



В. М. Гарнець, В. М. Коваленко

Конструкційне МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

*Рекомендовано
Міністерством освіти і науки України*

Підручник
для учнів професійно-технічних
навчальних закладів

Київ
"Либідь"
2007

Рецензенти:

канд. техн. наук, проф. *В. М. Смірнов*
(Київський національний університет будівництва і архітектури)
головний інженер ВАТ «Будмеханізація» м. Києва *Л. А. Волк*

Рекомендовано Міністерством освіти і науки України
(лист № 1/II-94 від 16.01.2007)

Видано за рахунок державних коштів.
Продаж заборонено

Редакція літератури з природничих і технічних наук
Головний редактор *Т. В. Ковтуненко*
Редактор *А. С. Мнищенко*

В. М. Гарнець, В. М. Коваленко

Г20 **Конструкційне матеріалознавство: Підручник. — К.:
Либідь, 2007. — 384 с.**

ISBN 978-966-06-0477-3.

Викладено основні відомості про металеві й неметалеві конструкційні матеріали. Розкрито зв'язок між будовою й властивостями матеріалів. Висвітлено фізико-механічні властивості основних конструкційних матеріалів. Наведено найнеобхідніші в практичній діяльності довідкові дані.

Для учнів професійно-технічних навчальних закладів.

ББК 30.3я722

ВСТУП

Мета курсу «Конструкційне матеріалознавство» — навчити майбутніх спеціалістів професійно орієнтуватися в питаннях вибору конструкційних матеріалів і методах, що впливають на їхні механічні властивості, відповідно до завдань мінімальної вартості машини та її максимальної надійності в процесі виготовлення й експлуатації.

Нині основними промисловими конструкційними матеріалами є *металеві* (чорні сплави на основі заліза, сплави кольорових металів, порошкові матеріали, композиційні матеріали з металевою матрицею тощо) та *неметалеві* (пластмаси, композиційні матеріали з неметалевою матрицею, гуми, клеї, герметики, силікатні матеріали).

Властивості конструкційних матеріалів поділяють на такі основні групи:

- *фізичні*, що природно властиві матеріалу (густина, електро- й теплопровідність, магнітна проникність та ін.);
- *механічні*, які виявляються під час випробувань матеріалів (твердість, міцність, пластичність, пружність, крихкість тощо);
- *технологічні*, що виявляються в процесі обробки матеріалів (рідкотекучість, усадка, зварюваність, оброблюваність різанням, тиском та ін.);
- *експлуатаційні*, які виявляються переважно під час експлуатації елементів конструкцій і машин (корозієстійкість, зносостійкість, опір утомленості, жаростійкість, холодноламкість тощо).

Технологічні й експлуатаційні властивості зумовлені значною мірою фізичними й механічними властивостями, а всі разом вони залежать від хімічного складу й будови матеріалу.

На сьогодні й найближчими десятиліттями основними конструкційними матеріалами в машинобудуванні є й залишатимуться металеві сплави. Метали становлять фундамент розвитку не лише машинобудування, а й транспорту, гірничої справи, суднобудування, промислового й цивільного будівництва, енергетики, військової промисловості, механізації сільського господарства.

Як замітники металів, а також як самостійні конструкційні матеріали з цінними фізико-механічними властивостями широко використовуються сучасні полімерні матеріали. Дедалі поширюються композиційні матеріали на металевій і неметалевій основах, порошкові, спечені матеріали. Та незважаючи на це, значення чорних і особливо кольорових металів у сучасній техніці надзвичайно велике. Особливу вагу мають сплави на основі алюмінію, міді, титану, магнію, які використовуються для виготовлення різних деталей машин і будівельних конструкцій.

Необхідно розуміти, що висока надійність машини або конструкції безпосередньо пов'язана з надійністю конструкційних матеріалів, тобто їхньою здатністю виконувати свої функції, зберігаючи встановлені характеристики в певних межах протягом заданого часу за даних умов експлуатації.

Розділ

1

Структурна будова металів і сплавів

1.1 Загальні положення

Металознавство — це наука, що вивчає зв'язок між складом, будовою й властивостями металів і сплавів, а також зміни їх під різними зовнішніми впливами (тепловим, хімічним, механічним і т. д.). Металознавство є складовою матеріалознавства й науковою основою для одержання та обробки металевих матеріалів із заданими властивостями.

Як фізична матерія метали й сплави становлять тверді кристалічні речовини, що мають високі твердість, міцність, пластичність, електро- й теплопровідність, магнітні властивості, а також характерний блиск. Ці тверді кристалічні речовини побудовані з елементарних частинок (атомів, іонів, молекул), просторово розташованих у певному порядку у вигляді кристалічних комірок, які утворюють кристалічну решітку. Саме таке розташування й взаємодія елементарних частинок надають металу високих міцності, твердості та інших властивостей. При цьому іони виявляються малорухомими. Для них характерний коливальний рух біля центрального положення. Валентні електрони атомів легко зміщуються з однієї зовнішньої орбіти на іншу, утворюючи «електронний газ». Взаємодією позитивно заряджених іонів і вільних електронів забезпечується металевий зв'язок, що переважає в металах, а наявність вільних електронів надає їм високих електро- й теплопровідності.

Розташування елементарних частинок у кристалічних комірках на певній відстані утримується взаємодією сил відштовхування й

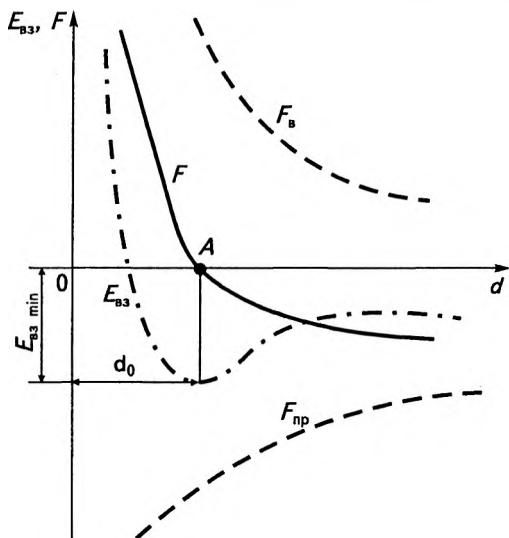


Рис. 1.1
Зміни сили F
та енергії взаємодії $E_{вз}$
залежно від відстані d
між частинками в еле-
ментарній кристалічній
комірці

притягання таким чином, щоб забезпечити термодинамічну стабільність структури.

Як показано на рис. 1.1, графік результуючої сили F перетинає вісь абсцис у точці A , яка відповідає відстані між частинками $d = d_0$. Саме на такій відстані сили відштовхування $F_{в}$ й притягання $F_{пр}$ зрівноважуються. При цьому мінімізується енергія взаємодії $E_{вз}$ між частинками. Цим пояснюються стабільні характерні параметри кристалічних комірок різних металів і сплавів.

1.2 Кристалічна структура металів

Як уже зазначалося, кристалічна структура металів і сплавів утворюється скупченням елементарних частинок, розташованих по-різному, але закономірно в різних напрямках. *Найменший паралел-*

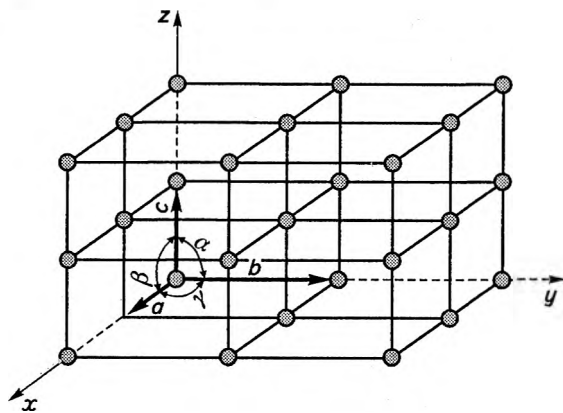


Рис. 1.2
Схема утворення
кристалічної решітки

лепід, утворений елементарними частинками, називають **елементарною кристалічною коміркою**, паралельні перенесення якої в трьох вимірах дають змогу побудувати просторову кристалічну решітку (рис. 1.2). Досліджуючи будову металів на рівні тонкої структури, встановили, що розміри й форма кристалічної комірки цілком визначаються відстанями між атомами, тобто довжинами ребер комірки, які називають *періодами*, або *параметрами* (a , b і c), і кутами (α , β , γ) між цими ребрами. Періоди комірок виражаються в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$) і для різних металів становлять від 28,6 до 60,7 нм.

За будовою комірки поділяються на *прості* й *складні*. Ступінь складності оцінюють *базисним числом* — кількістю елементарних частинок, що належать до однієї елементарної комірки. В простих решітках на одну комірку завжди припадає одна частинка, оскільки всі частинки розташовані у вузлах (вершинах) і належать до відповідної кількості сусідніх комірок. Наприклад, в елементарній об'ємноцентрованій кубічній комірці (рис. 1.3, *a*) є вісім вузлів, але кожна частинка у вузлі належить до восьми сусідніх комірок. Отже, від вузла на кожную комірку припадає $1/8$ об'єму частинок, а на комірку від вузлів — одна частинка плюс ще одна, що розташована в центрі.

