцове скло є прозорим для ультрафіолетових променів. Коефіцієнт приломлення скла становить від 1,47 до 1,96; коефіцієнт розсіювання (дисперсії) знаходиться в інтервалі від 20 до 71. Скло з великим вмістом PbO поглинає рентгенівські промені.

Термостійкість скла характеризує його довговічність в умовах різних змін температури. Вона визначається різницею температур, яку скло може витримувати без руйнування, при його різкому охолодженні у воді (0°C). Для більшості видів скла термостійкість коливається від 90 до 170 °C, а для кварцового скла вона становить від 800 до 1000 °C.

Хімічна стійкість скла залежить від компонентів, що входять до його складу: оксиди SiO₂, ZrO₂, TiO₂, B₂O₃, Al₂O₃, CaO, MgO, ZnO забезпечують високу хімічну стійкість, а оксиди Li₂O, Na₂O, K₂O, BaO і PbO, навпаки, сприяють хімічній корозії скла.

Механічна міцність і термостійкість скла можуть бути підвищені шляхом *гартування* і *термохімічного зміцнення*.

Гартування полягає в нагріві скла до температури вище температури склування і подальшому швидкому і рівномірному охолодженні в потоці повітря або в маслі. При цьому опір статичним навантаженням збільшується в 3 - 6 разів, ударна в'язкість в 5 - 7 разів. При гартуванні підвищується також термостійкість скла.

Термохімічне зміцнення ґрунтується на зміні структури скла і властивостей його поверхні. Скло зазнає гартування в підігрітих кремнійорганічних рідинах, внаслідок чого на поверхні матеріалу утворюються полімерні плівки. Це додатково зміцнює скло.

Підвищення міцності і термостійкості можна отримати протравлюванням загартованого скла плавиковою кислотою, внаслідок чого зникають поверхневі дефекти, що підвищує його якість.

Використання технічного скла

У транспортних засобах використовують переважно триплекси, термопан і загартоване скло.

Силікатні триплекси - це два листи загартованого скла (завтовшки 2-3 мм), склеєні прозорою, еластичною полімерною плівкою. При руйнуванні триплексу негострі уламки, що утворилися, утримуються на полімерній плівці. Триплекси бувають плоскими і гнутими.

Термопан - тришарове скло, що складається із двох шарів скла і повітряного проміжку між ними. Цей повітряний прошарок забезпечує теплоізоляцію.

Оптичне скло використовують в оптичних приладах та інструментах. Його поділяють на *крони*, які відрізняються малим преломленням, і *флінти* з високим вмістом окислу свинцю і великими значеннями коефіцієнту преломлення. Важкі флінти не пропускають рентгенівські і γ - промені. Світлорозсіююче скло містить фтор.

Для скління кабін і приміщень, де знаходяться пульти управління мартенівських і електричних дугових печей, прокатних станів і підймальних кранів в ливарних цехах, використовується скло, що містить оксиди заліза і ванадію, які поглинають близько 70% інфрачервоного випромінювання в інтервалі довжин хвиль від 0,7 до 3 мкм.

Кварцове скло завдяки високій термічній і хімічній стійкості застосовують для тиглів, чаш, труб, наконечників, лабораторного посуду. Близьке за властивостями до кварцового скла, але більш технологічне є кварцеподібне скло, яке використовують для електроколб, форм для точного лиття.

Електропровідне (напівпровідникове) скло (халькогенідне і оксидне ванадієве) знаходить широке застосування як термістори та фотоопори.

Теплозвукоізоляційні скловолокнисті матеріали мають нещільну волокнисту структуру з великою кількістю повітряних прошарків, де волокна розташовуються безладно. Така структура надає матеріалам малу питому вагу (від 20 до 130 кг/м³) і низьку теплопровідність від 0,03 - 0,05 ккал/(м·ч·°С).

Різновидами *скловолокнистих матеріалів* є скловата, застосування якої обмежене її крихкістю; матеріали АСИМ, АТИМС, АТМ-3, що складаються з скловолокна, розташованого між двома шарами склотканини або склосітки. Їх використовують в інтервалі температур від мінус 60 до 450 - 600 °С.

Скловату, мати, плити застосовують для теплозвукоізоляції кабін літаків, кузовів автомашин, залізничних вагонів, тепловозів,

електровозів, корпусів судів, в холодильній техніці, ними ізолюють різні трубопроводи, автоклави і т.п.

16.2. Лакофарбові матеріали.

Лакофарбові матеріали використовують для захисту конструкцій та матеріалів від впливу атмосферної корозії та надання виробу товарного вигляду. Розрізняють такі лакофарбові матеріали, як олія, емаль, порошки та лаки.

Основою лакофарбових покриттів є плівкоутворювачі. Класифікація лакофарбових матеріалів за плівкоутворювачами показана в табл. 71.

Олійні фарби — це суспензії, виготовлені ретельним розтиранням мінеральних або органічних пігментів у таких плівкоутворюючих речовинах, як олії. Пігменти (оксид цинку, свинцеві білила, вохра та інші) додають фарби відповідного кольору, що залежить від розташування та зв'язку між молекулами, а також додаткових гідроксильних (ОН) та амінних (NH₂) груп.

Оліфа - продукт термічної переробки при 100-275 °С натуральних олій або нафти, вугілля. Рослинні олії варять із добавкою пластифікаторів та сикативів. Отриману олію називають оліфою. Як пластифікатори застосовують рицинову олію, дібутилфталат та діоктилфталат. Речовини, які застосовуються для прискорення процесу твердіння плівок, називають *сикативами* (солі свинцю, кобальту, марганцю, цинку, кальцію та ін.). Для підвищення тривкості й стійкості шару фарби до їх складу додають наповнювачі (тальк, каолін).

Таблиця 71. Класифікація лакофарбових матеріалів за плівкоутворювачами.

Вид плівкоутворювача	Умовне позначення	Вид плівкоутворювача	Умовне позначення
Нітроцелюлозний плівковий утворювач	НЦ	Фенолалкідна смола	ФА
Гліфтальова смола	ГФ	Епоксидна смола	ЭП
Пентафталева смола	ПФ	Полівінілацетальна смола	ВЛ
Меламіноалкідна смола	МЛ		
Сечовинна смола	МЧ	Полівінілхлоридна і перхлорвінілова смоли	ХВ
Алкидностірольний плівковий утворювач	МС	Бітуми і асфальти	БТ
Фенолова смола	ФЛ	Оліфа і рослинні масла	МА

Лаки — це розчини природних або синтетичних смол у різних розчинниках. За типом розчинників розрізняють *спиртові* і *масляні* лаки. Перші являють собою розчин смоли в спирті (КФ-274, МФ-15, ГФ-13, МА-22), другі - в оліфі (БТ-100, БТ-99, БТ-177 та інші). Після нанесення лаку на поверхню виробу розчинник (ацетон) звітрюється і на ній утворюється міцна плівка.

Переваги лаків порівняно з фарбами полягають в утворенні більш блискучих поверхонь та прискоренні процесу сушіння. Плівки лаків, виготовлених на основі штучних смол, витримують високі температури, вплив лугів і кислот. Недолік багатьох лаків — слабка адгезія до металів, крихкість захисної плівки.

Емалеві фарби (або *емалі*) — це розчини лаків в органічних розчинниках з добавкою пігментів. Подібно лакам емалі дають блискучі плівки і можуть утворювати теплостійкі і корозійностійкі покриття. Емалеві фарби дешевше лаків. Залежно від зв'язуючої речовини розрізняють такі види емалевих фарб: *масляні* (на масляних лаках), *гліфталеві* (на гліфталевих лаках) і *нітроемалі* (на нітроцелюлозних лаках).

Нітроемалі — це матеріали, що швидко висихають та тверднуть вже через кілька хвилин після нанесення на поверхню. Їх недоліки — легка займистість, невисокі теплостійкість і стійкість до дії ультрафіолетових променів.

Порошкові фарби — це тверді порошкоподібні композиції на основі епоксидних, поліефірних та інших смол, які використовують для отримання захисних та декоративних покриттів. Порошкові фарби мають певні переваги над іншими видами лакофарбових матеріалів, а саме: стабільність щодо властивостей, екологічну безпеку, малу трудомісткість при нанесенні. Такі фарби наносять електростатичним напиленням та сушать при 180 - 200 °С протягом 20 - 30 хв.

Технологічний процес нанесення лакофарбових матеріалів включає фарбування та сушіння. Безпосередньо перед фарбуванням наноситься *грунтовий шар* (15 - 20 мкм) для поліпшення зчеплення фарби з металевою поверхнею та зниження шорсткості лакофарбового покриття. Для чорних металів застосовується гліфталева ГФ-220 і пентафталева ПФ-020, ПФ-033, ПФ-099 ґрунтовки.

Рамні конструкції та корпуси різних машин фарбують пентафталевими ПФ-133, алкідно-акриловими АС-182 та етрифталевими ЗТ-199 емалями. При фарбуванні кабін, крил і

лицювальних частин машин та агрегатів застосовують нітроемалі НЦ різних марок.

Деталі, що піддаються впливу високих температур (блоки двигунів, головки, колектори та інші), покриваються лаками з добавками алюмінієвої пудри.

Найпоширеніший спосіб нанесення захисних покриттів — це фарбування розпиленням, яке здійснюється через сопло пістолета з використанням стиснутого повітря. Тиск повітря в системі становить від 3 до 5 атм. Даний спосіб є продуктивним і використовується для виробів будь-яких габаритів.

Після фарбування виріб піддається природному або штучному сушінню. Для скорочення тривалості процесу застосовують штучне сушіння в спеціальних камерах. Вибір способу, тривалості та температури сушіння залежать від характеру та об'єму виробництва, розмірів оброблюваних поверхонь та властивостей лакофарбових матеріалів.

16.3. Електроізоляційні матеріали

Для електроустаткування застосовують різні електроізоляційні матеріали (лаки, слюду, миканит, ізоляційну стрічку, папір, лако-тканини, електротехнічний текстоліт і гетинакс, гуму і пресшпан).

Ізоляційні лаки виготовляються на асфальтобитумних (БТ 980; 987; 988; -99), гліфталевих (ГФ-95), каніфольних (КФ-965) плівкоутворювачах.

Властивості та типи ізоляційних лаків наведені в табл. 72.

Застосовують: МЛ-92 і БТ-99 як лаки для покриття при ремонті електрообладнання; БТ-980, -987, -988 і ГФ-95 як просочувальні для просочення ізоляції обмоток електродвигунів і трансформаторів; ВЛ-941-як електроізоляційні покриття для мідних дротів.

Таблиця 72. Властивості та типи ізоляційних лаків.

Тип лаку	Режим сушіння		Електроміцність при 20°C, кВ/мм		Питомий опір, Ом·см
	Температура	час, год	до впливу води	після впливу води	
БТ-99	18-22	3	≤ 50	≤ 12	-
БТ-980	105-110	10	≤ 60	≤ 22	≤ 1·10 ¹⁴
БТ-987	105-110	6	≤ 55	≤ 22	≤ 1·10 ¹⁴
БТ-988	105-110	3	≤ 55	≤ 20	≤ 1·10 ¹⁴
КФ- 965	200-210	0,2	≤ 70	≤ 30	-
ГФ-95	105-110	2	≤ 70	≤ 20	≤ 1·10 ¹⁴
МЛ-92	105-110	1	≤ 65	≤ 30	≤ 1·10 ¹⁴

Ізоляційна стрічка є міткаль, яка просочена з однією або з двох сторін м'якою сировою гумовою сумішшю.

Липка ізоляційна стрічка є полівінілхлоридним плівковим пластиком, покритим шаром перхлорвінілового клею. Випускається чотирьох марок: ПХЛ-020; ПХЛ-030; ПХЛ-040 і ПХЛ-045, товщиною від 0,2 до 045 мм і шириною від 15 до 50 мм.

Межа міцності на розрив не менше 80 кгс/см². Питомий об'ємний електричний опір не нижче 10¹³ Ом·см. Морозостійкість не нижче мінус 40° С.

Слюда є алюмосілікатним прозорим мінералом, здібним до розщеплювання на тонкі гнучкі пластинки. Властивості слюди наведені в табл. 73.

Таблиця 73. Властивості слюди

Властивість	Розмірність	Значення
Густина	кг/м ³	2700 - 3200
Твердість	по шкалі Мооса	2 - 3
Теплостійкість	°С	500 - 800
Межа міцності на розрив	МПа	200 - 310
Межа міцності на стиснення	МПа	до 1200
Питомий електричний опір	Ом·см	10 ¹³ - 10 ¹⁴
Електрична міцність	кВ/мм	300 - 400
Тангенс кута діелектричних втрат	0,0003 - 0,004	-

Міканіт виготовляють склеюванням пластинок слюди за допомогою гліфталевої смоли, маслобітуму і рідкого скла та інших зв'язуючих. Міканіт підрозділяється на колекторний, формувальний, прокладочний, гнучкий жаротривкий і мікастрічку (табл. 74).

Таблиця 74. Властивості міканіту.

Тип міканіту	Товщина, мм	Електроміцність, кВ/мм
Колекторний	0,4 - 3,0	≤ 18
Формувальний	0,15 - 3,0	≤ 15 - 40
Прокладочний	0,5 - 10,0	≤ 15 - 20
Гнучкий	0,15 - 0,5	≤ 16 - 28
Мікастрічка	0,08 - 0,17	≤ 14 - 20

Картон електротехнічний випускається чотирьох марок: ЕВС, ЕВП, ЕВТ і ЕВ. Він виготовляється в листах товщиною від 0,2 до 0,4 мм. Щільність картону від 1200 до 1250 кг/м³, межа міцності на розтяг від 10 до 13 кгс/см² і електрична міцність від 10 до 12 кВ/мм.

Електроізоляційні лакоткані (кембрик) виготовляють з бавовняних, шовкових, капронових і скляних тканин, що просочуються електроізоляційними лаками. Випускаються у вигляді рулонів шириною від 690 до 990 мм. Товщина бавовняних лакотканей від 0,15 до 0,30 мм, шовкових - 0,04-0,15 мм, капронових - 0,10-0,15 мм, скляних 0,05-0,24 мм. Пробивна напруга для бавовняних тканин, в залежності від їх товщини, змінюється від 6 до 10 кВ, шовкових – від 0,4 до 9,3, капронових – від 5 до 9 і скляних – від 0,8 до 10,8 кВ.

Пробивна напруга електроізоляційних матеріалів показана у таблиці 75.

Таблиця 75. Пробивна напруга електроізоляційних матеріалів.

Склад	Марка	Товщина, мм	Пробивна напруга, кВ/мм
Ізоляційні лаки			
Асфальтобітумни	БТ-980; 987; 988;-99	-	50-60
Гліфтальовіє	ГФ-95	-	70
Каніфольні	КФ-965	-	70
Слюда			
Алюмосилікатний прозорий мінерал	-	-	300-400
Міканіт			
Склеєні пластинки слюди за допомогою різних зв'язуючих: глифталевої смоли, маслобитума і рідкого скла	Колекторний	0,4-3	18
	Формовий	0,15-3	15-40
	Прокладений	0,5-10	15-20
	Гнучкий	0,15-0,5	16-28
	Мікастрічка	0,08-0,17	14-20
Ізоляційна стрічка			
Полівінілхлоридний плівковий пластикат, покритий шаром перхлорвинилового клею	ПХЛ-020	0,2	30-40
	ПХЛ-030	0,3	
	ПХЛ-040	0,4	
	ПХЛ-045	0,45	
Картон ізоляційний			
Картон просочений електроізоляційним лаком	ЕВС	0,2 - 0,4	10-12
Лакотканіни електроізоляційні			
Бавовняні тканини, просочені електроізоляційним лаком	ГОСТ 2214-90	0,15— 0,30	33-40
Шовкові тканини, просочені електроізоляційними лаками		0,04— 0,15	10-62
Капронові тканини, просочені електроізоляційними лаками		0,10— 0,15	50-65
Скляні тканини, просочені електроізоляційними лаками		ГОСТ 10156- 90	0,05— 0,24

Глава 17. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛІВ

Для вивчення структури та фазового складу металів і сплавів використовують різні методи, основними з яких є металографічні – макро - та мікроструктурний аналізи, електронна мікроскопія, рентгеноструктурний та рентгеноспектральний аналізи, а також методи магнітного і ділатометричного аналізу, внутрішнього тертя і термоелектрорушійних сил.