Комірки, зображені на рис. 1.3, є найпоширенішими серед металів. Крім того, залежно від температури й тиску більшість

РОЗДІЛ 1

Структурна будова металів і сплавів

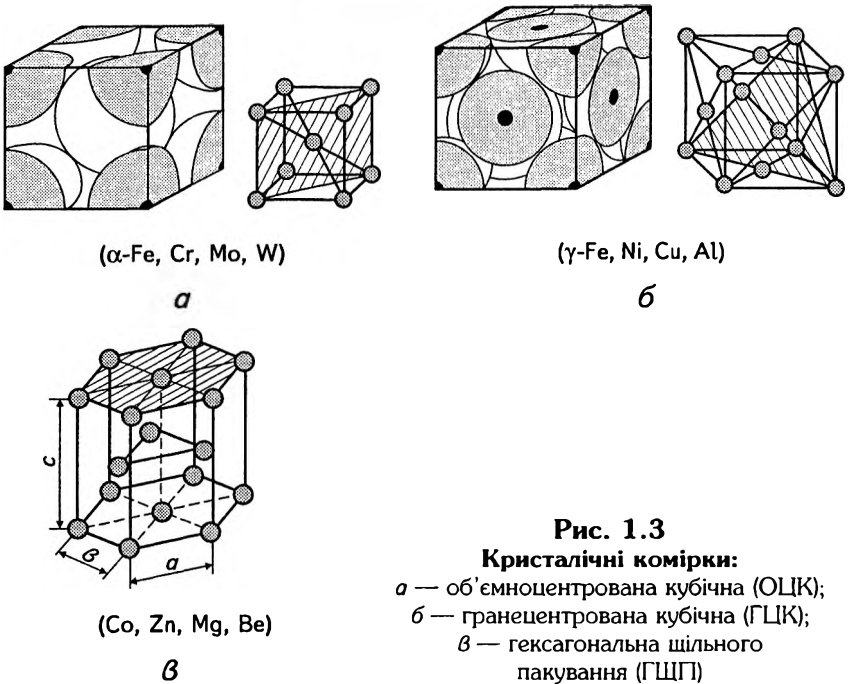


Рис. 1.3

Кристалічні комірки:

a — об'ємноцентрована кубічна (ОЦК);

b — гранецентрована кубічна (ГЦК);

c — гексагональна щільного пакування (ГШП)

металів і сплавів можуть існувати в різних кристалічних модифікаціях — *алотропічних формах*, наприклад, α -Fe, γ -Fe (рис. 1.3, a і b відповідно). Алотропічну форму, стійку за найнижчої температури, позначають літерою α , за вищої температури — β , далі — γ і т. д. Перехід від однієї форми до іншої називають *поліморфним перетворенням*, а саме явище — *поліморфізмом*.

Розглянемо інші параметри кристалічних комірок.

Координаційне число K визначає кількість однотипних атомів, що розташовані на найближчих рівновіддалених відстанях від даного атома в певній кристалічній решітці. Наприклад, для ОЦК-комірки $K = 8$; для ГЦК-комірки $K = 12$. Чим більше координаційне число, тим щільніше пакування кристалічної решітки.

Коефіцієнт компактності K_k — це відношення об'єму, що займають елементарні частинки, до всього об'єму комірки. Наприклад, для ОЦК-комірки $K_k = 0,68$; для ГЦК-комірки $K_k = 0,74$. Відповідний залишковий об'єм утворює пори кристалічних комірок.

Площини щільного пакування атомів (заштриховано на рис. 1.3) називають *площинами ковзання*. По цих площинах зміщуються частини комірок у разі пластичного деформування металів і сплавів.

Атомний радіус — це половина мінімальної відстані між центрами атомів у кристалічній комірці. Атомний радіус збільшується зі зменшенням координаційного числа, оскільки при цьому простір між атомами збільшується.

1.3

Форми й особливості кристалічних утворень

Кристалічні комірки — це ті елементарні «цеглинки», з яких складаються такі структурні утворення, як кристалічні решітки, блоки, субзерна, монокристали (зерна) й, нарешті, полікристали. Як уже зазначалось, утворення кристалічної решітки можна уявити як багаторазове паралельне перенесення елементарної комірки в трьох вимірах — уздовж трьох осей координат (див. рис. 1.2).

Ідеальна кристалічна решітка становить геометрично впорядковане розташування елементарних частинок, що має просторову періодичність. Така кристалічна впорядкованість зберігається лише до певних розмірів утворень (0,1...1 мкм), які називають *субзернами*. Ці окремі зони формують мозаїчну структуру, в якій розорієнтація субзерен не перевищує кількох градусів, утворюючи так звані *малокутові межі* (рис. 1.4, а).

Об'єднанням субзерен із малокутовими межами й порівняно однаковою орієнтацією елементарних комірок утворюється *монокристал*, або *зерно* (рис. 1.4, а), розміри якого на 1...3 порядки

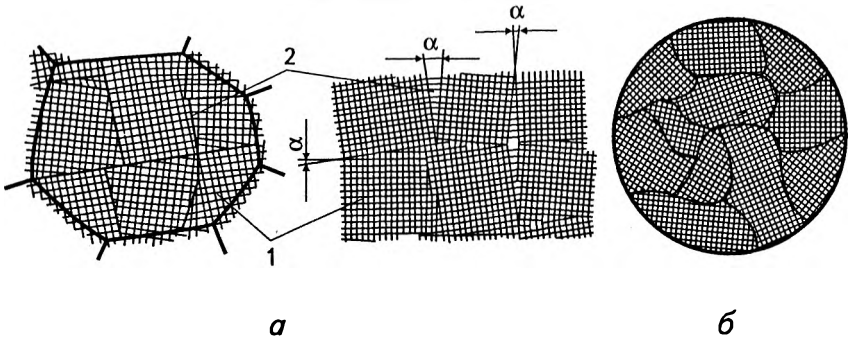


Рис. 1.4

Форми кристалічних утворень:

а — монокристал (1 — субзерно, 2 — малокутові межі між субзернами);
 б — полікристал

більші за розміри субзерен. Напрявлена орієнтація субзерен у межах монокристала зумовлює відмінність його фізико-механічних властивостей залежно від напрямку — так звану *анізотропію*. Наприклад, модуль пружності монокристала заліза, що має об'ємноцентровану кубічну решітку, залежно від напрямку становить 290...135 ГПа. Аналогічно змінюються коефіцієнт лінійного розширення, магнітні властивості тощо.

Разом із тим, реальні метали й сплави є полікристалічними утвореннями, що складаються з багатьох взаємно розорієнтованих монокристалів. Розорієнтація монокристалів у полікристалі сягає десятків градусів, утворюючи великокутові межі, які більш розвинені порівняно з міжсубзерновими й становлять кілька міжатомних відстаней. На цих межах формуються перехідні зони між монокристалами з різною орієнтацією кристалічних решіток.

Полікристали, або **кристаліти** (рис. 1.4, б), є утвореннями неправильної форми, що мають розміри від 10^{-8} до 10^{-2} м і більше.

У результаті істотної взаємної розорієнтації монокристалів у полікристалі фізико-механічні властивості реальних металів і сплавів у різних напрямках усереднюються, й ці матеріали є по суті ізотропними, тобто мають однорідні структуру й фізичні властивості в усіх напрямках. Наприклад, модуль пружності для

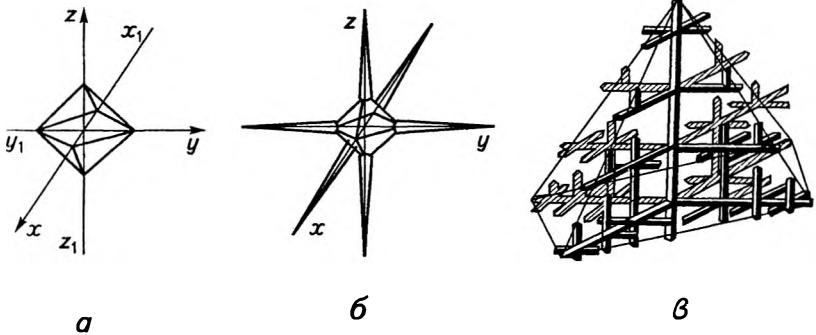


Рис. 1.5
Механізм утворення дендритних зерен

полікристалічної структури α -Fe становить $E = 214$ ГПа незалежно від напрямку. Усереднюються також інші показники.

Описані вище форми кристалічних утворень реалізуються для досить чистих металів і за невеликої швидкості охолодження. Кристали, що утворюються з елементарних комірок правильної форми, розростаючись, огранюються щільно спактованими кристалографічними площинами, набираючи певної правильної зовнішньої форми. Наприклад, кристали металів з ОЦК-коміркою огранюються у формі куба, з ГЦК-коміркою — у формі октаедра (рис. 1.5, а).

Такі кристалічні утворення можливі лише на початковій стадії процесу. За подальшого розвитку їх у реальних умовах задіюються такі фактори, як ступінь переохолодження на межі «кристал—рідина». Зі збільшенням ступеня переохолодження розплаву первинна форма кристалічного утворення втрачає стійкість, і виникають виступи (рис. 1.5, б). При цьому включення підсилюють цей процес унаслідок структурного переохолодження. З ростом виступів концентрація неметалевих включень, які були в зоні граней, зміщується у простір між ними. В міру збільшення термічного й структурного переохолодження виступи, що утворилися, розвиваються в гілки *дендритів* (від грец. dendron — дерево) — кристалів деревоподібної, гіллястої форми (рис. 1.5, в).

Розростаючися, первинні утворення перетворюються на стовбури (осі першого порядку) дендрита. Будь-який виступ на стовбурі, своєю чергою, дає початок осі другого порядку й т. д. Дендрит розростається у вигляді решітки гілок. Потім кристалізуються ділянки між гілками, й утворюється суцільний кристал, який має форму неправильного просторового багатогранника (поліедра). Форма таких утворень може бути близькою до рівновісної або витягнутою.

Розрізняють дрібно- й великозернисту дендритні структури.

Дрібнозерниста дендритна структура утворюється по межах інтенсивного відбирання теплоти — на бічних і нижніх поверхнях зливків за теплової взаємодії розплавленого металу зі стінками й дном форми або виливниці. Внаслідок значного переохолодження тут виникає багато центрів кристалізації, що й сприяє формуванню дрібних рівновісних зерен. Так утворюється зовнішня дрібнозерниста кірка (рис. 1.6, зона 1).

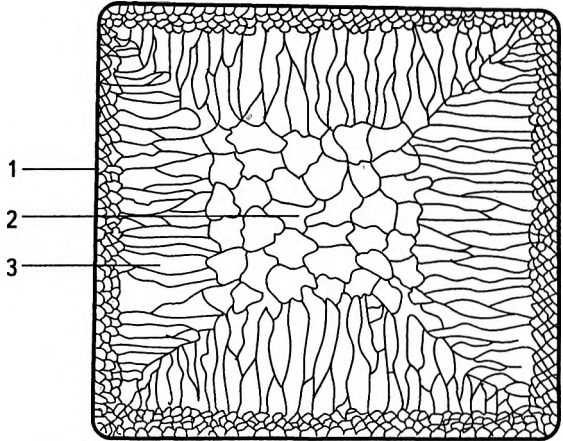
Великозерниста рівновісна дендритна структура утворюється в середній частині зливка (рис. 1.6, зона 2), де не відбувається напрямлене відбирання теплоти й менший ступінь переохолодження. Між цими зонами розташована зона стовпчастих кристалів (рис. 1.6, зона 3), які мають явно витягнену форму й орієнтовані в напрямі інтенсивного тепловідбирання.

Змінюючи умови кристалізації, можна дістати структуру, цілком побудовану зі стовпчастих або рівновісних зерен. Цілком стовпчасту структуру називають *транскристалічною*. По межах стовпчастих кристалів нагромаджуються нерозчинні включення, й такі метали схильні до руйнування під час обробки тиском, а також зменшується їхня міцність у зварних швах.

Практичний досвід показує, що закристалізований зливочок неоднорідний за хімічним складом, структурою й неметалевими включеннями, що називають *ліквацією*. Ця неоднорідність виникає через те, що в разі прискореного охолодження не встигає відбутися дифузійне вирівнювання складу. Це властиве як для окремих зерен, так і для зливка в цілому. Зерна внутрішньої частини будуть збагаченішими тугоплавким компонентом. Також перші кристали поверхні зливка будуть збагачені більш тугоплавким компонентом, а всередині — менш тугоплавким. Ліквацію в окремих частинах зливка називають *зональною (макроліквацією)*,

Рис. 1.6
Макроструктура
зливка:

1 — зовнішня
 дрібнозерниста кірка;
 2 — великозерниста
 рівновісна дендритна
 структура; 3 — зона
 стовпчастих кристалів



а всередині одного дендрита або зерна — дендритною (мікроліквациєю). Крім того, деякі вclusions (наприклад, S, P) схильні до нерівномірного розподілу по перерізу зливка.

Ліквация негативно впливає на механічні властивості металу, особливо тоді, коли спричиняється нерівномірністю розподілу шкідливих вclusions. У разі підвищеного вмісту їх у металах і сплавах ліквация може призвести до руйнування деталі.

Під час кристалізації сплавів із різною густиною твердої і рідкої фаз, а також фаз, які не змішуються в рідкому стані, може відбуватися розшарування сплаву — гравітаційна ліквация (ліквация по висоті зливка), що є неприпустимим. Для запобігання цьому збільшують швидкість охолодження.

Під час макроаналізу сплавів, крім хімічної неоднорідності, виявляються порушення суцільності будови зливка у вигляді тріщин, бульбашок, пористості, усадочних раковин тощо, а також неоднорідності, спричинені термічною, хіміко-термічною, термомеханічною обробкою.

Для дослідження кристалічної структури металів і форми кристалів застосовують різні методи. Так, для вивчення тонкої структури (внутрішньої структури монокристала або зерна) застосовують електронно-променеві прилади й рентгенографічні методи,

які дають змогу вивчати кристалічні утворення розмірами 10^{-10} ...
... 10^{-12} м; *мікроструктуру* (розміри, форму й кількість кристалічних зерен, наявність і розміри мікропустот, різних включень і т. д.) вивчають за допомогою оптичних (10^{-7} м) та електронних (10^{-10} м) мікроскопів; *макроструктуру* (розміри й форму великих кристалів, характер зламів, наявність поверхневої обробки, тріщини тощо) досліджують неозброєним оком або за допомогою лупи, що дає невелике (30...150-разове) збільшення.

1.4 Кристалічна структура реальних металів

Вище було розглянуто ідеальну будову кристалічної решітки, що є сукупністю елементарних комірок із певною періодичністю розташування частинок.

Будова кристалічної решітки реальних технічних металів і сплавів недосконала й відрізняється від ідеальної багатьма дефектами. Ці дефекти порушують періодичність розташування елементарних частинок і спричиняють зміну тих чи інших властивостей. Залежно від геометричних характеристик дефекти будови кристалічних решіток поділяють на точкові, лінійні, поверхневі та об'ємні.

Точкові дефекти мають малі розміри (приблизно кілька атомних діаметрів) у всіх трьох вимірах. До них належать: *вакансії* — порожні вузли кристалічних решіток (рис. 1.7, а); *міжвузлові (дислоковані) атоми*, що змістилися з вузлів кристалічної решітки в міжвузлові проміжки (рис. 1.7, б); *домішані атоми*, які можуть зміщувати атоми основного металу в кристалічній решітці чи розташовуватися в міжвузлових просторах (рис. 1.7, в).

Причиною виникнення точкових дефектів можуть бути процеси нагрівання, пластичного деформування, інтенсивне радіаційне випромінювання, наявність включень тощо. Такі недосконалості спричиняють місцеві порушення кристалічних решіток, які виникають у перших двох-трьох шарах сусідніх кристалографічних

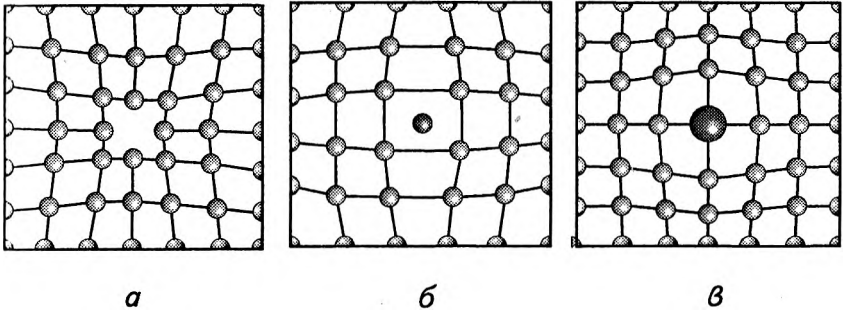


Рис. 1.7

Точкові дефекти кристалічної решітки:

а — вакансії; *б* — міжвузловий атом; *в* — домішаний атом

площин. При цьому точкові дефекти безперервно переміщуються в кристалічній решітці через дифузію. Саме тому вакансії й міжвузлові атоми більше впливають на електромагнітні властивості металів, а також на алотропічні перетворення. На механічних властивостях точкові дефекти практично не позначаються.

Лінійні (одновимірні) дефекти мають малі розміри (кілька атомних діаметрів) у двох вимірах і значну протяжність у третьому (сумірні з розмірами кристала). Це можуть бути ряди точкових дефектів — вакансій або міжвузлових атомів. Найвпливовішими лінійними дефектами є дислокації — крайові та гвинтові.

Крайова дислокація — це зона недосконалості в перерізі кристалічної решітки, спричинена зсувом однієї частини кристала відносно іншої (рис. 1.8, *а*). Напрямок утвореної дислокації перпендикулярний до вектора сили зсуву $F_{зс}$. Невелика дотична сила в площині зсуву спричиняє подальше переміщення дислокацій. Розміри крайової дислокації в поперечному перерізі невеликі (не більші за 3...5 періодів решітки).

Гвинтова дислокація (рис. 1.8, *б*) — це лінія *AB*, поблизу якої атомні площини вигнуті по гвинтовій поверхні через неповний зсув кристала по площині *Q*.