17.1 Макро - та мікроструктурний аналіз

Макроструктурний аналіз застосовують для вивчення будови металів і сплавів неозброєним оком або через лупу при збільшенні до 30 разів. За допомогою цього методу виявляють дендритну будову, усадкову пухкість, шлакові включення, газові пухирі та інші порожнини, тріщини, ліквіацію елементів (зокрема сірки і фосфору), структурну неоднорідність, волокнисту будову поковок і штамповок, якість зварного шва.

Макроструктуру вивчають на зламі зразка або на спеціально вирізаному зразку (темплеті), а також безпосередньо на поверхні деталей після їх шліфування і травлення спеціальними реактивами. Для вивчення макроструктури металу або сплаву застосовують реактиви для поверхневого і глибокого травлення, які відрізняються між собою, в основному, концентрацією і температурою травлення.

Глибоке травлення проводять при температурі 60-70°C більш концентрованими розчинами кислот і лугів протягом десятка хвилин. Його застосовують для виявлення дефектів, що порушують суцільність металу (тріщини, пори, раковини), використовуючи водний розчин соляної кислоти (50 см³ HCl, 50 см³ H₂O); t = 60 - 80 °C, час травлення - 5 - 45 хв. Для виявлення дендритної структури литої сталі, використовують 15 %-ний водний розчин персульфату амонію, t = 80-90°C; тривалість травлення 5-10 хв.

Види дефектів макроструктури вуглецевої, легованої і високолегованої визначають шляхом порівняння натурального виду протравлених зразків з еталонами наведеними на рис. Д.IV.1

При *поверхневому травленні* для виявлення ліквіації сірки використовують 5%-ний водний розчин сірчаної кислоти (метод Баумана); для виявлення ліквіації фосфору-реактив, що містить 85 г хлористої міді, 53 г хлористого амонію та 1000 см³ води (метод Гейна).

Мікроструктурний аналіз застосовують для дослідження

структури металів за допомогою мікроскопів (оптичних світлових та електронних) з метою визначення мікроструктури і фазового складу сталей і сплавів, дослідження ступеня однорідності сплавів за розподілом різних фаз, їх розмірів та форм: визначення кількісного співвідношення структурних складових, виду термічної обробки та складу сплаву за кількісним співвідношенням фаз.

Виявлення структури металів і сплавів ґрунтується на нерівномірному розчиненні в реактиві різних структурних складових. Неоднорідні структурні складові сплавів характеризуються більшою протравлюваністю, ніж однорідні. Для травлення сплавів застосовують різні за складом реактиви: 3-4% - ний розчин азотної кислоти в етиловому спирті для травлення залізовуглецевих сплавів; 10% - ний водний розчин персульфату амонію для травлення сплавів на основі міді тощо.

Хімічний склад травників та режими травлення структури наведені в таблицях додатку III.

17.2. Оптична та електронна мікроскопія

Залежно від мети дослідження структури застосовують оптичну або електронну мікроскопію).

Оптична мікроскопія дозволяє досліджувати структуру сплавів при збільшенні до 1500 разів. Для вивчення структури сплавів застосовують мікроскопи МІМ-7 і МІМ-8, а також "Karl Zeiss" (Jena, Німеччина) та "Неофот-21" та інші, які забезпечені високоякісними об'єктивами і обладнанням для вимірювання мікротвердості.

Вимірювання мікроскопічних об'єктів (неметалевий включень, величини зерен, глибини зміцненого шару тощо) проводять за допомогою окуляр-мікрометра і об'єktiv-мікрометра та порівнюють з відомими шкалами та таблицями (табл. 76; 77, рис. 175). Окуляр-мікрометр є звичайним окуляром, в який між лінзами вставлена кругла тонка скляна пластинка зі шкалою з поділками через 0,1 мм. Об'єktiv-мікрометр має скляну пластинку, на якій нанесена шкала з поділками через 0,01 мм (10 мкм).

Оксиди, сульфіді і силікати розглядаються на нетравленому шліфі, а карбіди - після травлення (збільшення у 100 разів). Розміри зерна аустеніту на практиці визначають за стандартними методиками: цементациєю, окисленням, феритною або цементитною сіткою, протравлюванням границь зерен спеціальними травниками і співставленням отриманих структур зі стандартними шкалами бальності (рис. 175).

В додатку IV наведені шкали для визначення якості та параметрів структури.

Таблиця 76. Шкала неметалевих включень сталі

Бал	Оксиди		Сульфіди та оксиди		Карбіди
	дрібні	крупні	дрібні	крупні	
1					
2					
3					
4					
5					

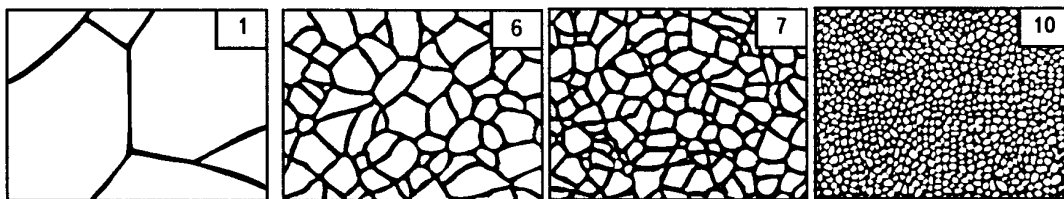


Рис. 175. Шкала для визначення розміру зерна (цифра - бал зерна) (ГОСТ 5639-75).

Кількісна металографія включає комплекс методів кількісної оцінки мікроскопічної будови металів і сплавів. Параметри будови визначаються за результатами вимірювань і підрахунків на звичайному мікрошліфі розміру зерен, середніх діаметра і площі,

об'єму окремих мікрочастинок, сумарної поверхні мікрочастинок, щільності дефектів кристалічної будови тощо.

Таблиця 77. Бал зерна та середні характеристики структури зерна (ГОСТ 5639-75)

Бал зерна	Площа зерна, мм ²	Кількість зерен на площі в 1 мм ² , шт.	Кількість зерен в об'ємі в 1 мм ³ , шт.	Діаметр зерна, мм
-3	1,024	1	1	1,000
-2	0,512	2	2,7	0,694
-1	0,256	4	8	0,500
0	0,128	8	21	0,352
1	0,064	16	34	0,250
2	0,032	32	179	0,177
3	0,016	64	512	0,125
4	0,008	128	1446	0,088
5	0,004	256	4096	0,060
6	0,002	512	11417	0,041
7	0,001	1024	32768	0,031
8	0,0005	2048	92160	0,022
9	0,00025	4096	262122	0,015
10	0,000125	8192	737280	0,012
11	0,000062	16384	2097152	0,0079
12	0,000031	32768	5930808	0,0056
13	0,000016	65536	16777216	0,0039
14	0,000008	131072	47448064	0,0027

Для визначення розміру зерна порівнюють розмір зерна при збільшенні 100 із стандартною шкалою (шкала балів) або підраховують число зерен, що припадає на одиницю площі поверхні шліфа, або обчислюють середній умовний діаметр зерен, або їх число в 1 мм³ металу. Для первинних обрахунків застосовують ручні лічильники, суматори, інтегратори, інші пристрої. Принципова схема автоматичного аналізу зображення наведена на рис. 176.

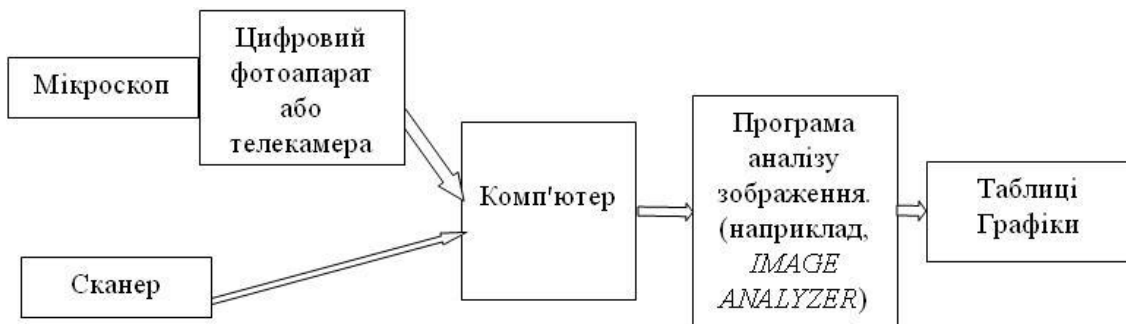


Рис. 176. Принципова схема автоматичного аналізу зображення

Моделі мікроскопів Відеоплан («Leitz», Німеччина), МОП («Kontron», Австрія) значно прискорюють вимірювання, класифікацію і навіть обробку результатів. Комп'ютерні програми, наприклад, "Image Analyzer Version - 1" (автор О. Стась) аналізу мікроструктури дозволяє аналізувати наступні параметри індивідуальних об'єктів: середня яскравість (I); периметр (P); площа (S); мінімальний діаметр (максимальний діаметр кола, яке можна вписати в об'єкт) (d); максимальний діаметр (мінімальний діаметр кола, яким можна описати об'єкт) (D); форм-фактор (Form – factor = $(4\pi S)/P^2$); коефіцієнт форми (Shape – factor = D/d); коефіцієнт викривлення границь (відношення периметра (P) до периметра еліпса, осі якого дорівнюють мініальному (d) і максимальному (D) діаметрам).

Визначаються також такі середні значення аналізованого зображення: середня яскравість, кількість об'єктів (шт.), об'ємний вміст об'єктів (% об.), діаметр (мкм), периметр (мкм), площа (мкм²), відстань між об'єктами (мкм). Результати аналізу представляють у вигляді таблиць і графіків.

Електронна мікроскопія - ефективний метод дослідження структури металів і сплавів. Використання електронного проміння, що характеризується малою довжиною хвилі, дозволяє збільшити роздільну здатність оптичної системи до кількох ангстрем ($1\text{Å} = 10^{-10}\text{ м}$). Збільшення електронного мікроскопа становить 50000 -100 000 разів.

Сучасний електронний мікроскоп складається з джерела електронів - електронної гармати, в якій відбувається не тільки емісія електронів, але і досягається збільшення їх швидкості за рахунок прикладеної напруги. Принципова схема електронного мікроскопа представлена на рис. 177.

Електрони вилітають з гармати при нагріванні вольфрамової спіралі, що є катодом. Між спіраллю і анодом, що знаходиться на невеликій відстані від спіралі, створюється потужне електричне поле, необхідне для підвищення швидкості руху електронів. Анодом є пластина з отвором посередині. Електрони проходять через отвір в розташовану нижче конденсорну лінзу. Конденсорна або розташовані далі об'єктивна і проекційні лінзи мають значне за величиною магнітне або електростатичне поле. Далі потік електронного проміння потрапляє на об'єкт, що підлягає дослідженню. Залежно від методу дослідження об'єкта існує ряд конструкцій мікроскопів:

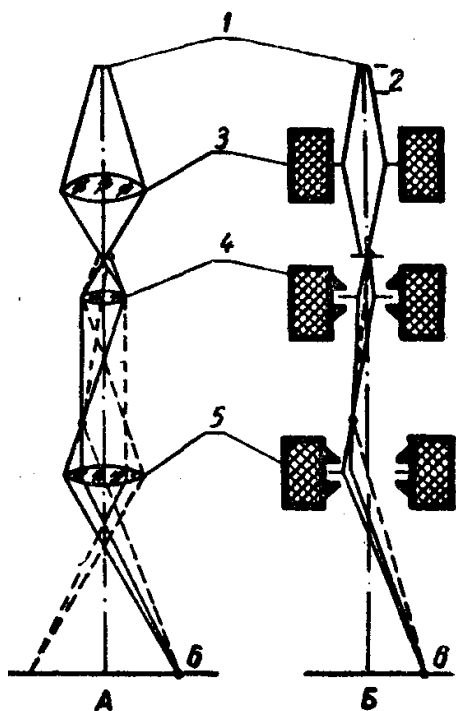


Рис. 177. Принципова схема оптичного (А) і електронного (Б) мікроскопа:

1 — джерело випромінювання;
 2 — анод; 3 — конденсор; 4 — об'єктив;
 5 — проєкційна лінза; 6 — зображення

1. *Просвічуючі мікроскопи*, в яких потік електронів проходить через об'єкт, (*просвічує*); отримане зображення є результатом різного розсіювання електронів об'єктом.

2. *Відбивні мікроскопи*, в яких зображення створюється електронами, відбитими поверхнею об'єкта. Ці мікроскопи мають принципову схему оптичної системи, близьку до металомікроскопа.

3. *Емісійні мікроскопи*, в яких зображення створюється від поверхні, що світиться під дією електронів.

4. *Растрові мікроскопи*, де зображення створюється за рахунок вторинної емісії електронів, випромінюваних поверхнею, на яку падає потік первинних електронів безперервно рухомий по цій поверхні.

Просвічуючі мікроскопи найбільш поширені, оскільки ще не вдалося використати електронний мікроскоп для роботи з відбитим електронним промінням. Це пояснюється тим, що при відбитті електронного проміння поверхнею непрозорого об'єкта, наприклад металу, виникають значна хроматична аберация та інші явища, що призводять до різкого зниження роздільної здатності мікроскопа і, отже, до втрати цієї основної переваги електронного мікроскопа. Застосування просвічуючого мікроскопа в біології, медицині і деяких інших галузях не зустрічає значних труднощів, оскільки об'єкти прозорі для електронів. Проте використання просвічуючого мікроскопа в металознавстві вимагає приготування спеціальних об'єктів, оскільки метали практично непрозорі для електронів.

Для дослідження металів готують спеціальний об'єкт або зліпок

з металевго шліфа. Він є прозорим для електронів і настільки тонким, що не виявляє своєї власної структури. Дослідження за допомогою електронного мікроскопа проводять таким чином.

У спеціальну камеру встановлюють особливим чином приготовлений прозорий об'єкт, потім, перевіривши герметичність системи (всіх елементів мікроскопа), включають вакуумні насоси і при досягненні необхідного розрідження вмикають напругу вольфрамової спіралі електронної гармати. Після цього вмикають високу напругу, створюючи електричне поле для підвищення швидкості електронів. Потім підмагнічують струм, що живить електромагнітні лінзи і, поступово пересуваючи об'єкт, розглядають його ділянки, вивчають будову та структуру і, якщо необхідно, проводять фотографування. У мікроскопах багатьох конструкцій можна ізолювати камеру об'єкта і фотокамеру від решти частини мікроскопа. Це дає можливість наповнити повітрям тільки одну частину мікроскопа, а потім замінювати об'єкт дослідження і фотопластину.

Приготування об'єктів дослідження. Об'єкт дослідження повинен бути прозорим і дуже тонким. Безпосереднє вивчення структури навіть дуже тонкого металевго предмету шляхом просвічування неможливе. Ця проблема вирішується шляхом виготовлення прозорих реплік (або зліпків) з поверхні мікрошліфа, що відображають характер цієї поверхні та структуру металу; та пропускають електронне проміння. Репліки треба виготовляти з особливою ретельністю, оскільки навіть невеликі відхилення в їх геометричній будові призведуть до неправильного уявлення про структуру металу.

Перш за все необхідно спеціально підготувати поверхню мікрошліфа. Шліф піддають електролітичному поліруванню і спеціальному травленню, що дає рельєфну поверхню. Для отримання більш чіткого рельєфу на шліф іноді осаджують мідь, хром або інші речовини у вакуумній камері, що посилює контрастність зображення. В цьому випадку шліф встановлюють під невеликим кутом до напрями руху частинок відповідних речовин, які осідають на його поверхню. Осадження відбувається, головним чином, на виступаючих ділянках шліфа і тому чіткість рельєфу зростає.