Дислокації можуть утворюватися в процесі пластичного деформування, фазових перетворень, у разі «закривання» групових

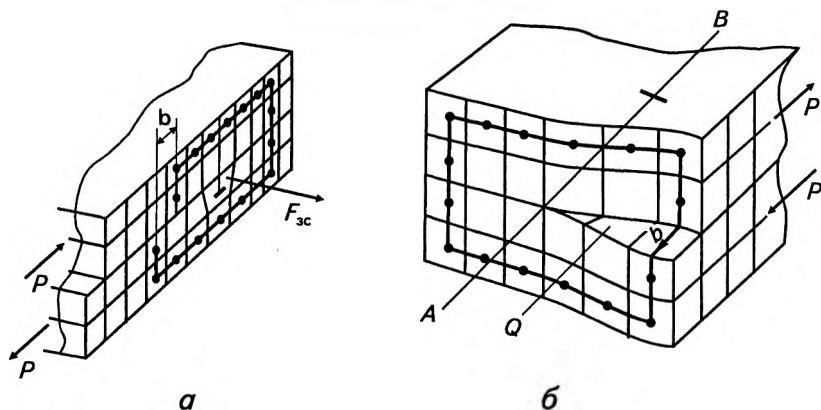


Рис. 1.8
Лінійні дефекти кристалічної решітки:
а — крайова дислокація; б — гвинтова дислокація

вакансій, і кількість їх істотно впливає на фізико-механічні властивості металу. Для оцінки дислокаційної структури металів і сплавів застосовують таку важливу характеристику, як *щільність дислокацій* ρ , см^{-2} . Це сумарна довжина всіх ліній дислокацій в одиниці об'єму металу:

$$\rho = \frac{\sum l}{V}. \quad (1.1)$$

Щільність дислокації, наприклад, у відпалених металів становить $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$. У результаті холодного пластичного деформування щільність дислокацій зростає до $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Спроба подальшого збільшення щільності дислокацій (понад 10^{12} см^{-2}) у холодному стані призводить до руйнування металів. Найбільше дислокації впливають на міцність кристалів. Це підтверджує крива залежності границі текучості металу від щільності дислокацій (крива Одінга—Бочвара), наведена на рис. 1.9.

Добуті експериментальним шляхом значення σ_T виявилися майже в $100 \dots 1000$ разів меншими за теоретичні $\sigma_{\text{теор}}$, обчислені для ідеально бездефектної структури. Границя міцності ниткоподібних кристалів $\sigma_{\text{н.к}}$, або «вусів», добутих у лабораторних умо-

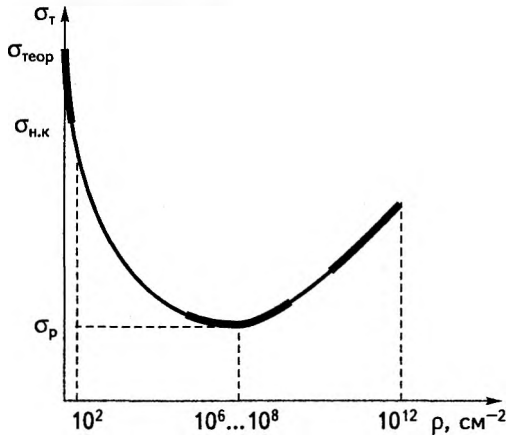


Рис. 1.9
Залежність
границі текучості металів
від щільності дислокацій

вах, коли кількість дефектів мінімальна, наближається до теоретичної. Реальні технічні сплави мають $\sigma_p = 700 \dots 800$ МПа. Це свідчить про те, що одним зі шляхів зміцнення металів є створення досконалої бездефектної структури.

Разом із тим різні методи обробки металів — пластичне деформування, термічна, термохімічна обробка, внаслідок яких збільшується щільність дислокацій, також підвищують міцність структури. Зростання міцності при цьому повільніше, але на сьогодні це ефективніший шлях створення промислових високоміцних матеріалів. Вивчення й упровадження відповідних методів дало змогу за останні 30—40 років добути метали з границею міцності до 8000 МПа.

Поверхневі (двовимірні) дефекти мають малі розміри (кілька атомних діаметрів) лише в одному вимірі, а в двох інших — сумірні з розмірами кристала. Це вільні поверхні кристалів, межі субзерен і зерен, міжфазні границі тощо.

Об'ємні (тривимірні) дефекти мають у всіх трьох вимірах порівняно великі розміри, несумірні з атомним діаметром. Це об'ємні скупчення дислокацій, мікропори дифузійного й усадочного походження, мікротріщини, неметалеві включення тощо.

Найнебезпечніші мікротріщини, на гострих закінченнях яких виникають місцеві підвищення напружень. Це спричиняє ріст

тріщин і руйнування кристалів. Найшкідливішими з погляду втрати міцності виявляються крихкі неметалеві включення.

Розглянуті дефекти здатні взаємодіяти й перероджуватися: точкові в лінійні, лінійні в поверхневі й т. д. Процеси взаємодії між дефектами, переміщення їх у кристалах, зміна їхніх концентрацій — усе це впливає на властивості металів і сплавів і має велике практичне значення.

1.5 Перебіг процесу кристалізації

Як фізична речовина метали у звичайних умовах є твердими кристалічними тілами, що зберігають свою форму до певних (критичних) температур $T_{кр}$. У разі збільшення температури вище від критичних значень вони переходять у рідкий стан, і навпаки, при охолодженні розплаву (Р) нижче за $T_{кр}$ — у кристалічний стан (Кр). Температури таких переходів визначаються за кривими нагрівання або охолодження (рис. 1.10, крива 1). Для металевих матеріалів температурний інтервал переходу з рідкого стану в кристалічний (і навпаки) досить невеликий або й зовсім не існує.

Аморфні речовини, на відміну від кристалічних, мають великий температурний інтервал переходу в твердий стан (рис. 1.10, крива 2), і елементарні частинки в них розташовані хаотично.

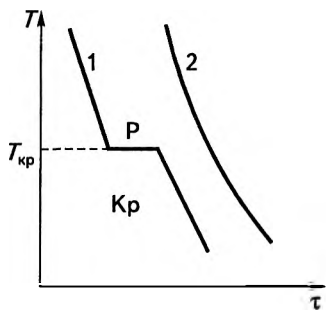


Рис. 1.10
Криві охолодження кристалічних (1)
та аморфних (2) речовин

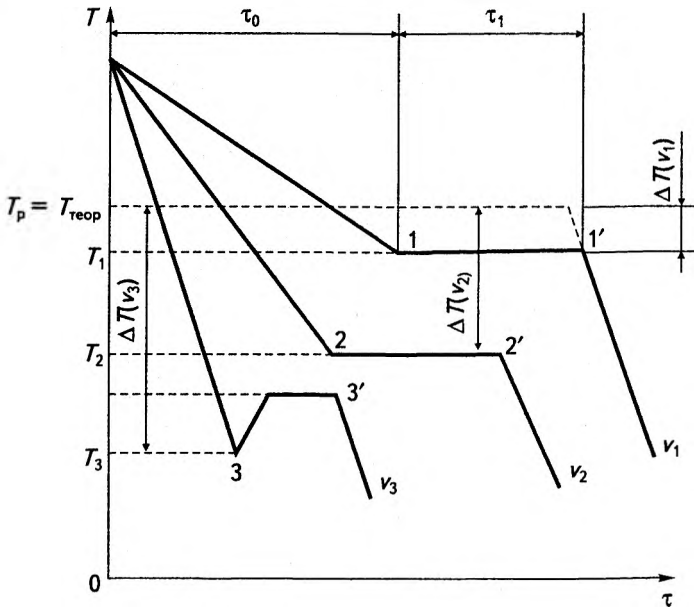


Рис. 1.11

Криві охолодження металу за різних швидкостей охолодження ($\nu_1 < \nu_2 < \nu_3$)

Структурна будова металів і сплавів формується в результаті *кристалізації* — переходу їх із рідкого стану в твердий з утворенням кристалів. Такий процес називають *первинною кристалізацією*. Якщо утворення нових кристалів відбувається в твердій кристалічній речовині, то це *вторинна кристалізація*. Народження нових кристалів із рідини без допоміжних центрів кристалізації називають *спонтанною (мимовільною) кристалізацією*. Нарощування кристалів на готових центрах кристалізації називають *неспонтанною (немимовільною) кристалізацією*.

Розглядаючи зміну температури металу в часі (рис. 1.11) при кристалізації, можна зазначити, що *ступінь переохолодження* $\Delta T = T_{\text{теор}} - T_{\text{факт}}$ для даного металу залежить від швидкості охолодження. Зі збільшенням швидкості охолодження ΔT зростає, й

температура рівноваги T_p може істотно відрізнятись від теоретичної температури охолодження ($T_{\text{теор}} \neq T_p$). Для різних металів ΔT становить від 10 до 370 °С. У звичайних умовах $\Delta T = 10 \dots 30$ °С. За швидкості охолодження v_1 ступінь переохолодження дорівнює $\Delta T(v_1)$, і температура кристалізації T_1 близька до теоретичної. Зі зростанням швидкості охолодження до $v_2 > v_1$ ступінь переохолодження збільшується: $\Delta T = \Delta T(v_2)$ і т. д.