З приготованих мікрошліфів виготовляють репліки різними методами. Широко використовують, наприклад, спосіб тонких (товщина до 0,1 мкм) лакових реплік або плівок. Зручним методом відокремлення лакової плівки є нанесення на неї розчину желатину. При висиханні желатинова плівка скорочується і знімає лаковий

зліпок. Потім знятий шар занурюють у гарячу воду, де желатин розчиняється, а лакова плівка спливає і її виймають спеціальною сіточкою.

При дослідженні лакових плівок одержують негативне зображення, оскільки поглибленням шліфа відповідають виступи на плівці (рис. 178).

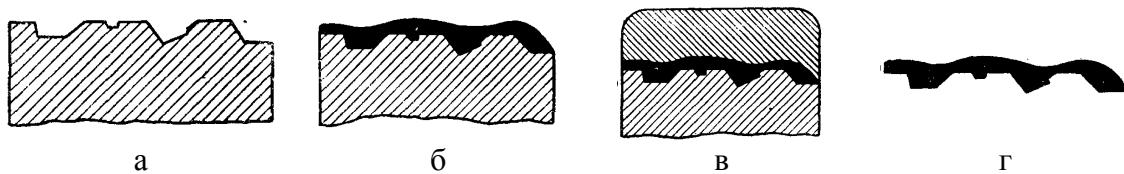


Рис. 178. Приготування лакової плівки:

а — протравлений мікрошліф; б — мікрошліф з шаром лаку, нанесеним на досліджувану поверхню; в — мікрошліф з шаром желатину, нанесеним на лакову плівку; г — лакова плівка, знята з мікрошліфа

Для визначення хімічного складу фазових складових металу використовують метод аналізу дифракційних зображень, які з'являються при взаємодії електронного променя з краєм поверхні фази, що аналізується. Для цього готується екстракційна репліка (як правило графітова), яка при знятті зі шліфа екстрагує з шліфа необхідну фазу, що аналізується. Потім на край цієї фази в електронному мікроскопі направляється електронний промінь, утворюється дифракційна картина (рис. 179), визначається (за формулою Вульфа-Брегга) міжплощинна відстань речовини, яка аналізується. Потім ці дані порівнюють з табличними даними відомих речовин (наприклад, таблиці ASTM (American Society for Testing Materials)), які вмістять дані про більш як 150 000 речовин.

Формула Вульфа-Брегга для визначення міжплощинної відстані:

$$d_{\text{HKL}} = \lambda * L / r,$$

де d_{HKL} - міжплощинна відстань; λ - довжина хвилі; L - відстань від джерела електронів до зразка; r - відстань від рефлексу до сліду первинного пучка.

При порівнянні розрахункових ($d_1, d_2, d_3, \dots, d_n$) і табличних (за таблицями ASTM) даних визначають хімічний склад аналізованої речовини.

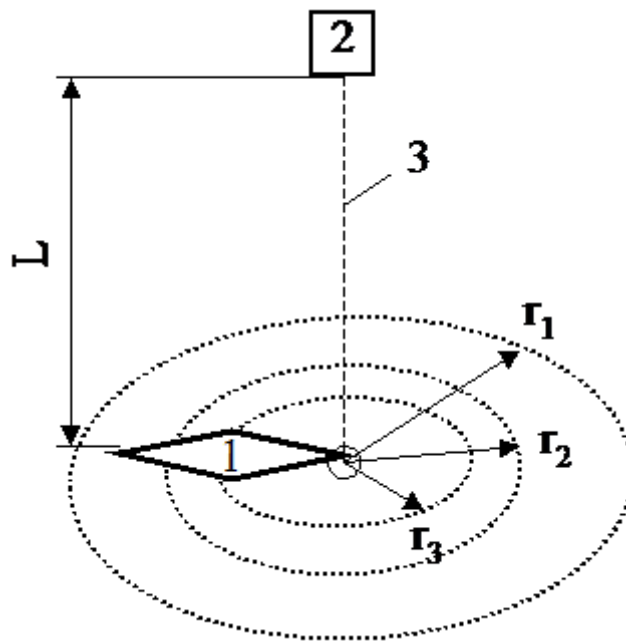


Рис. 179. Дифракційний аналіз складу речовини:
1 - аналізована речовина, 2 - джерело електронів, 3 - електронний промінь

17.3. Рентгеноструктурний метод дослідження структури.

Рентгеноструктурний аналіз призначений для визначення тонкої кристалічної структури металів і сплавів (дисперсності блокової будови кристалів, щільності дислокації, дефектів упаковки, макро- та мікронапруги, деформації кристалічних ґраток).

При рентгеноструктурному аналізі звичайно використовують проміння з довжинами хвиль 0,5-2,5 Å. Джерелом рентгенівського проміння для структурного аналізу є електронні трубки. На аноді цих трубок нанесений шар певного металу (Cr, Fe, Co, Cu, Mo). Використовується характеристичне випромінювання К-серії. Дифракційна картина реєструється на рентгенівську фотоплівку або за допомогою детекторів. Залежно від способу реєстрації розрізняють апарати для фотографічного методу і дифрактометри.

Існують три основні методи рентгеноструктурного аналізу: нерухомого кристалу (метод Лауе); кристалу, що обертається; порошку.

Методом нерухомого монокристала визначають симетрію ґраток і вибирають осі координат, використовуючи проміння з безперервним спектром.

За методом кристалу, що обертається, відбите від кристалу проміння (монохроматичного - характеристичного випромінювання) фіксується на фотоплівці у вигляді плям. Рентгенограми обертання

надають інформацію про структуру монокристала і дозволяють визначати розміри елементарних ґраток.

Кристал можна представити у вигляді системи паралельних площин, які знаходяться на однаковій відстані d одна від одної (рис. 180). Передбачається, що число атомних площин досить велике і переломлення в кристалі відсутнє.

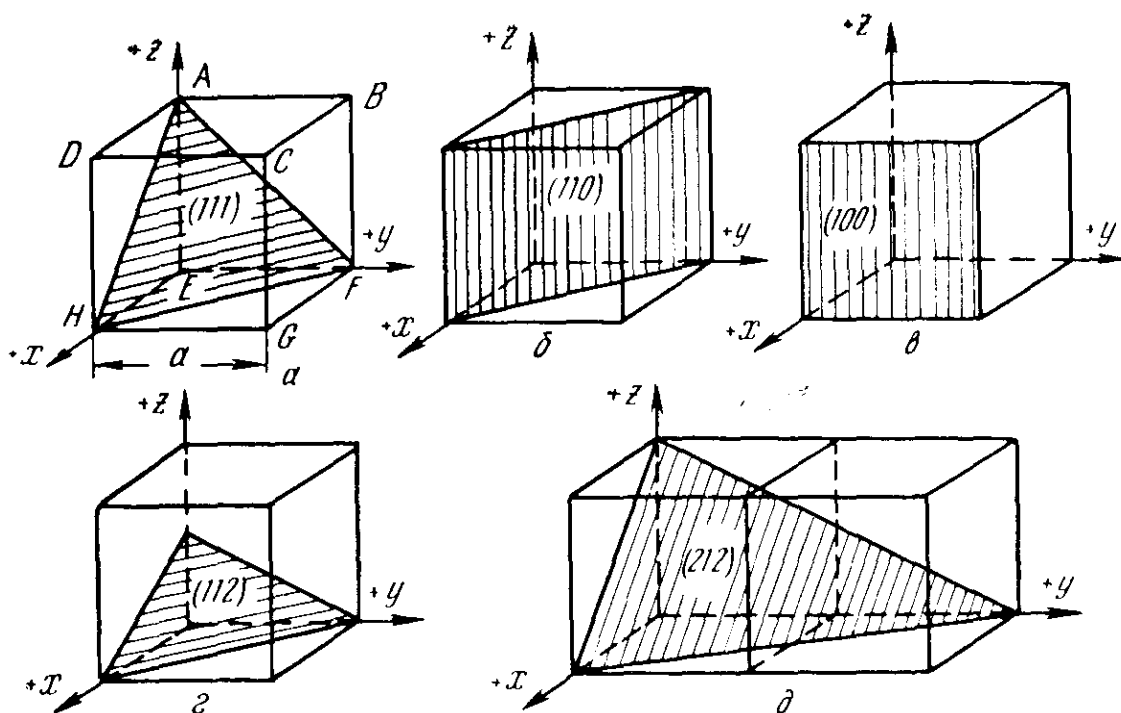


Рис. 180. Приклади кристалографічних площин у кубічній ґратці

Нехай на кристал падає паралельний пучок монохроматичного (певної довжини хвилі λ) рентгенівського проміння під деяким кутом ковзання ϑ по відношенню до атомної площини кристалу (рис. 181). Проміння паралельного пучка відбивається атомними площинами під одним і тим же кутом ϑ . Інтерференційний максимум спостерігатиметься тільки при виконанні умови (формула Вульфа - Брегга):

$$n\lambda = 2d \cdot \sin \vartheta,$$

де n —порядок відбиття.

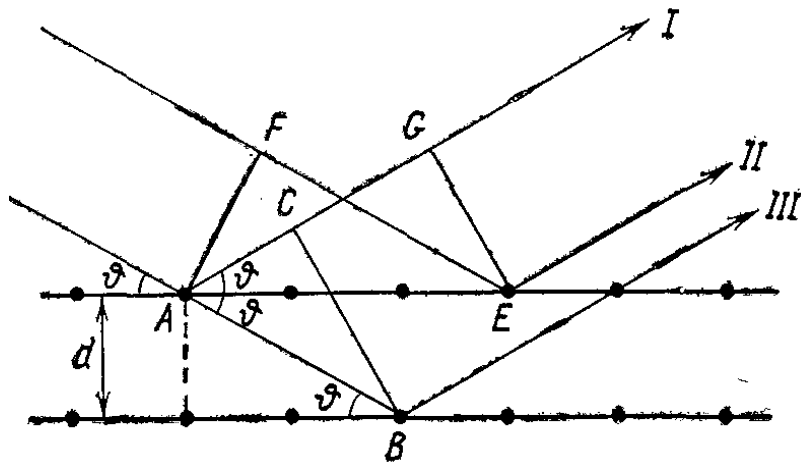


Рис. 181. До висновку формули Вульфа - Брегга

З формули Вульфа-Брегга випливає, що, при експериментальному вимірюванні кута ϑ дифракційних максимумів можна визначити:

а) довжину хвиль, що відповідають цим максимумам, якщо відома міжплщинна відстань d ;

б) міжплщинні відстані d , якщо відомі довжини хвиль λ , що відповідають дифракційним максимумам.

Для вимірювання довжин хвиль або міжплщинних відстаней застосовують різні дифрактометри. Найпростішим є дифрактометр з плоским кристалом, що обертається (рис. 182).

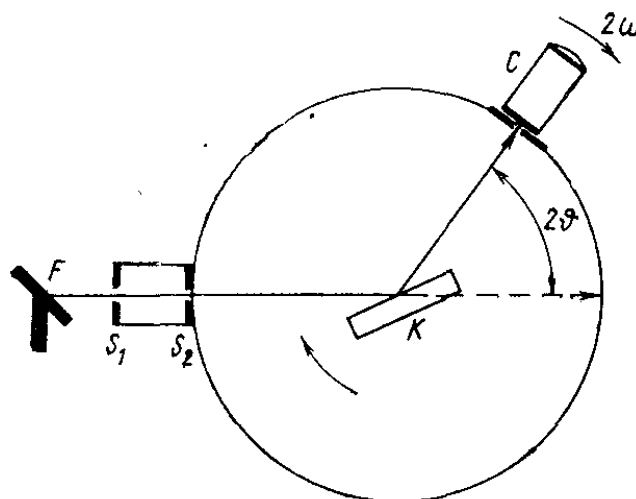


Рис. 182. Схема рентгенівського дифрактометра

Промисловістю випускаються дифрактометри УРС-50, ДРОН,

ДРД з дистанційним управлінням.

Пучок проміння з фокусу рентгенівської трубки F проходить через систему щілин S_1 і S_2 і падає на кристал K , який обертається навколо осі, що проходить через його поверхню. При обертанні кристала змінюється кут між первинним пучком і поверхнею кристалу, тобто змінюється брегівський кут ϑ . При даному куті повороту кристала відбивається промінь з певною довжиною хвилі λ . Спектр реєструється за допомогою детектора C , який використовує іонізуючу дію рентгенівського проміння (іонізаційна камера або газорозрядний лічильник). Довжину хвилі даної спектральної лінії визначають за формулою Вульфа-Брегга, підставляючи в неї визначені за допомогою спектрометра значення кута ϑ і міжплощинну відстань d для системи площин кристалу.

При дослідженнях важливо визначити форму дифракційних ліній і їх точне положення. Типова дифрактограма наведена на рис. 183.

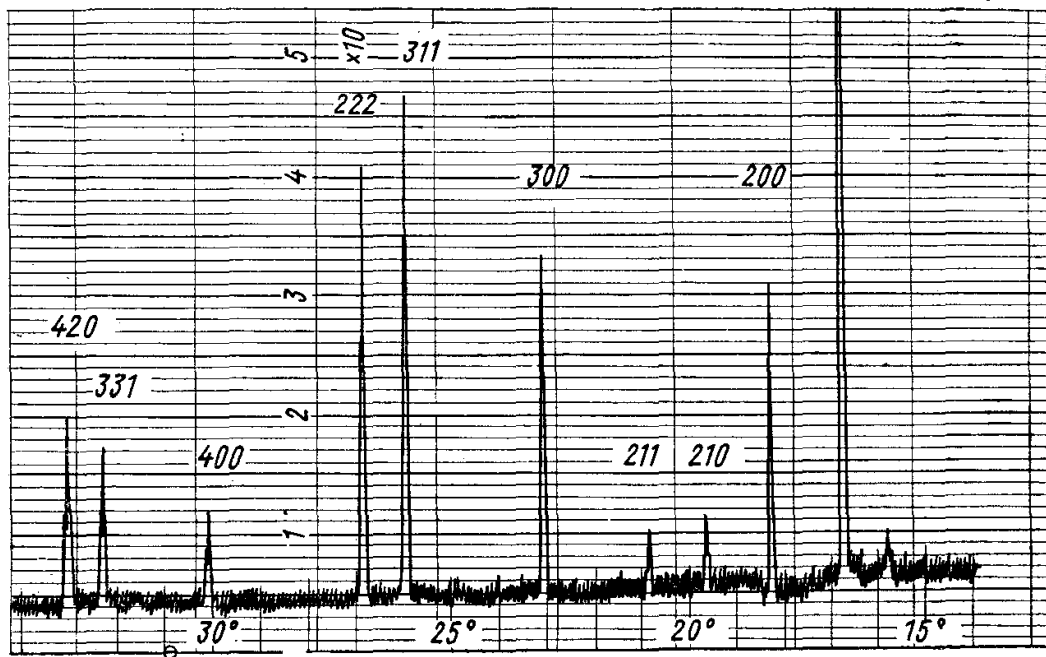


Рис. 183. Типова дифрактограма

Для визначення напруг другого роду, розміру блоків і щільності дислокацій вимірюють розширення (B) інтерференційних ліній. Для сталей звичайно використовують лінії (110) і (220), заміряні як на досліджуваному зразку так і на еталоні. Ширина інтерференційної лінії еталону повинна бути обумовлена тільки геометричними чинниками. За отриманими профілями інтерференційної лінії від

зразка і еталону визначають напівширину ліній.

Ширина і форма інтерференційних ліній визначається: розміром кристалів або розбиттям їх на малі разорієнтовані відносно один одного блоки; мікродеформаціями кристалів; наявністю у кристалах дефектів упаковки.

Ширина лінії (B) на рентгенограмі:

$$B = S/I_{\max},$$

де, S - площа під кривою інтенсивності; I_{\max} - висота ординати кривої інтенсивності на рентгенограмі.