За температур кристалізації на кривих охолодження утворюється горизонтальна ділянка (полічка), яка свідчить про те, що теплота, котра розсіюється в процесі охолодження, компенсується прихованою теплотою кристалізації, яку віддають утворювані кристали. Це та частка енергії, яка раніше (під час нагрівання) була витрачена на руйнування решіток. За подальшого зростання швидкості охолодження ($v_3 > v_2$) може відбутися бурхливе виділення прихованої внутрішньої теплоти кристалізації, й при цьому температура стрибкоподібно зростає до температури кристалізації (крива v_3). Довжина горизонтальної ділянки характеризує час перебігу процесу кристалізації, який залежить від внутрішніх умов: кількості утворюваних центрів кристалізації й швидкості росту кристалів.

Послідовно розглядаючи цей перехідний етап процесу кристалізації, слід ураховувати, що над горизонтальною ділянкою метал перебуває в рідкому стані (рідка фаза), а під цією ділянкою — в твердому (тверда фаза). Наприклад, протягом часу τ_1 стан металу двофазний — рідкий та кристалічний (крива v_1). У міру зниження температури, коли її значення досягає температури переохолодження ($T_n = T_1$), у багатьох зонах рідкого металу виникають кристалічні зародки. Це більш-менш стійкі утворення (частинки твердої фази), порядок розташування атомів у яких аналогічний розташуванню їх у твердому стані (рис. 1.12). Коли ці утворення виростають і стабілізуються, то стають стійкими й здатними до росту. Їх називають *центрами кристалізації* — зародками, на базі яких утворюються кристали. Мінімальний розмір зародка, за якого він здатний до росту за певних температурних умов, називається *критичним* і визначається рівністю поверхневої та об'ємної частин його вільної енергії.

Центри кристалізації виникають спонтанно й на твердих поверхнях, де зменшується робота з їх утворення. Таким чином, у

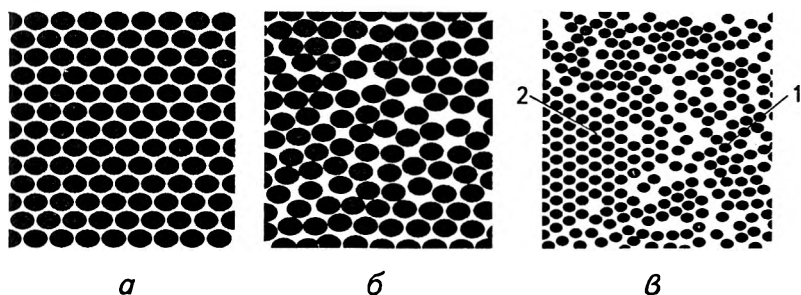


Рис. 1.12
 Моделі кристалічної (а) й рідкої (б) фаз металу
 та утворення зародка кристала (в):
 1 — дальній порядок; 2 — ближній порядок

точках 1, 2, 3 (див. рис. 1.11) починається утворення центрів кристалізації, а в точках 1', 2', 3' завершується формування кристалічної структури. Досліджено, що збільшення ступеня переохолодження (зниження температури кристалізації) спричиняє зменшення розмірів зародків. При цьому кількість їх істотно зростає, тобто збільшується кількість центрів кристалізації. При цьому збільшується також швидкість їх утворення. Співвідношенням швидкості утворення центрів кристалізації та швидкості росту кристалів визначаються швидкість процесу кристалізації в цілому й кінцеві розміри кристалів.

Швидкість утворення центрів кристалізації визначається кількістю центрів (КЦ), які виникають в одиниці об'єму за одиницю часу, а швидкість росту (ШР) кристалів характеризує збільшення лінійних розмірів кристалів за одиницю часу. Характер зміни КЦ і ШР зі збільшенням ступеня переохолодження та вплив цих змін на структуру металу показано на рис. 1.13.

В умовах рівноваги, коли $\Delta T = 0$, процес кристалізації не відбувається, оскільки швидкість утворення центрів (і відповідно КЦ) і швидкість росту кристалів дорівнюють нулю. За невеликих ΔT , коли швидкість росту досить мала, утворюється великокристалічна структура металу (рис. 1.13, а). Такі умови характерні для ливарного виробництва, коли розплавлений метал заливають у

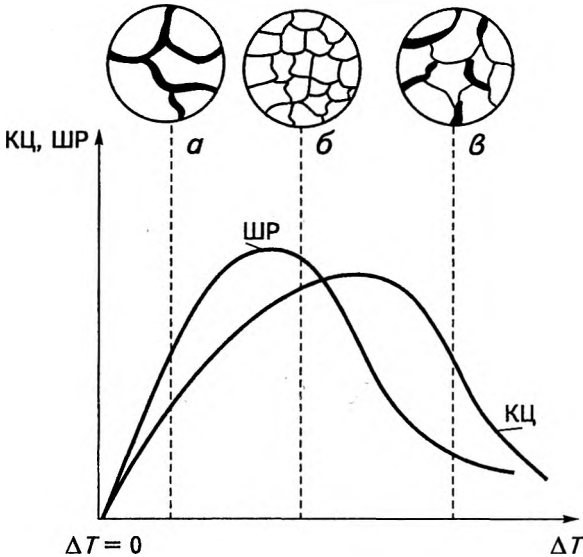


Рис. 1.13

Залежність параметрів процесу кристалізації КЦ і ШР від ступеня переохолодження ΔT

форми з низькою теплопровідністю (земляні, керамічні або підігріті металеві). З ростом ступеня переохолодження, коли збільшуються КЦ і ШР, забезпечується утворення дрібнокристалічної структури (рис. 1.13, б). Така структура характеризується найвищими показниками в'язкості та пластичності за високої міцності. Збільшення ΔT характерне для умов заливання металу в холодні металеві форми, одержання тонкостінних литих деталей. Оскільки в разі подальшого збільшення КЦ швидкість росту кристалів зменшується, то в дрібнозернистій структурі межі зерен виявляються розвиненішими й у технічних металах забрудненими неметалевими включеннями (рис. 1.13, в).

Розглянуті умови спонтанної (гомогенної) кристалізації відповідають умовам утворення високочистих металів за значних ΔT . Для умов одержання технічних металів джерелом утворення зародків є всілякі тверді частинки, які завжди присутні в розплаві (тугоплавкі

частинки неметалів, оксиди, інтерметалеві сполуки, утворені домішками, тощо), тобто реалізуються умови неспонтанної (гетерогенної) кристалізації. В ролі зародків можуть бути й стінки форми.

Наявність готових центрів кристалізації сприяє зменшенню розмірів зерна під час тверднення. Чим більше домішок, тим більше утворюється центрів кристалізації й тим дрібнішим буде зерно.

На практиці для подрібнення зернистої структури металів використовують спеціальні добавки — *модифікатори*, які, практично не змінюючи хімічного складу металів, поліпшують їхні фізико-механічні властивості. Для модифікування застосовують бор, натрій, тугоплавкі сполуки (оксиди, карбіди, цирконій, алюміній, цезій та ін.). Концентрація модифікаторів, що вводяться, невелика — до десятих часток процента. В разі застосування модифікаторів необхідно розплавлений метал підстуджувати й видержувати перед розливанням. Це сприяє зменшенню розмірів кристалів.

Розглянутий випадок процесу кристалізації (див. рис. 1.11) з прямими переходами рідкої фази в тверду є найпростішим. У багатьох металах і сплавах процес кристалізації відбувається складніше — з кількома поліморфними перетвореннями. Процес кристалізації за поліморфного перетворення в твердому стані (вторинна кристалізація) визначається тими самими закономірностями, що й кристалізація з рідкої фази. Це означає, що у вихідній кристалічній фазі виникає певна кількість центрів кристалізації нової фази, які ростуть із певною швидкістю. Залежність кількості центрів та швидкості росту від ступеня переохолодження така сама, як і в разі первинної кристалізації з рідини. Поліморфні перетворення спричиняються тим, що утворення нової кристалічної модифікації супроводжується зменшенням вільної енергії системи в цілому.

1.6

Формування структури сплавів

Найширше промислове використання дістали не чисті метали, а сплави на їхній основі. Це пояснюється як економічною, так і технічною доцільністю, оскільки зазвичай сплави мають кращі фізико-механічні й експлуатаційні властивості.

Сплав — це речовина, одержана сплавленням (здебільшого) або спіканням двох або більше компонентів (металів чи неметалів).

Розглянуті вище закономірності структуроутворення чистих металів, як правило, поширюються й на кристалізацію сплавів. Проте будова сплавів складніша, ніж чистих металів, і для них характерне виникнення нових складових, пов'язаних саме з одночасною кристалізацією двох (або більше) хімічних елементів — компонентів сплаву. Залежно від умов охолодження та співвідношення компонентів під час кристалізації розплаву виникають однорідні утворення — тверді розчини й хімічні сполуки, а також неоднорідні — їх механічні суміші. Можливе утворення твердих фаз, які цілком не належать до того чи іншого виду. Це так звані проміжні фази.

Властивості сплавів визначаються складом фаз та їхнім кількісним співвідношенням. Такі дані дістають у результаті аналізу діаграм рівноважного стану сплавів і використовують для розв'язання різноманітних практичних завдань: визначення температур термообробки або обробки тиском, режимів лиття, структурний і фазовий аналіз сплавів тощо.

Розглянемо послідовно питання, пов'язані з мікроструктурною будовою сплавів.