При низькотемпературному відпалі холоднодеформованого металу під світловим мікроскопом структурні зміни не виявляються. Лише на рентгенограмах зразків після відпуску спостерігається звуження інтерференційних ліній (рис. 184), що пов'язано із зняттям мікродеформацій та напруг II роду.

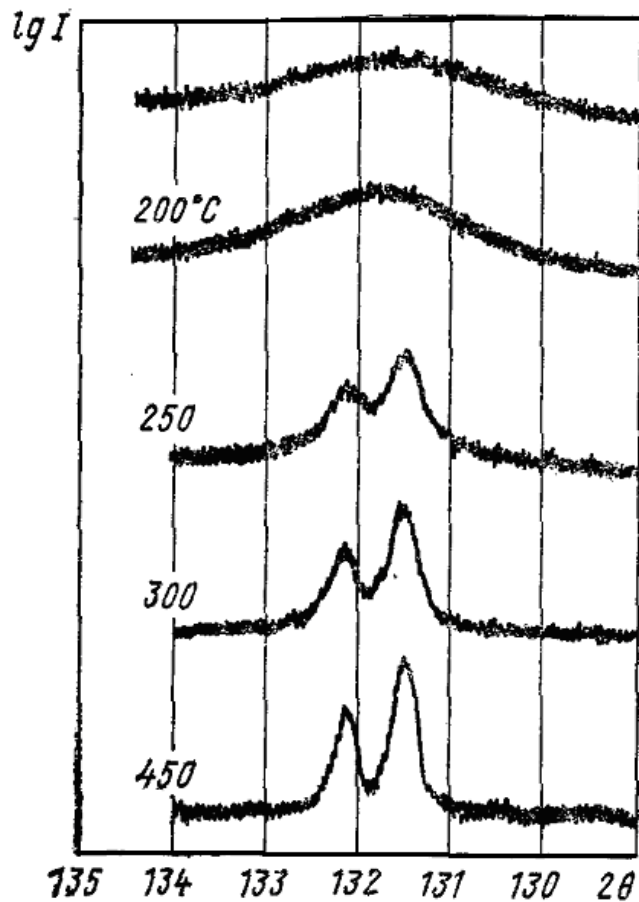


Рис. 184. Зміна ширини лінії (311) холодно деформованої латуні 70 в процесі відпалу при 200-450° С.

У деяких випадках крім звуження ліній на рентгенограмах

помітне посилення їх інтенсивності і ослаблення фону рентгенограм. Це говорить про те, що разом із зняттям мікродеформацій знімаються також статичні спотворення. Для деяких металів зміна ширини ліній і твердості залежно від температури відпалу збігаються. При відпалі ширина ліній спочатку різко зменшується, потім міняється повільно і через деякий час стає постійною (рис. 184) Кінцева ширина ліній досягається тим швидше, чим вища температура відпалу. Проте ширина ліній, властива недеформованому металу, при поверненні повністю не досягається.

На рис. 185 наведено дані, які свідчать, що інтенсивність ліній на рентгенограмах корелює з властивостями матеріалу.

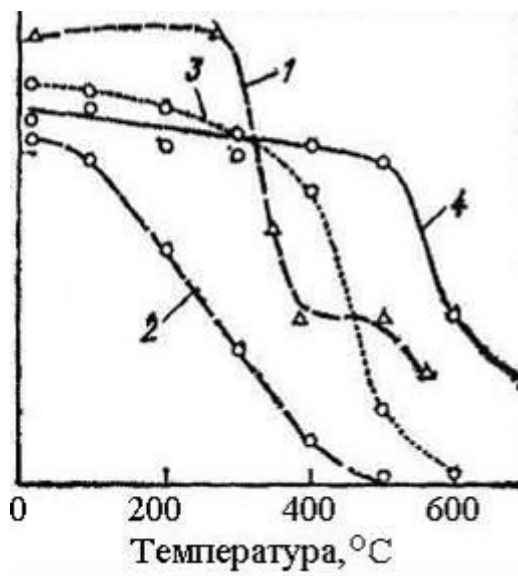


Рис. 185. Зміна властивостей холоднодеформованого заліза у процесі відпуску:

- 1 - напівширина лінії (220);
- 2 - електроопір;
- 3 - швидкість розчинення;
- 4 - твердість

Метод порошку (полікристалів) широко застосовується на практиці. Він ґрунтується на дослідженні полікристалічних зразків моно-хроматичним випромінюванням. Зразки використовують у вигляді спресованих (іноді склеєних) із порошку або виточених циліндриків діаметром 0,2 - 0,8 мм, а також плоских пластинок. У результаті взаємодії монохроматичного випромінювання утворюється інтерференційна картина, яка фіксується на фотоплівці у вигляді кривих, що називаються інтерференційними лініями. Кожна лінія є результатом відбиття від певної серії паралельних атомних площин, розташованих одна від одної на відстані d . При дослідженні застосовуються зразки з полікристалічної речовини або порошку, що складається з великої кількості дрібних ($< 10^{-2}$ мм) кристалів (зерен), що мають довільну орієнтацію у просторі. При освітленні таких зразків монохроматичним або характеристичним рентгеновським випромінюванням виникає виразний інтерференційний ефект у

вигляді системи коаксіальних конусів, віссю яких є первинний промінь.

Для реєстрації інтерференційної картини у методі порошку використовують декілька способів розташування плівки відносно зразка і первинного пучка рентгенівського проміння: зйомка на плоску, циліндрову і конусну фотоплівку. Реєстрація може проводитися також за допомогою лічильників.

Циліндрова фотоплівка. При цьому типі зйомки дифракційні конуси, перетинаючись з фотоплівкою, утворюють криві четвертого порядку (рис. 186). Окремим випадком такої кривої може бути пряма, яка відповідає куту відбиття $\theta = 45^\circ$.

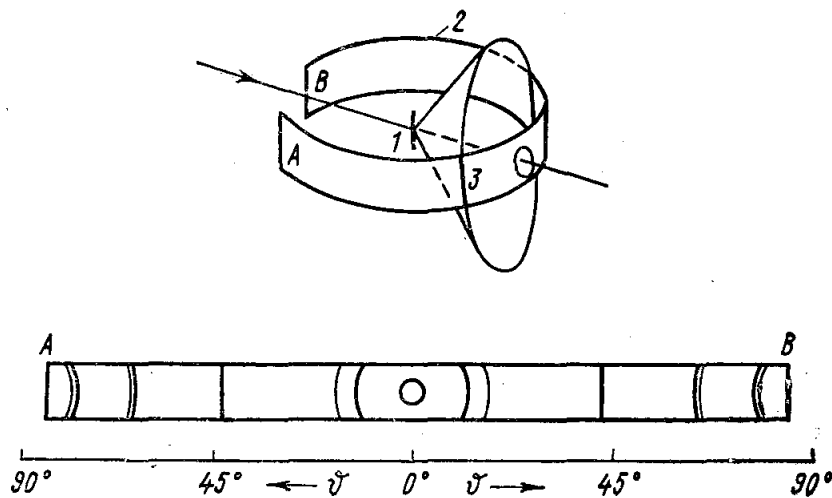


Рис. 186. Зйомка на циліндричну плівку:
1 - зразок; 2 - плівка; 3 - інтерференційна лінія

Кут θ обчислюється визначенням відстаней між лініями 21, що відповідають одному і тому ж інтерференційному конусу, за співвідношенням:

$$2l = 4\theta R; \theta^\circ = (1/2R) (180^\circ/\pi),$$

де R - радіус циліндричної касети з фотоплівкою.

На рис. 186 зображений звичайний (симетричний) спосіб заряджання плівки. У цьому випадку кінці плівки розташовують поблизу діафрагми, через яку в камеру входить пучок первинного проміння. Для виходу цього пучка з камери в плівці роблять отвір. Недоліком такого способу заряджання є те, що у процесі фотообробки плівка скорочується по довжині, внаслідок чого при розрахунку

рентгенограми слід використовувати не значення радіусу R , а деяку величину $R_{\text{эфф}}$. Визначити $R_{\text{эфф}}$ можна шляхом зйомки еталонної речовини з відомими періодами ґраток (наприклад, NaCl). У цьому випадку проводять зворотний розрахунок рентгенограми - за відомими періодами ґратки теоретично визначають кути відбиття θ , із значень яких в комбінації з замірами на рентгенограмі відстанями між симетричними лініями визначають величину $R_{\text{эфф}}$.

Рентгенівський фазовий аналіз є прямим методом визначення фазового складу, оскільки в його основі лежать характеристики атомної кристалічної будови сплаву. Цей метод особливо доречний у тих випадках, коли хімічний аналіз не дозволяє встановити фазовий склад сплаву.

На відміну від рентгеноспектрального аналізу, що визначає, елементи які входять до складу сплаву, фазовий аналіз за рентгенограмами визначає, з яких хімічних сполук складається сплав, оскільки від кожної хімічної сполуки на рентгенограмі виникає свій набір ліній.

При проведенні якісного фазового аналізу виміряють відносну інтенсивність інтерференційних ліній і визначають за рентгенограмою міжплощинну відстань. Найсильніші лінії даного сплаву (речовини) називають реперними. За ними і виявляють фази, при цьому часто користуються американською картотекою ASTM, яка має дані, за якими кожна речовина характеризується трьома найсильнішими лініями, а лінія з міжплощинною відстанню d_1 - найінтенсивніша. Картки розташовані за групами, що характеризуються певним інтервалом міжплощинних відстаней на молібденовому випромінюванні.

Основою рентгеноспектрального аналізу є те, що рентгенівський промінь, довжина хвилі якого λ , може відбитися від грані кристалу з міжплощинною відстанню d лише в тому випадку, коли він утворює з гранню кут θ . Його визначають за рівнянням Брегга, в якому $n = 1, 2, 3 \dots$

Для розкладання в спектр пучка рентгенівського проміння необхідно створити такі умови, щоб пучок проміння падав на грань кристалу, що відбиває, під різними кутами. Для цього використовують кристал, який розкладає рентгенівський промінь на спектр, що фіксується на фотоплівці. Перевага цього методу перед іншими (хімічним і спектральним - оптичним) - це визначення елементів, близьких за своїми хімічними властивостями (РЗМ, елементи платинової групи, пари таких елементів, як тантал і ніобій, цирконій і гафній).

Прилади, які використовуються для рентгеноспектрального аналізу, мають назву " Superprob ", MAP тощо.

17.4. Оже – спектроскопія.

Метод Оже - спектроскопії (ОЕС) полягає в енергетичному аналізі вторинних Оже-електронів. Ефект Оже (відкритий в 1925 р.) названий на ім'я французького винахідника-фізика П. Оже (Auger). Оже, мікроаналіз дозволяє визначати не тільки вміст елементів на вибраних локальних ділянках поверхні зразків, а також у ряді випадків давати інформацію про хімічний зв'язок елементів за зміною піків на кривих та їх енергетичним положенням.

Схема Оже - спектроскопії наступна. Падаючий первинний електрон збуджує атом. Електрон з внутрішньої (К, L) оболонки переходить на більш високий зовнішній рівень (рис. 187). Збуджений атом може повернутися до первинного стану за одним із двох способів:

1. Вибитий електрон повертається з більш високого (зовнішнього) рівня на вакантне місце у внутрішній оболонці атома. При цьому випускається характеристичний рентгенівський фотон (рис. 187, а). Вірогідність такого процесу пропорційна квадрату атомного номера (Z^2), тому для легких елементів вона мала.

2. Другий електрон з більш високого (зовнішнього) рівня вилітає з атома (рис. 187,б). Цей вторинний електрон і є Оже-електрон. Відносна вірогідність Оже-ефекту вища для легких елементів.

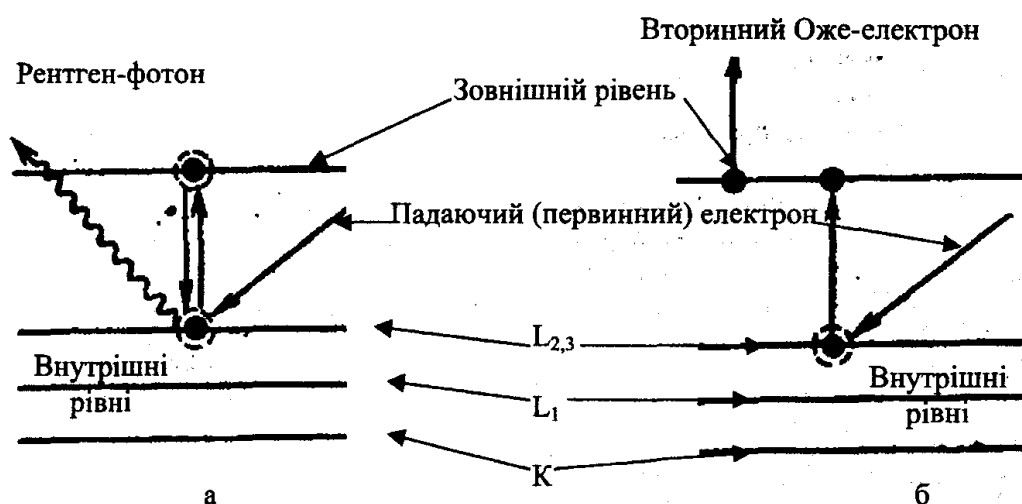


Рис. 187. Схема енергетичних рівнів, що ілюструє виникнення рентгенівських фотонів (а) і Оже-електронів (б):

$L_{2,3}$; L_1 , К - електронні оболонки

Аналіз енергій Оже-електронів, як і аналіз характеристичного рентгенівського випромінювання, дозволяє визначити елементний склад досліджуваних зразків. У методі ОЕС використовується пучок електронів з невеликими енергіями, достатніми для збудження внутрішніх рівнів атомів, що вивчаються. Із зростанням енергії первинного пучка, по-перше, росте вірогідність випуску рентгенівського фотона (для енергій < 2 кеВ частка Оже-електронів $> 90\%$); по-друге, погіршується вирішення по глибині (збільшується зона збудження). Тому звичайно енергія падаючих електронів знаходиться в інтервалі $0,1-3$ кеВ.

Отримати такі пучки легко. Складність полягає в тому, що доводиться вимірювати мале число Оже-електронів на великому фоні розсіяних первинних електронів. На кривій залежності загального числа електронів, що емітуються, від їх енергії $N(E)$ Оже- спектри дуже слабкі і мало помітні.

У 1968 р. американський вчений Р. Харріс запропонував за допомогою порівняно простих електронних пристроїв диференціювати криві $N(E)$ за енергією. Це різко збільшило чутливість методу і дозволило виділити у спектрі сигнал адсорбованих частинок, кількість яких складає близько 1% моноатомного шару. Аналіз поверхні за методом ОЕС обмежується діаметром первинного пучка електронів (у кращих спектрометрах від 5 мкм до 500 \AA).

У сучасних Оже-мікрозондах досягається локальність аналізу на поверхні до $0,05 - 0,1$ мкм при глибині аналізу $0,3 - 2$ нм. Іонне травлення дозволяє одержувати пошарові профілі розподілу елементів у поверхневих шарах товщиною до $0,1 - 0,2$ мкм.

Принциповий пристрій Оже-електронного спектрометра наведено на рис. 188. Вторинні електрони проходять крізь сітку в простір між двома коаксіальними циліндрами (рис. 188). Внутрішній циліндр і мішень заземлені, а на зовнішній циліндр поданий негативний потенціал V_α . Електрони, що покидають зразок-мішень з енергією eV_e , фокусуються на рівні вихідних щілин аналізатора; відношення V_α/V_e залежить від геометрії установки коаксіальних циліндрів. Електронний помножувач розміщується позаду вихідної щілини аналізатора.

Дані записуються у вигляді кривої розподілу Оже-електронів за енергіями $N(E)$. Проте записуваний при цьому сигнал надто слабкий і супроводжується значним фоном. З метою підвищення відношення сигнал - шум використовується синхронний детектор для обчислення похідної сигналу $N(E)$ за енергією E .

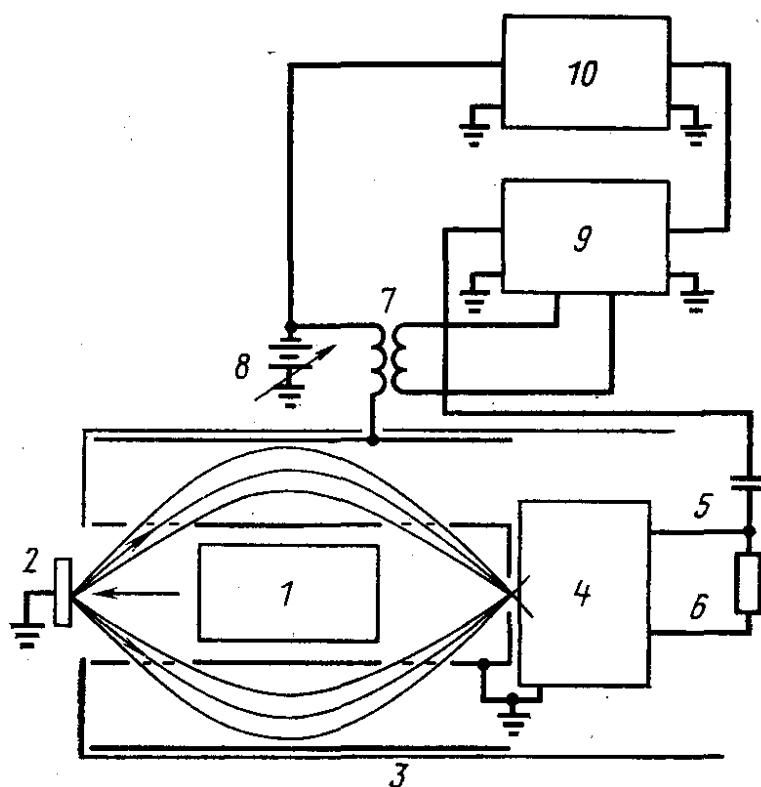


Рис. 188. Схема Оже спектрометра:

- 1 - електронна гармата; 2 - зразок-мішень; 3 - коаксіальний циліндровий аналізатор; 4 - електронний помножувач; 5 - колектор;
 6 - кінцевий діод; 7 - ізолюючий трансформатор;
 8 - скануюча напруга; 9 - синхронний детектор;
 10 - двохкоординатний потенціометр

У відсутність Оже-піку варіації $N(E)$ за енергією відносно малі. В той же час слабкі Оже-піки («сплески» на кривій $N(E)$) на графіку похідної функції $dN(E)/dE$ даватимуть значно помітні гострі піки. Оже-спектрометр розміщують у камері, де створюється високий вакуум від 10^{-6} мм рт. ст. для пасивних до 10^{-10} мм рт. ст. для особливо активних поверхонь для уникнення забруднення зразка. Вакуумна система може складатися з насосів форвакуумного ротаційного; турбомолекулярного; криогенного на рідкому азоті і титанового сублімаційного.

Крім утримувача зразка і аналізатора, в камеру приладу поміщають іонну гармату для очищення поверхні зразка та іонного травлення (ерозії) його з контрольованою швидкістю для вивчення змін хімічного складу за глибиною зразка (у міру травлення шару). Прилад також забезпечений пристроями для руйнування зразка у вакуумі при зниженій температурі, спектрометром для аналізу залишкових газів, приставкою для нагрівання зразка у вакуумі.

Приклади Оже-спектрів наведені на рис. 189.

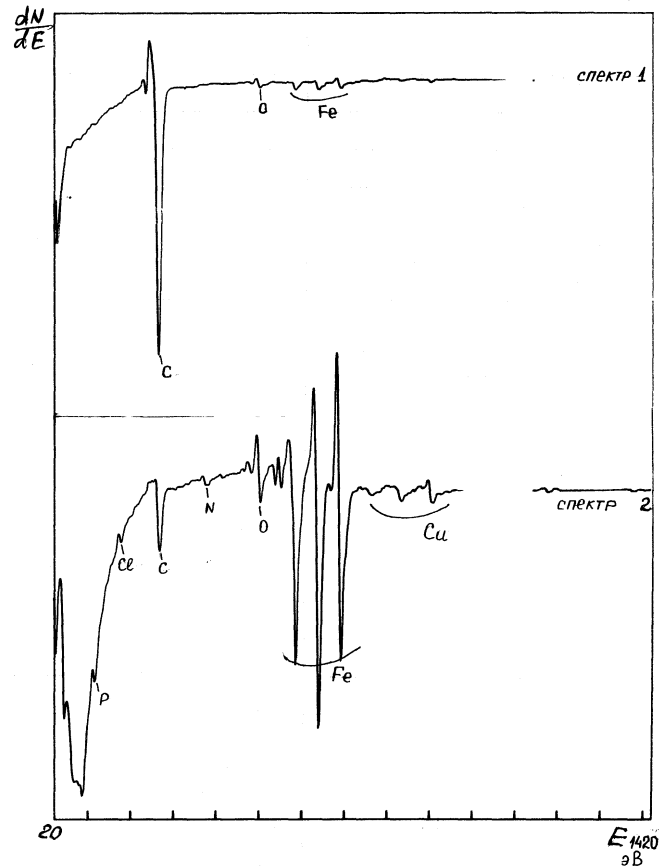


Рис. 189. Оже - спектри чавуну

Останнім часом метод Оже - спектроскопії став одним з найпоширеніших методів аналізу. Переваги методу: висока чутливість аналізу у приповерхневому шарі (5-30 Å), швидке отримання спектру і можливість виявлення всіх елементів з $Z > 2$. Оже-спектр дає кількісну інформацію про склад приповерхневого шару, в деяких випадках - відомості про хімічні зв'язки атомів в ньому, а в поєднанні з іонним травленням дозволяє отримати профілі розподілу елементів за глибиною.

17.5. Ділатометричний аналіз

Ділатометричний аналіз застосовують для визначення коефіцієнта лінійного розширення і критичних точок сталей і сплавів.

При ділатометричному аналізі визначають зміну довжини зразка при нагріванні і охолодженні або при ізотермічній витримці, а також коефіцієнт теплового розширення у заданому інтервалі температур. Зміна довжини зразка характеризує об'ємні перетворення сплаву.

Важливою перевагою ділатометричного аналізу є незалежність об'ємного ефекту та точності аналізу від швидкості охолодження. Крім того, прилади для визначення лінійних змін зразків - ділатометри - відрізняються дуже малою інерційністю.

Крім пристрою для спостереження або запису лінійних змін, у ділатометрі повинен бути температурний контроль, оскільки при дослідженні в металознавстві важливо визначити не тільки величину об'ємних змін, а й температури, при якій відбуваються ці зміни. Із цих причин ділатометричний аналіз застосовують для визначення критичних точок фазових перетворень у сплавах і вивчення процесів термічної обробки. Основне застосування цей метод отримав для вивчення процесів фазових перетворень у сплавах, оскільки більшість з них супроводжується значною зміною об'єму.

Наприклад, перехід α - заліза (питомий об'єм $V_{\pi} = 0,127\text{см}^3/\text{г}$) у γ -залізо ($V_{\pi} = 0,122\text{см}^3/\text{г}$) або перліту в аустеніт супроводжується помітним скороченням об'єму (і довжини зразка), оскільки γ - залізо і твердий розчин вуглецю на його основі (аустеніт) володіють якнайменшим питомим об'ємом. Перехід аустеніту в мартенсит супроводжується значним збільшенням об'єму зразка, оскільки мартенсит має найбільший питомий об'єм ($V_{\pi} = 0,131\text{см}^3/\text{г}$ при $C = 1,4\%$).

Найпоширеніший пристрій для ділатометричного аналізу це ділатометр Шевенара. Висока чутливість приладу досягається при використанні механічного і оптичного посилення. Принципова схема представлена на рис. 190.

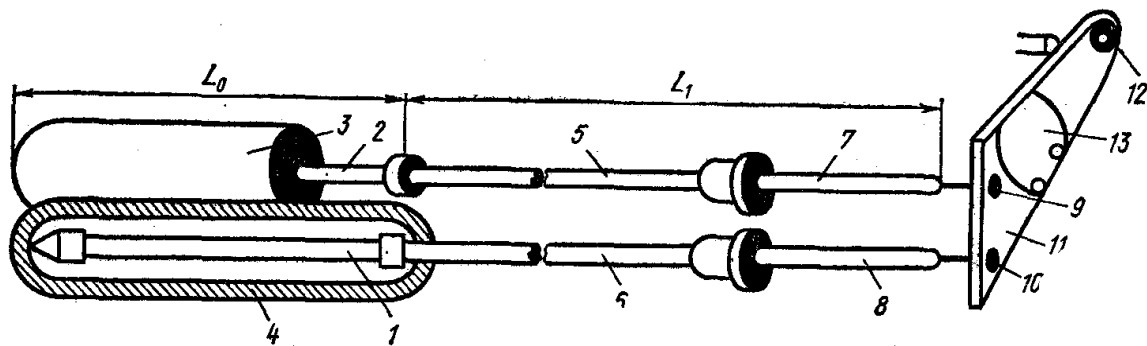


Рис. 190. Принципова схема диференціального ділатометра Шевенара:
 1 - зразок; 2 - еталон; 3, 4 - кварцові трубки; 5, 6, 7, 8 - стержні;
 9, 10 - точки з'єднання; 11 - пластина; 12 - точка закріплення; 13 - дзеркало

У диференціальному ділатометрі (рис. 190) зразок 1 і еталон 2, розташовані у кварцових трубках 3, 4, і з'єднані стержнями 5, 6, 7, 8 з

пластиною 11. Точки з'єднання - 9, 10. Пластина 11 закріплена в точці 12. На пластині є дзеркало 13, на яке спрямовується промінь світла від електричної лампи, а відбившись від нього потрапляє на екран.

Для нагрівання зразка 1 і еталону 2 з кварцовими трубками 3, 4 призначається трубчаста електрична піч. Еталоном є зразок із сплаву Cr-Co-Ni, для якого коефіцієнт лінійного розширення є постійним у досліджуваному інтервалі температур. При нагріванні зразок і еталон розширюються, тим самим переміщуючи пластину 11 та дзеркало 13. На екрані фіксується траєкторія переміщення світлового променя (рис. 190).

Визначення критичних температур. Критичні температури і області перетворень визначають за кривими, що показують зміни довжини зразка, який вивчається, при нагріві або при охолодженні (рис. 191).

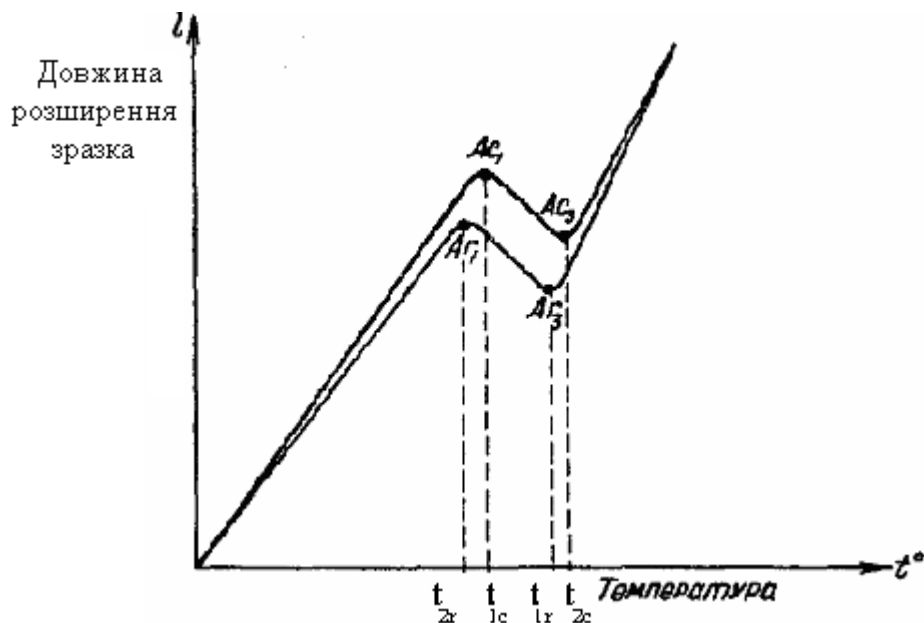


Рис. 191. Криві розширення доєвтектоїдної сталі в координатах довжина розширення зразка - температура

Побудова кривої в координатах подовження зразка - температура, наприклад, при нагріві, дозволяє встановити температури, при яких спостерігаються порушення рівномірного подовження зразка. Різкі перегини на кривих свідчать про внутрішні зміни при перетвореннях, що відбулися в сплаві під дією температури. Перша точка перегину на кривій відповідає температурі початку перетворення (t_1), друга - кінцю перетворення (t_2).

17.6. Магнітний метод дослідження структури металів.

Магнітний аналіз заснований на тому, що при зміні структури або складу сплаву змінюються і його магнітні властивості. Він застосовується для дослідження феромагнітних сплавів, тобто сплавів на основі заліза, кобальту або нікелю, і деяких сплавів металів перехідних груп з діа- і парамагнітними металами. Можна, зокрема, визначити кількість залишкового аустеніту (парамагнітної фази) і мартенситу чи фериту (феромагнітної фази) в загартованій сталі.

Феромагнетизм металів, викликаний наявністю некомпенсованих магнітних моментів електронів, якщо вони належать до групи недобудованих внутрішніх рівнів (наприклад, рівня 3d для α - заліза, кобальту і нікелю). У феромагнітних металів магнітні моменти утворюють окремі області намагнічування (домени), в яких моменти взаємно паралельні. На відміну від парамагнітних металів, в яких намагнічування полягає у поступовому повороті окремих магнітних моментів у напрямку зовнішнього поля, у феромагнітних металах намагнічування полягає в зростанні областей, що мають результируючий магнітний момент, паралельний напрямку зовнішнього поля.

Процес намагнічування пара- і феромагнітних металів вважається закінченим, і стан магнітного насичення досягнутим, коли всі магнітні моменти спрямовані паралельно зовнішньому полю. Магнітне насичення феромагнітних металів досягається в полях напруженості порядку сотень або тисяч ерстед, тоді як для парамагнітних необхідне поле напруженості порядку 10^9 ерстед, що в даний час ще практично недосяжно.

Магнітні властивості. Якщо метал помістити у магнітне поле напруженістю H , то інтенсивність намагнічування металу визначатиметься співвідношенням $I = \chi H$, де χ - намагнічуваність. Для діамагнітних металів вона має від'ємний знак, для парамагнітних - додатній. Абсолютне значення питомої магнітної сприйнятливості (на 1 г металу) діамагнітних і парамагнітних металів - порядку 10^{-6} , феромагнітних - 10^2 . Величина магнітної сприйнятливості змінюється залежно від хімічного складу сплаву і структури.

Для сплавів зі структурою механічної суміші величина магнітної сприйнятливості змінюється прямолінійно із зміною хімічного складу сплаву. При утворенні хімічних сполук магнітна сприйнятливість, залежно від складу сплаву, може бути максимальною або мінімальною. Для сплавів зі структурою твердого розчину величина магнітної сприйнятливості змінюється за законом кривої лінії майже подібно зміні електроопору.

При дослідженні феромагнітних сплавів можна визначати не тільки магнітну сприйнятливість, але й інші магнітні властивості і, зокрема, магнітне насичення ($4\pi I_n$), коерцитивну силу (H_c), магнітну проникність (μ) і залишкову індукцію (B_r). Визначення цих властивостей і особливо магнітного насичення і коерцитивної сили дозволяє більш повно характеризувати структуру і характер перетворень, які відбуваються у сплаві. Крім того, величини H_c , μ і B_r безпосередньо характеризують якість магнітних сплавів і виготовлених деталей при експлуатації.