Фазова складова (фаза) сплаву — це однорідна за хімічним складом, кристалічною структурою та фізичними властивостями частина системи, відокремлена від інших її частин поверхнями поділу, на яких відбувається стрибкоподібна зміна властивостей. Фазовими складовими є тверді розчини та хімічні сполуки.

Сукупність фаз, які мають певні розміри, форму та характер взаємного розташування, називають структурною складовою сплаву, тобто структурна складова є неоднорідним утворенням і може об'єднувати в собі в різних сполученнях фазові складові.

Твердий розчин — це однорідна тверда речовина, що складається з кількох компонентів, концентрація яких може бути змінена без порушення однорідності. Під час утворення твердого розчину в кристалічній решітці основного компонента (розчинника) розташовуються атоми розчинюваного компонента. Залежно від характеру їх розташування розрізняють тверді розчини заміщення та проникнення. В *твердих розчинах заміщення* атоми розчинюваного компонента частково заміщують атоми розчин-

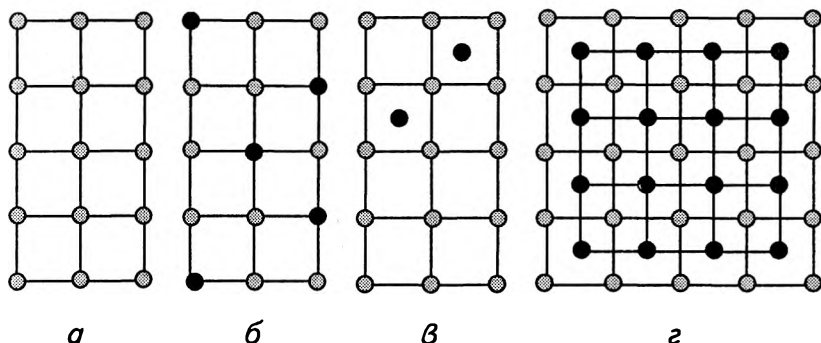


Рис. 1.14

Схеми кристалічних решіток: чистого металу (а), твердих розчинів заміщення й проникнення (б, в відповідно) та хімічної сполуки (з);

⊗ — атоми розчинника; ● — атоми розчинюваного компонента

ника (основного металу) у вузлах кристалічних решіток (рис. 1.14, б). У разі утворення *твердих розчинів проникнення* атоми розчинюваного компонента розташовуються в міжвузлових просторах (рис. 1.14, в). Розташування атомів розчинюваного металу в цих випадках має невпорядкований, хаотичний характер. Тверді розчини є однофазними, мають одну (певну) кристалічну решітку й існують у деяких інтервалах концентрацій компонентів. Розчинність компонентів може бути обмеженою та необмеженою (повною).

У разі *необмеженої розчинності* (тобто здатності утворювати тверді розчини за будь-яких пропорцій компонентів) виникає безперервна низка твердих розчинів. Для утворення їх необхідно, щоб компоненти належали до однієї або до суміжних споріднених груп Періодичної системи хімічних елементів. Крім того, їхні кристалічні решітки мають бути ізоморфними, температури плавлення — близькими за значеннями, а різниця в атомних розмірах має не перевищувати 8 %. Коли ця різниця становить від 8 до 15 %, розчинність обмежується, а в разі більшої різниці в атомних розмірах — не спостерігається.

Коли атоми іншого елемента потрапляють в основну кристалічну решітку, тобто утворюється твердий розчин, її параметри

РОЗДІЛ 1

Структурна будова металів і сплавів

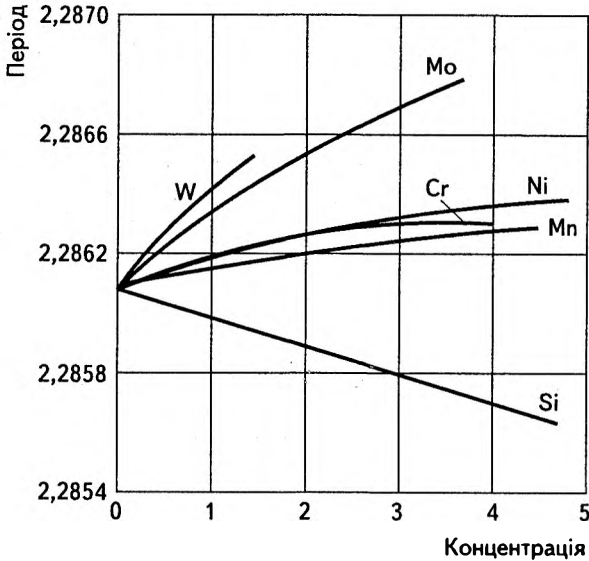


Рис. 1.15

Зміна періоду кристалічної решітки заліза при утворенні твердих розчинів із різними легуючими елементами

змінюються через об'ємну деформацію. При цьому відбувається зміна фізико-механічних властивостей сплаву в цілому, орієнтовно пропорційна відносній зміні періоду решітки (рис. 1.15). На цьому явищі ґрунтуються такі важливі процеси, як термообробка, легування та ін.

За певних температурних умов атоми розчинюваного елемента впорядковуються, утворюючи фази, які можна розглядати як проміжні між твердими розчинами та хімічними сполуками.

Хімічна сполука — це такий сплав, під час утворення якого кристалічні решітки компонентів руйнуються, й при твердненні формується нова решітка, в якій упорядковано розташовані атоми обох компонентів (рис. 1.14, з). При цьому завжди зберігається строго визначене співвідношення компонентів, що дає змогу позначити хімічну сполуку простою формулою: A_nB_m , де n і m —

прості числа. Хімічні сполуки утворюються за постійного масового співвідношення компонентів і мають постійну температуру плавлення. Бувають хімічні сполуки металів між собою (інтерметаліди), а також металів із неметалами (нітриди, карбіди). Кристалічні решітки хімічних сполук складніші, а самі сполуки характеризуються високою твердістю та крихкістю.

Якщо утворений після кристалізації сплав містить лише зерна твердого розчину, то він є однофазним. Таке явище характерне для повністю розчинних компонентів. За обмеженої розчинності утворюються структури, які складаються з двох і більше фаз. Залежно від умов кристалізації та кількості компонентів форма фаз і структура також можуть відрізнятися: форма фаз може бути голчастою, сфероїдальною, пластинчастою, а структура — матричною або пошаровою (пластинчастою).

Якщо після кристалізації зберігається форма решіток фазових складових, то утворюється *механічна суміш* компонентів сплаву. Механічні суміші можуть складатися з твердих розчинів, хімічних сполук чи їх комбінацій.

Високодисперсну механічну суміш двох або більше твердих фаз, що одночасно кристалізувалися з розплаву, й яка характеризується постійним складом, називають *евтектикою* (від грец. *eutēktos* — такий, що легко плавиться), а відповідний процес, що в рівноважних умовах відбувається за постійної температури, — *евтектичним перетворенням*.

Процес утворення твердої фази в результаті взаємодії рідкої та іншої твердої фази, що відрізняється від нової складом і структурою, називають *перитектичним перетворенням*. Суміш двох стабільних фаз, яка має постійний склад і утворюється в результаті евтектоїдного перетворення, називають *евтектоїдом* (від *евтектика* та грец. *éidos* — вид, тобто різновид евтектики). Евтектоїдне перетворення відрізняється від евтектичного тим, що розпадається не рідка, а тверда фаза. Евтектоїдні структури мають пошарову будову й спостерігаються в разі формування структур сплавів на основі заліза й міді, заліза й вуглецю та ін.

1.7 Побудова діаграми стану сплавів

У результаті кристалізації двох (або більше) компонентів утворюються сплави, кожний з яких є фізико-хімічною системою. Після завершення процесів кристалізації та перетворень у твердому стані такі системи розглядають як рівноважні, тобто їхній склад і стан залишаються постійними в часі. Рівноважний стан таких систем залежно від хімічного складу та зовнішніх умов (температури й тиску) відображується діаграмами стану (фазовими діаграмами). Згідно з правилом фаз Гіббса

$$C = K - \Phi + 2 \quad (1.2)$$

стан системи визначається кількістю компонентів (K), фаз (Φ) та ступенів вільності (C); 2 — кількість зовнішніх факторів (температура й тиск), які впливають на стан системи.

Залежно від кількості фаз, які одночасно містяться в системі, розрізняють рівноважні системи *одно-*, *дво-* й *багатофазні*.

Число ступенів вільності (або *варіантність*) системи визначає кількість незалежних змінних (тиск, температура, концентрація), які можна змінювати в певних межах, не порушуючи рівновагу системи. Діаграма стану двокомпонентної системи в загальному випадку (за змінних температури й тиску) тривимірна. Оскільки в розглядуваних системах газоподібних фаз немає, зовнішній тиск істотно не впливає на їхній стан. Його вважають постійним. Тоді правило фаз має такий вигляд:

$$C = K - \Phi + 1. \quad (1.3)$$

Виходячи з цього, діаграми стану двокомпонентної системи будують у координатах «температура—концентрація». Оскільки $C \geq 0$, то з формули (1.3) дістаємо, що кількість фаз у сплаві, який перебуває в рівновазі, не може бути більшою за $K + 1$. Отже, оскільки $(K - \Phi + 1) > 0$, то $\Phi \leq (K + 1)$. Для двокомпонентного сплаву максимальна кількість фаз — три, й число ступенів вільності дорівнює нулю ($C = 0$). При цьому система може перебувати лише в певних умовах — за постійної температури та

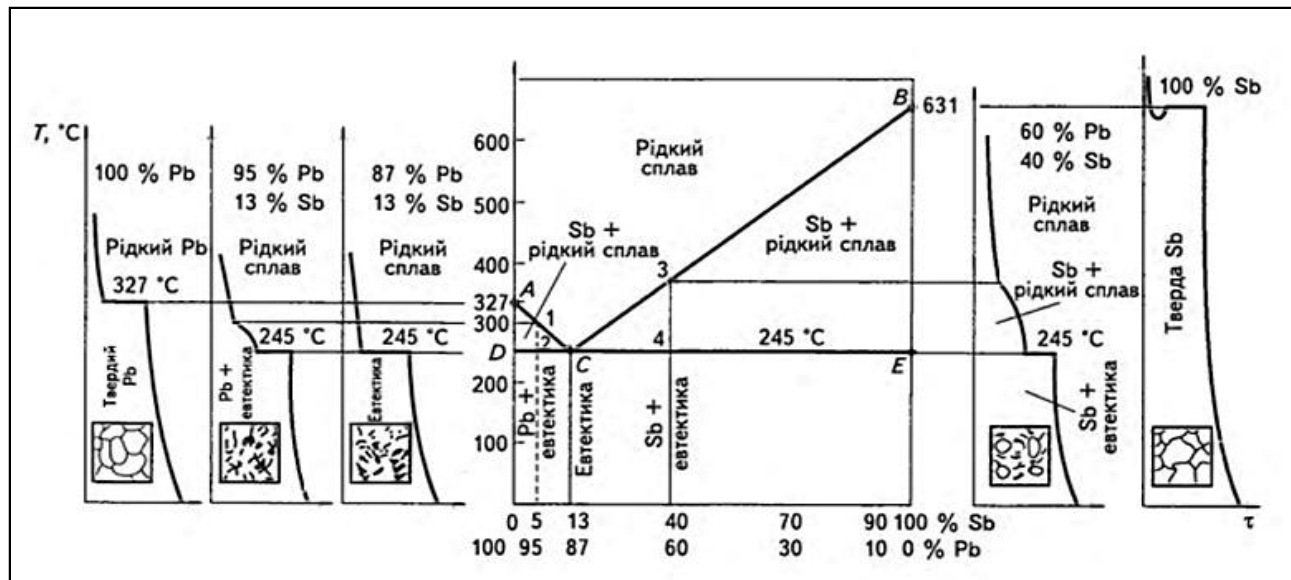
постійного фазового складу. На кривих охолодження це відображується появою горизонтальної ділянки — полички, а фізично пояснюється тим, що в систему «повертається» внутрішня теплота кристалоутворення, яка виділяється під час утворення або побудови кристалічних решіток.

Для побудови діаграми необхідно знати температури плавлення й кристалізації компонентів і сплавів, температури поліморфних перетворень, фазовий склад, концентрацію компонентів у сплавах за різних температур, співвідношення фазових складових тощо. Такі дані дістають за допомогою різних методів досліджень — як розрахункових, так і експериментальних. Найпоширеніший експериментальний метод термічного аналізу. Суть методу полягає в тому, що для сплавів двох або більше компонентів різної концентрації визначають характерні (критичні) температури на кривих охолодження й переносять їх на відповідні вертикалі (*фігуративні лінії*) в координатну площину «температура—концентрація». Сполучаючи між собою температурні точки, які відповідають однойменним перетворенням (наприклад, початок або кінець первинної кристалізації, поліморфне перетворення), дістають лінії діаграми. Оскільки такі дослідження проводяться в умовах повільного охолодження (або нагрівання) й зберігається достатньо стабільний стан сплавів, одержані графіки є діаграмами фазової рівноваги.

Такі діаграми мають не лише теоретичне, а й велике практичне значення. Їх використовують у ливарному виробництві для визначення температур заливання сплавів у форми, вибору діапазону температур обробки тиском, визначення режимів термічної обробки й т. ін.

Як приклад розглянемо побудову однієї з елементарних діаграм стану сплавів на основі системи «свинець—сурма» (Pb—Sb) (рис. 1.16).

На рис. 1.16, *г* показано діаграму, побудовану за критичними температурами, знесеними з кривих охолодження на вертикалі, що відповідають розглядуваним сплавам: ліва вертикаль — перетворення в чистому свинці (0 % Sb), а права — в чистій сурмі (100 % Sb). На цих вертикалях, проведених через точки відповідних концентрацій Pb і Sb, згідно з кривими охолодження (рис. 1.16, *а, е*) нанесено точки *A* і *B* плавлення Pb ($T_{\text{пл}} = 327^\circ\text{C}$) і Sb ($T_{\text{пл}} = 631^\circ\text{C}$). На вертикалі, які відповідають 5, 13 і 40 % Sb з кривих охолод-



a

б

в

г

д

е

Рис. 1.16

Діаграма стану сплавів на основі системи Pb—Sb:

a, e — криві охолодження відповідно чистого свинцю та чистої сурми;

б, в, д — сплавів Pb—Sb з умістом сурми 5, 13 і 40 % відповідно;

г — діаграма стану двокомпонентної системи Pb—Sb

ження цих сплавів знесено критичні точки. Так, зі зниженням температури сплаву з 95 % Pb і 5 % Sb до $T = 300\text{ }^{\circ}\text{C}$ починається кристалізація рідкого розчину свинцю. Внаслідок виділення внутрішньої теплоти під час кристалоутворення швидкість охолодження зменшується, спад температури сплаву вповільнюється, й водночас у рідкому розчині змінюються кількісні співвідношення свинцю та сурми. За температури $245\text{ }^{\circ}\text{C}$ відбувається тверднення сплаву й утворюється евтектична суміш кристалів Pb і Sb. Температура сплаву протягом певного часу залишається постійною, про що свідчить поява полички на кривій охолодження. Довжина полички відповідає тривалості процесу тверднення. Після завершення процесу тверднення охолодження далі відбувається практично з постійною швидкістю.

Отже, на вертикалі, яка відповідає сплаву з 5 % Sb, відмічено дві точки 1 і 2, які показують температури перетворень. Ці температури й відповідні точки на діаграмах називають *критичними*.

Аналізуючи процес охолодження сплаву з 13 % Sb і 87 % Pb, відмічаємо лише одну критичну точку C, яка також з'являється за температури $245\text{ }^{\circ}\text{C}$. Точки 3 і 4 одержано для сплаву з 40 % Sb.

Аналогічно можна дістати необхідну кількість критичних точок і перенести їх у координатну площину «температура—концентрація». Сполучивши їх, одержимо лінії діаграми.

Графічне зображення на діаграмі стану (точка, лінія або поверхня) залежності температур початку кристалізації (або завершення розплавлення) від хімічного складу сплаву називають *ліквідусом* (від лат. liquidus — рідкий, розплавлений). У розглядуваному випадку це лінія A–1–C–3–B.

Відповідно графічне зображення залежності температури кінця кристалізації (або початку плавлення) від хімічного складу сплаву називають *солідусом* (від лат. solidus — твердий). У даному випадку це лінія D–C–E. Нижче від солідуса розташовуються структурні зони кристалів свинцю та сурми, зони евтектичної суміші цих компонентів (при 13 % Sb), а також структури, в яких Pb і Sb існують разом з евтектикою.

Діаграми будують за умов повільного охолодження сплавів, дістаючи при цьому рівноважні структури. В разі штучної зміни швидкостей охолодження або нагрівання процеси структуроутворення істотно відрізняються, і їх розгляд є окремою темою.

1.8 Основні типи діаграм стану двокомпонентних сплавів

Вище було розглянуто принципи побудови діаграм стану на прикладі сплавів Pb–Sb. Проте для різних сплавів тип діаграм може істотно відрізнятись. Взагалі тип діаграми залежить від характеру взаємодії між компонентами сплаву, що визначається ступенем розчинності компонентів, їхньою здатністю утворювати механічні суміші та хімічні сполуки, механізмом перетворень у процесі кристалізації (перитектичні, поліморфні) й т. д.

На основі аналізу процесів кристалізації багатьох промислових сплавів виявлено кілька основних (елементарних) типів діаграм, що можуть бути як самостійними, так і складовими складніших діаграм. У всіх випадках мається на увазі, що в рідкому стані компоненти необмежено розчинні. Інші випадки не є типовими для технічних сплавів і далі не розглядаються.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких практично не розчинні в твердому стані й утворюють механічну суміш (рис. 1.17, а). Приклад побудови діаграми такого типу для сплавів на основі системи Pb–Sb наведено в п. 1.7. Як свідчить аналіз діаграми, за певної концентрації компонентів утворюється евтектика з елементами *A* і *B*. Компонентами *A* і *B* розглядуваного сплаву можуть бути як чисті елементи, так і хімічні сполуки. Всі сплави, на відміну від чистих елементів, кристалізуються в інтервалі температур, причому спочатку кристалізується один із компонентів. Лише за певної концентрації елемента *B* відбувається сумісна кристалізація компонентів *A* і *B*. При цьому утворюється механічна суміш.