На рис. 192,а схематично показана залежність магнітної індукції B від напруженості поля H .

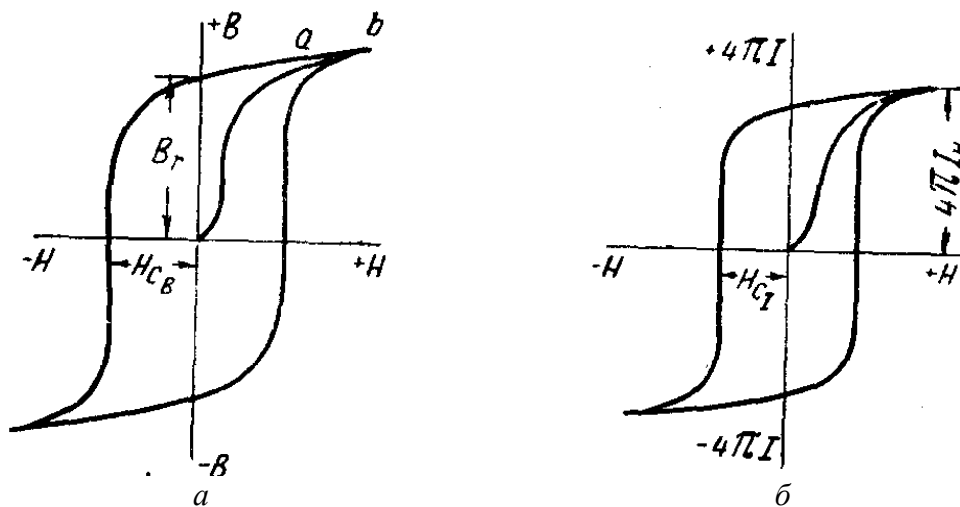


Рис. 192. Залежність намагнічування феромагнітного металу від напруженості поля: а - залежність $B = \varphi(H)$, б - залежність $4\pi I = f(H)$

Цю діаграму називають також петлею магнітного гістерезису. Магнітна індукція у міру збільшення напруженості зовнішнього магнітного поля H спочатку зростає. Це зростання індукції відбувається за рахунок посилення зовнішнього магнітного поля H і власного намагнічування металу $4\pi I$. При подальшому зростанні напруженості поля власне намагнічування $4\pi I$ досягає для даного сплаву граничного значення, що називається магнітним насиченням $4\pi I_n$. Очевидно, що по досягненні $4\pi I_n$ (крапка а на рис. 192, а) зростання індукції відбувається тільки за рахунок збільшення напруженості поля і тому ця ділянка кривої є лінійною. Ще більш чітко фіксується досягнення магнітного насичення на рис. 192,б.

Магнітне насичення сплавів досягається у полях значної напруженості, що становить для деяких сплавів декілька тисяч ерстед.

Коерцитивна сила H_c чисельно дорівнює величині розмагнічуючого поля, при якому $4\pi I = 0$. Якщо вимірюють залежність $B = \varphi(H)$ (рис. 192), то H_c визначають як напруженість поля при $B=0$.

За зміною магнітного насичення можна проводити кількісне визначення фаз, якщо відомі магнітне насичення кожної із фаз і сплаву в цілому. Для цього необхідно визначити магнітне насичення зразка сталі, що досліджується і в якому можуть бути присутні обидві фази, та еталонного зразка тієї ж сталі, в якому повинна бути присутня тільки одна феромагнітна фаза. Для правильного вирішення необхідно, щоб концентрація α -фази (мартенситу) у зразку і еталоні були однакові. При вивченні вуглецевої і низьколегованої сталей ця умова легко досягається, якщо зразок і еталон, що вивчається, гартують одночасно і в однакових умовах, а потім еталон швидко охолоджують до низьких температур (приблизно до -70°C). Таке охолодження еталону перетворює майже весь залишковий аустеніт на мартенсит.

У цьому випадку кількість аустеніту $A(\%)$ визначається за співвідношенням

$$A = 100\% \cdot (4\pi I_{H(\text{ет})} - 4\pi I_{H(\text{обр})}) / (4\pi I_{H(\text{ет})}).$$

При складанні розрахунку приймається, що фази розподілені рівномірно за об'ємом.

Зміна магнітних властивостей у процесі нагрівання або охолодження визначається за допомогою спеціального приладу - анізометра (рис. 193). Прилад має високу чутливість і дозволяє безперервно записувати зміни властивостей сплаву, що відбуваються у процесі фазових перетворень. Зразок 1 діаметром 3 мм і довжиною 30 мм поміщають в інтенсивне магнітне поле, створюване електромагнітом, і встановлюють у спеціальному утримувачі під кутом 10° до напрямку магнітного поля. Утримувач дозволяє зразку переміщуватися в горизонтальній площині під дією пондеромоторних сил, які виникають в ньому при переміщенні у магнітному полі. Повороту зразка у напрямі поля протидіє пружна система. Кут повороту зразка буде тим більшим, чим більше магнітне насичення зразка (тобто чим більше в зразку феромагнітної фази).

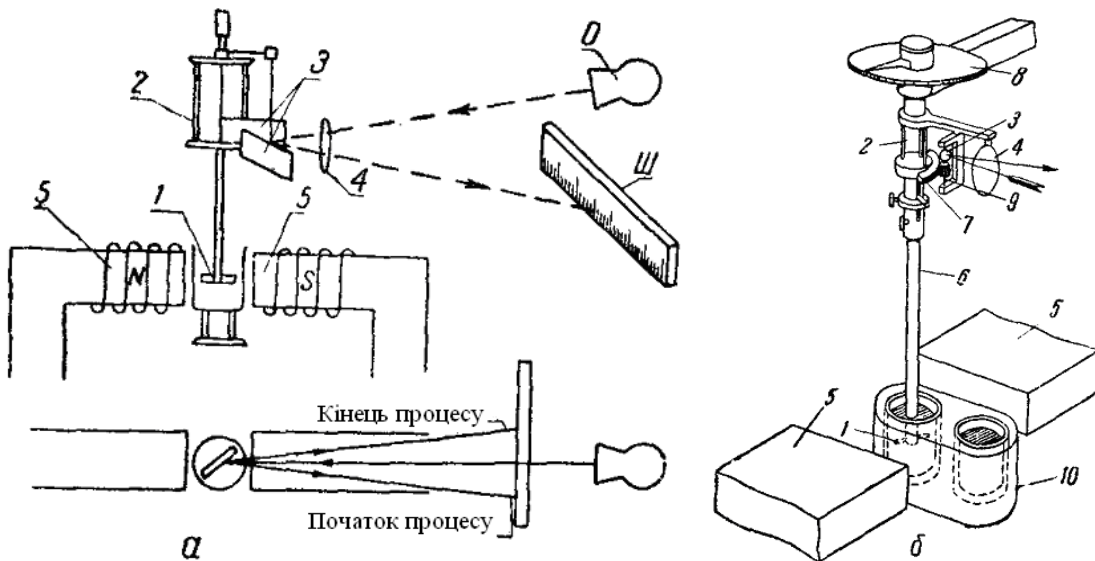


Рис. 193. Анізометр Н. З. Акулова.

а - принципова схема: 1- зразок; 2 - тензометр; 3 - дзеркало; 4- лінза; 5 - електромагніт; О - освітлювач. Ш- шкала.

б - схема установки; 1 - зразок; 2 - тензометр (пружна система, що протидіє повороту зразка при дії магнітного поля); 3 - дзеркало; 4 - лінза; 5 - електромагніт; 6 - фарфорова трубка для встановлення зразка; 7 - фрикційний пристрій; 8 - лімба (для встановлення зразка під певним кутом відносно напрямку поля); 9 - вісь дзеркала; 10-печі для нагрівання зразка

Переміщення зразка фіксується оптичною системою, що складається з освітлювача, лінзи, системи дзеркал і шкали. Переміщення зразка можна записувати, якщо замість шкали встановити фотокамеру з барабаном, на якому намотаний світлочутливий папір. За величиною переміщення світлового відблиску по шкалі (або на фотопапері) можна визначити кількість залишкового аустеніту в зразку. Для цього необхідно порівняти відхилення досліджуваного зразка і еталону з того ж сплаву, але в якому 100% феромагнітної фази; для сталі за еталон часто вибирають відпалений або високо відпущений зразок.

Розрахунок проводиться за формулою

$$A = (1 - (\alpha_{обр} \cdot S_{ет}) / (\alpha_{ет} \cdot S_{обр})) \cdot 100\%,$$

де $\alpha_{ет}$ і $\alpha_{обр}$ - переміщення „зайчика" від нульового положення по шкалі для еталону і зразка (тобто $\alpha_{ет} = \alpha_1 - \alpha_0$ і $\alpha_{обр} = \alpha_2 - \alpha_0$, де α_0 - нульове положення „зайчика", α_1 і α_2 - відповідно відхилення „зайчика" при включенні магнітного поля для встановлених в приладі еталону і зразка); $S_{ет}$ і $S_{обр}$ - відповідно площі поперечного перерізу еталону і зразка.

На анізометрії можна проводити вимірювання при нагріванні до різних температур, витримуванні і охолодженні. Прилад має спеціальне пристосування з двома печами. Печі можна переміщувати у міжполюсному просторі. Переміщення зразка з печі з однією температурою в піч з іншою температурою займає декілька секунд. Оскільки магнітне насичення поступово знижується при підвищенні температури, то при розрахунку треба порівнювати кути повороту зразка і еталону. Кути визначають при однакових температурах.

Проте якщо температура, при якій проводять вимірювання, близька до точки Кюрі, то величина відхилення (α), пропорційна величині пондеромоторних сил, змінюється дуже різко навіть при невеликих коливаннях температури, що вносить значну похибку в результати експерименту. Тому при дослідженні сталей температура експерименту не повинна перевищувати 600-650°C. У випробуваннях гарячий спай термопари треба розташовувати в безпосередній близькості до зразка. Крім того, для підвищення точності вимірювань потрібно збільшити відхилення α_1 і α_2 шляхом зміни відстані між шкалою (або барабаном з фотопапером) від дзеркала і, нарешті, збільшенням кута повороту зразка по відношенню до напрямку магнітного поля. Крім того, для підвищення точності необхідно забезпечити стабілізацію напруги струму, що живить обмотки електромагніту.

Якщо за умов дослідження вимагається охолодити зразок до низьких температур, то в міжполюсному просторі замість печі встановлюють термостат з рідким азотом. Температуру зразка можна регулювати в широких межах, змінюючи відстань між зразком і рівнем рідкого азоту. За величиною коерцитивної сили можна також виявити структурні зміни в сплаві в тих випадках, коли інші магнітні властивості залишаються без змін. Так, наприклад, холодна пластична деформація не змінює магнітного насичення, але значно підвищує коерцитивну силу. Розпад пересичених твердих розчинів збільшує коерцитивну силу вже в початковій стадії процесу, коли в твердому розчині утворюються скупчення атомів, і подальшому виділенні надлишкової фази. Такі процеси часто не можна виявити без вимірювання магнітного насичення або інших властивостей.

Вимірювання вторинних магнітних властивостей використовується при вивченні структурних змін в сплавах при термічній або механічній обробці. Магнітна проникність, коерцитивна сила і залишкова індукція зазнають значних змін при обробці сплавів. Так, що один і той же сплав у загартованому стані може служити матеріалом для постійного магніту, а у відпаленому стані може

розглядатися як магнітом'який матеріал. Вплив термообробки та вуглецю на зміни магнітних властивостей наведено на рис. 194.

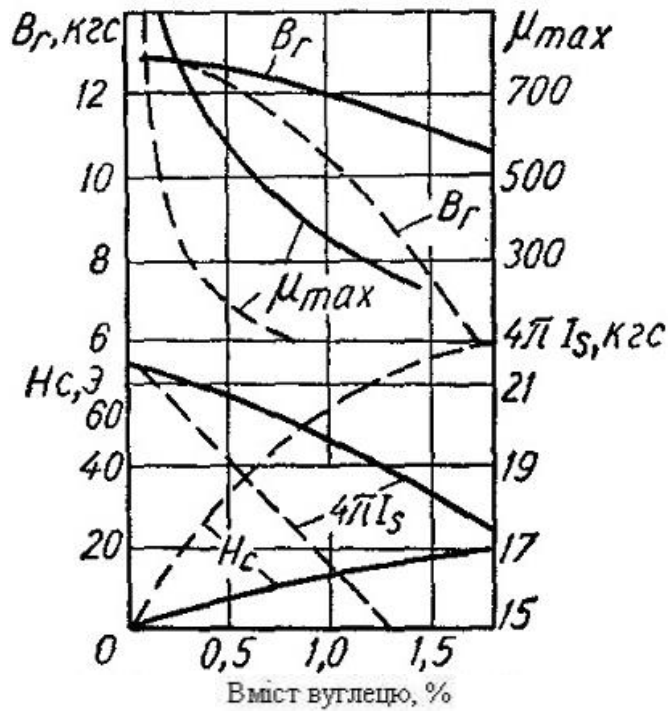


Рис. 194. Вплив термообробки і хімічного складу на магнітні властивості сталі: суцільні лінії - після відпалу; штрихові - після гартування

17.7. Метод внутрішнього тертя.

Внутрішнє тертя характеризує здатність твердого тіла перетворювати частину пружної енергії механічних коливань в теплову енергію. Проявом внутрішнього тертя є, наприклад, загасання вільних коливань реального твердого тіла, а також наявність петлі пружного гістерезису, яка показує, що робота навантаження завжди менше вивільняється при розвантаженні.

За міру необоротних втрат при періодичному навантаженні прийнята „питома енергія загасання“, яка рівна відношенню розсіяної за цикл (ΔW) енергії до максимальної енергії циклу (W). Внутрішнє тертя (Q^{-1}) визначають за формулою

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta W}{W} .$$

Внутрішнє тертя визначають як при підвищених, так і при дуже малих напругах. У першому випадку внутрішнє тертя називають мікропластичним, оскільки при великих напругах, хоча і менших за межу пружності, разом з пружною деформацією відбувається також і мікропластична деформація. Внутрішнє тертя, визначене при малих

амплітудах напруги, називають дифузійним тертям або релаксацією.

Мікропластичне внутрішнє тертя необхідно враховувати при виборі матеріалів для відповідальних деталей швидкохідних машин, в яких може відбуватися руйнування при резонансних коливаннях. Чим більше внутрішнє тертя, тим менша амплітуда коливань деталі, яка знаходиться під дією змінного навантаження під час експлуатації. Проте, для ряду деталей необхідне зменшення внутрішнього тертя. До цих деталей належать пружні елементи приладів. Чим менше внутрішнє тертя пружних елементів, тим вища точність приладів. Вимірюючи релаксацію або дифузійне внутрішнє тертя при малих напругах, можна встановити більш тонкі зміни стану металу в полі малих напруг, не значних залишкових змін структури.

За величиною внутрішнього тертя можна отримати певні дані про кількість розчиненого компоненту, атоми якого втілюються в гратці розчинника. Таким чином була визначена розчинність вуглецю в α -залізі, величина якої досягає 0,0004 %. У полікристалічних металах спостерігається внутрішнє тертя внаслідок того, що на межах зерен, де неупорядкована структура, під дією напруг виникає в'язка течія, яка пов'язана з перетворенням пружної енергії в теплову.

Величина внутрішнього тертя пов'язана, також, з розміром зерен (рис. 195) і станом граничного шару. Якщо в результаті процесу розпаду перенасиченого твердого розчину відбувається зміцнення меж зерен, то звичайно спостерігається різке зменшення величини внутрішнього тертя.

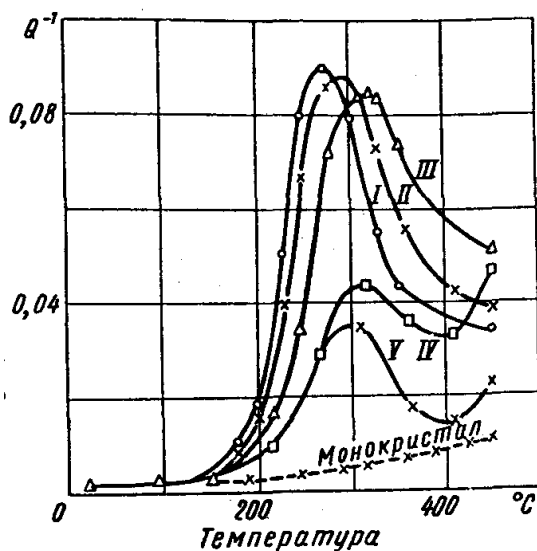


Рис. 195. Вплив розмірів зерен на внутрішнє тертя в алюмінії:
 I - середній розмір зерна - 0,02 см;
 II - 0,04 см; III - 0,07 см;
 IV - 0,084 см; V - більше 0,084 см.
 Діаметр дроту 0,084 см.
 Частота коливань при кімнатній температурі - 0,69 Гц

Типовий спектр релаксації твердого тіла при кімнатній температурі показано на рис. 196.

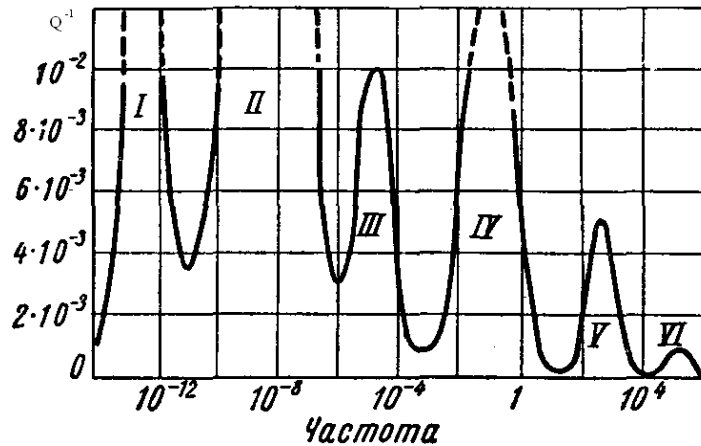


Рис. 196. Типовий спектр релаксації твердого тіла при кімнатній температурі:
 I - внутрішнє тертя, обумовлене наявністю пар атомів з різними атомними радіусами (розчини заміщення); II - внутрішнє тертя, обумовлене в'язкою течією на межах зерен; III - внутрішнє тертя, обумовлене в'язкою течією в областях пластичної деформації (смуги ковзання); IV - внутрішнє тертя, обумовлене дифузією атомів втілення; V - внутрішнє тертя, обумовлене поперечною теплопровідністю при згинанні зразка; VI - внутрішнє тертя, обумовлене міжкристалічною теплопровідністю

Величину внутрішнього тертя можливо характеризувати кутом зсуву фаз ϕ між напругою і деформацією. Кращі результати дає схема вільних крутильних коливань малої амплітуди з частотою від 0,2 до 2 Гц. Ця схема відома під назвою крутильного маятника. Схема приладу показала на рис. 197.

Дротяний зразок 1, звичайно діаметром 0,7 мм і довжиною 300 мм, прикріплюється за допомогою цанг 2 до верхнього нерухомого стрижня 3 і нижньому рухомому 4, є інерційною системою з поперечною планкою 5, по якій, якщо необхідно, можуть пересуватися вантажі 6. Нижній кінець стрижня 4 поміщений в масляний заспокоювач 7 для запобігання радіальних зсувів зразка. Світловий промінь від освітлювача 10, відображений від дзеркальця 8, падає на напівпрозору шкалу 9, видалену від дзеркальця на відстань 3 м. Коливання збуджуються створенням моменту, що закручує, за допомогою електромагнітів 11, після чого спостерігається по шкалі 9 зменшення амплітуди вільних коливань. Зразок 1 поміщений в піч 12 із захисною атмосферою.

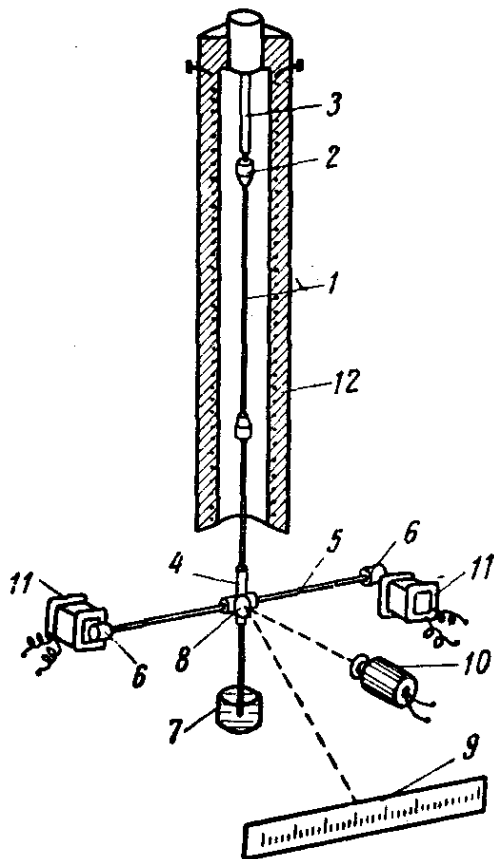


Рис. 197. Схема приладу для вимірювання внутрішнього тертя методом крутильного маятника: 1 - зразок; 2 - цангі; 3 - нерухомий стрижень; 4 - рухомий стрижень; 5 - поперечна планка; 6 - вантажі; 7 - масляний заспокоювач; 8 - дзеркальце; 9 - шкала; 10 - освітлювач; 11 - електромагніти; 12 - піч

Вимірювання внутрішнього тертя проводять при низьких частотах, оскільки відповідні установки більш прості і можуть бути використані для дослідів в умовах нагрівання.

17.8. Метод термоелектрорушійних сил (т.е.р.с.).

У замкнутому ланцюзі, утвореному з двох різнорідних металів-електродів, виникає термоелектрорушійна сила (т.е.р.с.) і термоелектричний струм, якщо один кінець (спай електродів) цього ланцюга нагрівається до більш високої температури, ніж інший. Величина т. е. р. с., що виникає, залежить від різниці температур обох кінців ланцюга і природи металів, які утворюють даний ланцюг, а величина термоелектричного струму, крім того, і від опору ланцюга.

Вимірювання т. е. р. с. дозволяє визначити різницю температур і температуру нагрівання, якщо при цьому відома температурна залежність величини т.е.р.с. для металів, що утворюють ланцюг, і температура більш холодного кінця ланцюга. Значення температур нагрівання термопар, при яких вони використовуються, наведені у табл. 78.

Таблиця 78. Температура нагрівання, при якій використовують термопари

Термопара	Максимальна вимірювана температура при нагріванні, °C	
	при короткочасному	тривалому
Платинородій-платина (ТП)	1600	1300
Хромель (90% Ni і 10% Cr) - алюмель (2% Al, 1% Si, 2% Mn, 94,5% Ni) (ТХ)	1100	950

Дані табл. 78 показують, що для вимірювання порівняно низьких температур (наприклад, нижче 600°C) доцільно застосовувати термопари хромель-алюмель. Градувальна крива платинородієво-платинової термопари наведена на рис. 198.

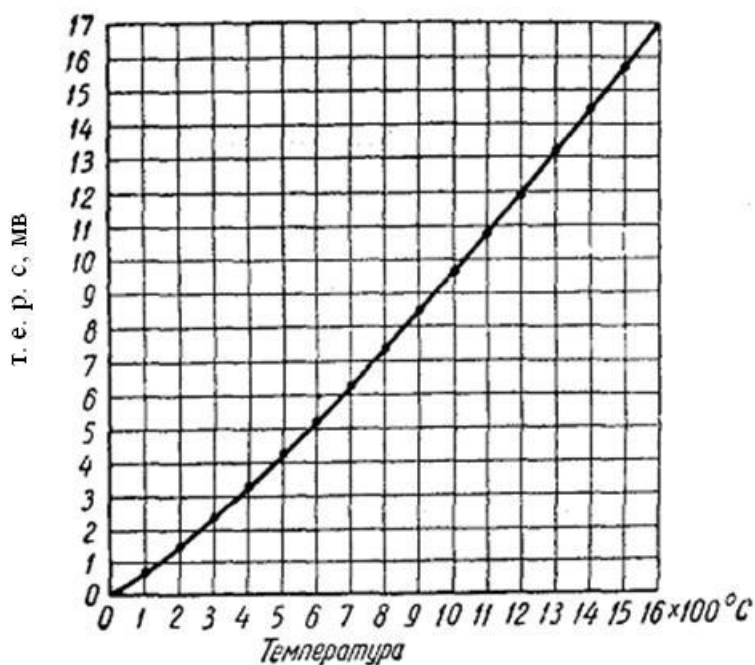


Рис. 198. Градувальна крива платинородієво-платинової термопари

Температури перетворень, які відбуваються в твердому стані, більш точно визначають при застосуванні диференціального термічного аналізу. При диференціальному термічному аналізі одночасно нагрівають два зразки - з металу, перетворення в якому необхідно вивчити, і еталон, виготовлений з металу, що не має перетворень у досліджуваному температурному інтервалі. Разом з температурою нагрівання (або охолодження) досліджуваного зразка визначають різницю між температурою еталону і зразка.

Якщо досліджуваний метал не має перетворень в певному

інтервалі температур, то зміна температур зразка і еталону протікає безперервно і однаково. Різниця температур між ними виникає лише при проходженні перетворення в зразку. Вона порівняно невелика і не перевищує декількох градусів.

Отже, для визначення цієї різниці потрібно застосовувати прилади, які фіксують невеликі зміни температур і є більш чутливими, ніж прилади, що використовують при термічному аналізі.

Диференціальна термопара застосовується для вимірювання різниці температур зразка і еталону. Вона складається із з'єднання двох термопар (рис. 199) і має два гарячі спаї.

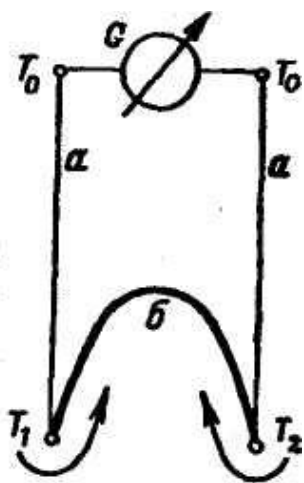


Рис. 199. Схема диференціальної термопари:
 а і б - електроди термопари;
 T_1 , і T_2 , - гарячі спаї;
 T_0 - холодні (вільні) кінці;
 G - гальванометр

Один з електродів розміщують у випробовуваний зразок, а інший в еталон (рис. 200,а, б). Результати диференціального термічного аналізу характеризуються кривими (рис. 200, в), які будують у координатах різницю температур між еталоном і зразком - час.

Зразок 4 і еталон 5 у формі напівциліндрів діаметром 20-30 мм відокремлені листом слюди 6 товщиною 0,5-2 мм. При вивченні фазових перетворень у сталі використовують мідні або нікелеві еталони.

Диференціальна термопара складається з двох ідентичних термопар 1-2 і 2-3, включених послідовно і назустріч. Загальна е. р. с. дорівнює нулю, якщо обидва гарячі спаї знаходяться при однаковій температурі, у всіх інших випадках т. е. р. с. пропорційна різниці температур і вимірюється гальванометром G. Термопари включені таким чином, що прилад показує не абсолютну температуру, а різницю температур обох гарячих спаїв. Якщо гарячі спаї мають однакову температуру, то т. е. р. с. буде однаковою, оскільки гарячі спаї утворені однаковими електродами, а при такому з'єднанні

термопар т. е. р. с. взаємно компенсуються.

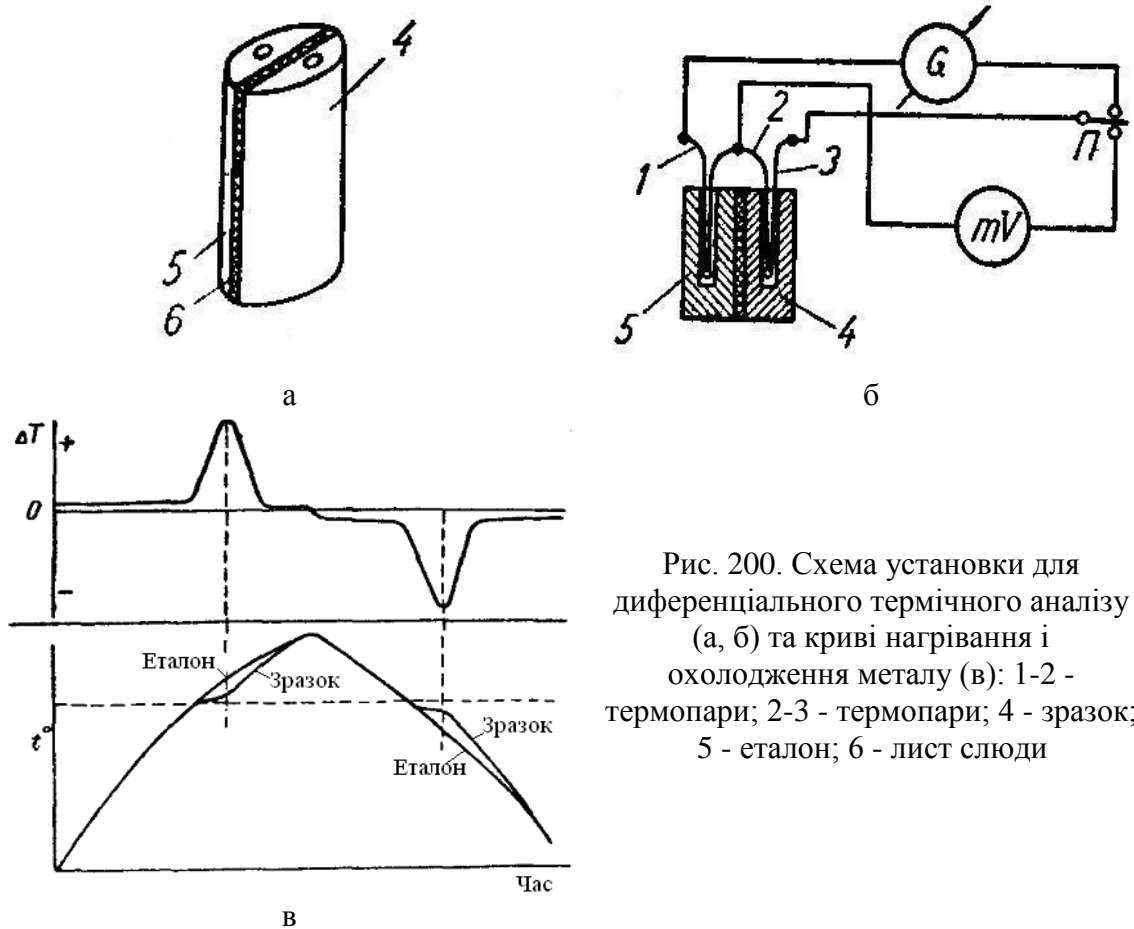


Рис. 200. Схема установки для диференціального термічного аналізу (а, б) та криві нагрівання і охолодження металу (в): 1-2 - термопары; 2-3 - термопары; 4 - зразок; 5 - еталон; 6 - лист слюди

Верхня крива (рис. 200, в) побудована у координатах різниці температур між еталоном і зразком - час; нижня крива - у координатах температура - час. Порівняння різниці і абсолютних значень температур дозволяє визначити критичні точки (температури перетворень) металу.

Застосування методу вимірювання т.е.р.с у металознавстві

Схема пристрою для визначення т. е. р. с. при кімнатній температурі наведена на рис. 201. Тепло до випробовуваного стержня підводиться маленькою електропідією O і відводиться мідною болванкою S , на поверхні зіткнення якої із зразком прокладена тонка листовая слюда. Болванка S занурена у термостат із крижаною водою. Обидві термопары T_0 припаяні до мідних кілець K_1 і K_2 , які насаджені на зразок. Холодні спаї цих термопар також знаходяться при 0°C . Кінці зразка мають температури T і $T + \Delta T$. Між платиновими кінцями термопар вимірюється т. е. р. с. Вона відповідає температурі ΔT між зразком і платиною. При $\Delta T = 20^\circ\text{C}$ і термо електрорушійна сила

дорівнює 10^{-5} в/град а точність вимірювання досягає 0,2%.

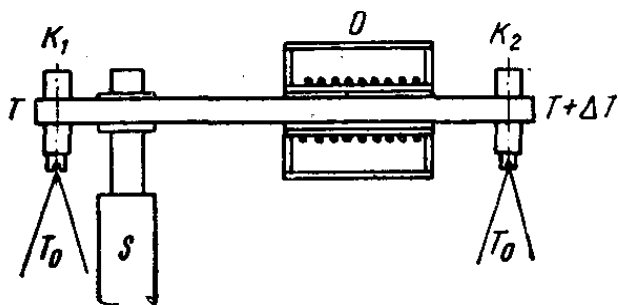


Рис. 201. Схема визначення т. е. р. с. при низькій температурі

Ця установка придатна для порівняно великих значень т. е. р. с. При малих значеннях т. е. р. с. доводиться зважати на порушення, які вносяться контактом зразку з мідними кільцями. Для вимірювання дуже малих т. е. р. с. може бути застосована установка, схема якої показана на рис. 202.

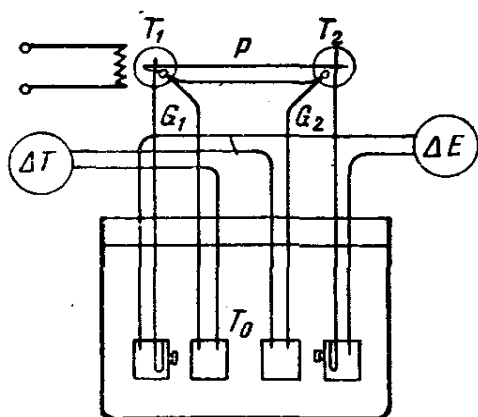


Рис. 202. Схема для визначення малих т. е. р. с.

Істотною особливістю цієї установки є те, що елементи ланцюга G_1 і G_2 виготовлені з того ж матеріалу, що і зразок P . Останній і елементи ланцюга G_1 і G_2 запресовані в мідні блоки T_1 і T_2 , від яких вони ізолювані шлюдяною фольгою. Тепло підводиться до блока T_1 ($\Delta T = T_1 - T_2$). Різниця $T_1 - T_2$ вимірюється диференціальною термопарою, різниця потенціалів - приладом ΔE . Всі холодні кінці поміщені в термостат T_0 при 0°C . При $T = 30^\circ\text{C}$ і $E = 3 \cdot 10^{-7}$ в/град точність вимірювання $\pm 1\%$.

Цей метод застосовують при вивченні впливу термообробки на т. е. р. с. сплаву, яка в результаті тих або інших структурних перетворень змінюється порівняно мало. При вимірюванні т. е. р. с. по відношенню до G_1 і G_2 з того ж сплаву, що і P , фактично визначається абсолютна зміна т. е. р. с. при зміні структури сплаву. Різниця значень E_1 і E_2 вимірюється приладом великої чутливості.

При такому виборі матеріалу елементів ланцюга G_1 і G_2 по суті використовується диференціальна методика із застосуванням як еталону дроту з того ж сплаву, що і зразок. Зрозуміло, що матеріал елементів G_1 і G_2 повинен бути у певному стабільному стані, наприклад у стані відпалу.

Цікавим прикладом застосування методу т.е.р.с. є вивчення розпаду твердого розчину в алюмінієвому сплаві з 4% Mg і 8% Zn. На рис. 203 показана залежність зміни т.е.р.с. при відпуску загартованого Al - Mg - Zn сплаву.

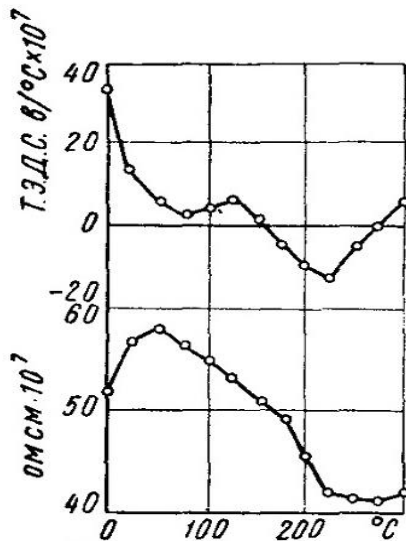


Рис. 203. Зміна т.е.р.с. при відпуску загартованого Al - Mg - Zn сплаву. Тривалість відпуску 30 хв

Крива т.е.р.с. має дві особливості. Першим аномальним ефектом є зростання т.е.р.с. між 75 і 125°C. Другою аномалією є той факт, що т.е.р.с. при подальшому підвищенні температури відпуску проходить через нуль близько 150°C, набуває негативного значення, досягає мінімуму при 225°C, потім підвищується до нуля при 275°C.

Метод т.е.р.с. був застосований для дослідження перетворень у наклепаній аустенітній сталі (18% Cr, 8% Ni). Показано, що цим методом легко виявляється $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення при 475 - 700°C, а також виділення карбідів з розчину залежно від ступеня наклепу.

Методом т. е. р. с. детально досліджена вуглецева сталь після відпалу, в процесі відпуску і після гартування. Зокрема, показано, що за допомогою цього методу можна прослідкувати за розпадом мартенситу на такій стадії, коли ступінь його тетрагональності дуже мала і рентгенографічно, а також й іншими методами подальший розпад не уловлюється.

Можливим є також розсортування сталі і чавуну за марками і хімічним складом термоелектричним методом.

Питання для самоконтролю:

1. Як класифікують метали?
2. Які основні типи кристалічних ґраток ви знаєте?
3. Що таке дефекти кристалічної будови кристалів?
4. Що таке твердість, міцність і пластичність металу?
5. Що таке сплав, система, компонент, фаза, механічні суміші, тверді розчини, хімічні сполуки?
6. Які основні типи діаграм стану сплавів ви знаєте?
7. Що таке правило відрізків?
8. Який фазовий склад і структурні складові залізо - вуглецевих сплавів та їх властивості?
9. Як класифікують і маркують вуглецеві сталі?
10. Як класифікують і маркують чавуни?
11. Які існують види термічної обробки?
12. Які перетворення відбуваються в сталі при її нагріванні?
13. Що таке ізотермічний розпад аустеніту?
14. Як впливають легуючі елементи на мартенситне перетворення?
15. Що відбувається при безперервному охолодженні сталі?
16. Які структури утворюються при відпуску сталі?
17. Що таке прогартованість і загартованість сталі?
18. Які різновидності термомеханічної обробки сталі ви знаєте?
19. Що таке поверхневе гартування?
20. Які основні процеси відбуваються при хіміко-термічній обробці сталей?
21. Як класифікують леговані сталі?
22. Як маркують конструкційні леговані сталі?
23. Як маркують інструментальні леговані сталі?
24. Де застосовують сталі і сплави з особливими фізико-хімічними властивостями?
25. З яких компонентів виготовляють пластмаси?
26. Як змінюються фізико-механічні властивості пластмас різних класів при нагріванні і охолодженні?
27. Як класифікуються пластмаси за призначенням і видом наповнювача?
28. Яка відмінність в фізико-механічних властивостях термопластичних і термореактивних пластмас?
29. У чому полягає процес старіння пластмас і чим він викликаний?
30. Що складає основу термопластичних та термореактивних пластмас?
31. Що таке газонаповнені пластмаси і де вони застосовуються?

ЛІТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металознавство (на російській мові). М.: Металургія, 1986, 544с.
2. Хільчевський В.В., Кондратюк С.Є., Степаненко В.О., Лопатько К.Г. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів. Київ: Либідь, 2002.-с.326.
3. Электротехническое материаловедение/ А. В. Шишкин, В. С. Чередниченко, М. С. Майнагашев и др.// М: Интеграция, 1999. - с.202.
4. Металлография сплавов железа. Справочник под ред. М. Л. Бернштейна. - М.: Металлургия, 1985. - с. 248.
5. Новиков И.И. Дефекты кристаллического строения металлов. - М.: Металлургия, 1975. - с. 208.
6. Ершов Г.С., Бычков Ю.Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1982. -с. 360.
7. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей.- М.: Металлургия, 1982.-с.182.
8. Шмыков А.А. Справочник термиста. М.: Машгиз, 1956 - с.331.
9. Ульянин Е.А. Легирование и термическая обработка коррозионной стали / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 2. Основы термической обработки // М.: Металлургия, 1983. - с.318 - 329.
10. Солнцев Ю.П., Веселов Д.А., Демянцевич В.П. та ін. Матеріалознавство і технологія металів (на російській мові). М.: Металургія, 1988, 512 с.
11. Сологуб М.А., Рожнецький І.О., Некоз О.І та ін. Технологія конструкційних матеріалів та матеріалознавство. К.: Техніка, 2002. – с. 374.
12. Попович В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Книга І. Львів. 2000.-с.264.
13. Русаков А.А. Рентгенография металлов. - М. : Атомиздат, 1977. - с. 480.
14. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1980.-с.320.
15. Конторович И.Е. Термическая обработка стали и чугуна. М: Металлургиздат, 1950.- с. 683.

16. Технология металлов и материаловедение. Под ред. Л.Ф.Усовой. М: Металлургия, 1987.-с.800.
17. Коротин И.М., Сгибнев Г.Ф. Термист. М: Высшая школа, 1968.-с. 207.
18. Натапов Б.С. Термическая обработка металлов. Киев: Вища школа, 1980.-с. 288.
19. Лившиц Л.С. Легирование и термическая обработка конструкционных сталей / Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3-х томах. Под ред. М.Л. Бокштейна и А.Г.Рахштадта. Том. 2. Основы термической обработки // М.: Металлургия, 1983. - с.264-280.
20. Михайлов-Михеев П.Б. Металл газовых турбин.- М.-Л.: Машгиз, 1958.- с.351.
21. Масино М.А., Алексеев В.Н., Мотовилин Г.В. Автомобильные материалы. М.: Транспорт, 1979.-с.288.
22. Бернштейн М.Л., Займовский В.А. Механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1979. - с. 495.

ЗМІСТ

	Стор.
Передмова.....	3
Вступ.....	5
Глава 1. Атомно-кристалічна будова металу	8
1.1. Короткий історичний огляд	8
1.2. Класифікація та будова металів	9
1.3. Дифузія	15
1.4. Плавлення , кристалізація та поліморфізм	45
1.5. Властивості металів	49
Глава 2. Теорія сплавів.....	54
2.1. Основні поняття	54
2.2. Діаграма стану сплавів	57
2.3. Зв'язок між типом діаграми стану і властивостями сплаву	65
2.4. Діаграма стану сплавів заліза з вуглецем	66
Глава 3. Вуглецеві сталі та чавуни	71
3.1. Класифікація , маркування та використання вуглецевих сталей	71
3.2. Класифікація , маркування та використання чавунів	78
3.3. Маркування сталей та чавунів у зарубіжних країнах	85
Глава 4. Основи термічної обробки	90
4.1. Загальні положення	90
4.2. Класифікація видів термічної обробки	91
4.3. Зв'язок між типом діаграми стану та термічною обробкою	92
Глава 5. Фазові перетворення при термічній обробці сталей	96
5.1. Перетворення при нагріванні	96
5.2. Ріст зерна при нагріванні	98
5.3. Перетворення при охолодженні і витримці при постійній температурі	100
5.4. Перетворення при безперервному охолодженні	106
5.5. Перетворення при відпуску та старінні	107
5.6. Відпускна крихкість сталі	110

Глава 6. Технологія термічної обробки сталей та чавунів	113
6.1. Відпал і нормалізація вуглецевих сталей	113
6.2. Гартування вуглецевих сталей	118
6.3. Відпуск вуглецевих сталей	129
6.4. Термомеханічна обробка сталі	131
6.5. Термічна обробка чавунів	133
Глава 7. Поверхнєве зміцнення	135
7.1. Поверхнєве гартування	136
7.2. Хіміко-термічна обробка сталі та чавуну	141
7.3. Зміцнення поверхні пластичним деформуванням	155
Глава 8. Теорія легування	157
8.1. Теорія легування	157
8.2. Класифікація та маркування легованих сталей та чавунів	167
8.3. Особливості термічної обробки легованих сталей та сплавів	175
Глава 9. Кольорові метали та їх сплави	179
9.1. Мідь та її сплави	179
9.2. Алюміній та його сплави	184
9.3. Магній та його сплави	197
9.4. Титан та його сплави	200
9.5. Цинк та його використання	204
9.6. Свинець та його використання	206
9.7. Припої	207
9.8. Підшипникові (антифрикційні) сплави	209
Глава 10. Сплави з особливими властивостями	214
10.1. Корозійностійкі сплави	214
10.2. Жаростійкі та жароміцні сталі та сплави	219
10.3. Сплави з високим електроопором і низьким коефіцієнтом лінійного розширення	225
10.4. Високоміцні сталі	227
10.5. Зносостійкі сплави	231
10.6. Магнітні сталі та сплави	243
10.7. Аморфні матеріали	247
10.8. Матеріали з пам'яттю форми	254
10.9. Композиційні та біметалеві матеріали	262

Глава 11. Комп'ютерне металознавство	278
11.1. Основи комп'ютерного металознавства	278
11.2. Вивчення структури металів і сплавів за допомогою комп'ютера	280
11.3. Моделювання та вивчення властивостей металів за допомогою комп'ютера	282
Глава 12. Полімери та пластмаси	286
12.1. Структура полімерів	286
12.2. Класифікація полімерів	287
12.3. Властивості полімерних матеріалів	289
12.4. Технологія отримання полімерів	293
12.5. Основні компоненти пластмас	293
12.6. Класифікація та властивості пластмас	294
Глава 13. Гума	311
13.1. Загальні положення	311
13.2. Склад гум	312
13.3. Властивості гум	313
13.4. Класифікація та застосування гум	315
13.5. Технологічні процеси виготовлення гумових виробів	320
Глава 14. Деревина	323
14.1. Будова деревини	323
14.2. Властивості деревини	325
14.3. Застосування деревини	329
Глава 15. Клеєві матеріали	331
15.1. Загальні положення	331
15.2. Склад і класифікація клеїв	332
Глава 16. Неорганічне скло, лакофарбові та електроізоляційні матеріали	337
16.1. Неорганічне скло	337
16.2. Лакофарбові матеріали	341
16.3. Електроізоляційні матеріали	343

Глава 17. Методи дослідження структури та властивостей матеріалів	346
17.1. Макро- та мікроструктурний аналіз	346
17.2. Оптична та електронна мікроскопія	347
17.3. Рентгеноструктурний метод дослідження структури	354
17.4. Оже – спектроскопія	362
17.5. Дилатометричний аналіз	365
17.6. Магнітний метод дослідження структури металів	368
17.7. Метод внутрішнього тертя	373
17.8. Метод термоелектрорушійних сил (т.е.р.с.)	376
Питання для самоконтролю	382
Література	383
Додатки	385
I Хімічний склад та маркування сплавів зарубіжних країн	385
II Режими термічної обробки сталей, чавунів та сплавів	423
III Склад травників та режими травлення структури	458
IV Еталони структур сталей і чавунів	476
IV.1 Оцінка дефектів макроструктури і еталони структур перліту, мартенситу, нітридів і карбідів вуглецевої, легованої і високолегованої сталі	476
IV.2 Еталони структур нелегованого и низьколегованого чавуну в литом и термообробленому стані	491
IV.3 Еталони твердості, прогартованості та структур вуглецевої інструментальної сталі	527
IV.4 Еталони твердості та структур легованої інструментальної сталі	534
Зміст	545