Якщо компоненти сплаву зазнають поліморфних перетворень, то після тверднення за певних температур відбувається перекристалізація сплаву з утворенням нової кристалічної решітки.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких необмежено розчинні в твердому стані (рис. 1.17, б). Такі діаграми характерні для сплавів на основі систем Cu–Ni, Co–Ni, Fe–Ni та ін. У разі необмеженої розчинності компонентів у твердому стані кожен кристал будується одночасно атомами обох елементів, і дістають сплав із

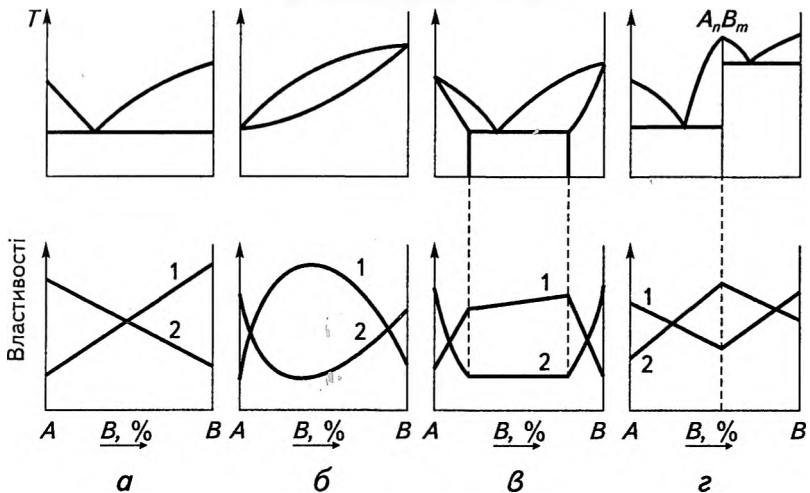


Рис. 1.17

Типи діаграм стану й відповідні графіки зміни механічних властивостей:

1 — твердості; 2 — пластичності

кристалів твердого розчину. Температура кристалізації таких сплавів лежить між температурами кристалізації його компонентів. Нахил ліній діаграми показує, що в процесі кристалізації змінюється склад як рідкої, так і твердої фаз! Нижче від солідуса розташовані кристали твердого розчину різної концентрації.

Необмежена розчинність, що зумовлена ізоморфними кристалічними решітками, а також близькими за значеннями діаметрами атомів або іонів, трапляється дуже рідко. В більшості процесів утворення сплавів компоненти практично не розчинні або обмежено розчинні.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких обмежено розчинні в твердому стані й утворюють механічну суміш (рис. 1.17, в). Діаграми такого типу характерні для найважливіших промислових сплавів: заліза з вуглецем, титану з алюмінієм, алюмінію з міддю та ін. Під час кристалізації компонент *B* розміщується в решітці компонента *A* з утворенням твердого розчину.

Діаграма стану сплавів, компоненти яких під час кристалізації утворюють хімічну сполуку (рис. 1.17, *з*). Діаграми цього типу характерні для сплавів на основі систем Mg—Pb, Co—Sb, Mn—Si та ін. У таких сплавах після кристалізації за чітко визначеного співвідношення компонентів утворюється хімічна сполука A_nB_m . Це відображується на діаграмі стану вертикальною лінією. Утворені хімічні сполуки правлять за самостійний компонент, який поділяє діаграму стану на низку окремих діаграм. Пояснюється це тим, що хімічна сполука відрізняється від компонентів, що її утворюють, кристалічною решіткою, властивостями й температурою плавлення.

Зв'язок властивостей сплавів із типом діаграм стану. Оскільки структура сплаву визначає його механічні й технологічні властивості, знання діаграми стану полегшує вибір конструкційного матеріалу для виготовлення конкретних деталей, а також раціональних методів їх обробки. Зв'язок властивостей сплавів із типом діаграми стану визначається основними положеннями фізико-хімічного закону Курнакова. Згідно з цим законом є відповідність між фазовим складом сплавів після кристалізації та характером зміни властивостей. Так, у разі утворення необмежених твердих розчинів властивості сплавів змінюються за криволінійним законом з максимумом або мінімумом (див. рис. 1.17, *б*). При утворенні механічної суміші (див. рис. 1.17, *а*) властивості сплавів змінюються за прямолінійним законом. Для сплавів, компоненти яких обмежено розчинні й утворюють евтектику (див. рис. 1.17, *в*), властивості відповідно до фазового стану в різних частинах діаграми змінюються за криволінійним і прямолінійним законами. Утворення хімічних сполук (див. рис. 1.17, *з*) супроводжується стрибкоподібною зміною властивостей сплавів.

Описаний зв'язок між фазовим складом сплавів і характером зміни їхніх властивостей є орієнтовною схемою, оскільки в ній не враховується багато досить важливих факторів, таких як форма й розміри кристалів, кількість складових із низькою температурою плавлення тощо. Але, беручи за основу діаграму стану, можна досить легко розв'язати такі практичні завдання, як вибір сплавів для виготовлення деталей методом лиття чи штампування, визначення зварюваності матеріалів і т. д.

**ЗАПИТАННЯ
ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ**

- 1 Що таке метали?
- 2 Чим забезпечується металевий зв'язок і чим пояснюються стабільні параметри кристалічних комірок різних металів і сплавів?
- 3 Які кристалічні комірки найпоширеніші серед металів?
- 4 Які параметри характеризують кристалічну комірку?
- 5 Що таке поліморфне перетворення?
- 6 Які бувають форми кристалічних утворень?
- 7 Чим пояснюється різниця розмірів зерен кіркової зони та центральної частини зливка?
- 8 Що таке ліквіація й як вона впливає на механічні властивості металу?
- 9 Які завдання й методи дослідження тонкої структури, мікро- й макроструктури?
- 10 У чому різниця ідеальної та реальної будови кристалічної решітки металів?
- 11 Які бувають дефекти будови кристалічних решіток?
- 12 У чому полягає суттєва різниця в атомній будові кристалічних та аморфних речовин?
- 13 Які фактори визначають швидкість перебігу процесу кристалізації?
- 14 Що таке первинна й вторинна кристалізація?
- 15 Що таке кристалічні зародки?
- 16 Яким способом на практиці можна впливати на розмір зерна металу, що кристалізується?
- 17 Що на кривих охолодження свідчить про температуру кристалізації для чистих металів?

РОЗДІЛ 1

Структурна будова металів і сплавів

- 18 Яка кристалічна структура забезпечує високі механічні властивості металу?
- 19 Що таке сплав? Які види сплавів можуть утворитися в результаті кристалізації розплавів?
- 20 Які є види твердих розчинів і які умови їх утворення?
- 21 Що таке хімічна сполука й механічна суміш як види сплавів?
- 22 Який принцип побудови діаграм стану сплавів?
- 23 Які основні типи діаграм стану двокомпонентних сплавів та зв'язок їх із фізико-механічними властивостями?

Розділ

2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

2.1

Загальні положення

Обґрунтований вибір конструкційних матеріалів та методів їх технологічної обробки для досягнення необхідних фізико-механічних властивостей і забезпечення показників надійності й довговічності базується на вихідних даних про конструктивні особливості виробу й умови його експлуатації. До основних факторів, які слід ураховувати, належать:

- габаритні розміри виробу та умови його навантажування;
- специфіка умов експлуатації (агресивність навколишнього середовища, температурний і вологісний режими тощо);
- відповідність технологічних властивостей матеріалу (ливарних, деформаційних, зварювальних та ін.) конструктивній формі виробу, тобто способу одержання заготовки й деталі;
- екологічна безпечність виробу;
- можливості раціональної уніфікації матеріалів для складних виробів;
- економічні показники.

Безумовним пріоритетом є підвищення надійності конструкцій машин у цілому не за рахунок зростання матеріаломісткості, а завдяки використанню сучасних матеріалів, найраціональніших конструктивних рішень і технологій виготовлення. Оскільки в промисловості використовується багато різних металевих сплавів, для обґрунтованого вибору матеріалу й технології його об-

робки необхідно мати досить глибоке уявлення про основні фактори, які впливають на фізико-механічні властивості сплавів, а відтак, зміну їх під дією різних навантажень і температур.

Основною фізико-механічною характеристикою кристалічних тіл є *міцність* — здатність чинити опір деформуванню й руйнуванню.

Залежно від характеру діючих навантажень (статичні, динамічні, циклічні), виду деформації (розтягання, стискання, згинання, кручення), температури й часу дії навантажень розрізняють різні ступені міцності (границі пружності, текучості, тимчасової міцності, витривалості та ін.). Зазначені елементарні види деформації трапляються в найрізноманітніших комбінаціях. Вид деформації залежить від того, в якому напрямі діють прикладені до тіла сили. Нормальні до поверхні сили спричиняють розтягання або стискання, дотичні — кручення або зсув. Вивчаючи деформації, користуються не абсолютними навантаженнями, а питомими, які припадають на одиницю площі перерізу зразка чи деталі. Їх називають *напруженнями* й виражають у мегапаскалях (МПа).

2.2

Фізичні основи процесу деформування кристалічних матеріалів

Під впливом зовнішніх навантажень у конструктивних елементах машин розвиваються внутрішні напруження, які спричиняють зміну їхніх форм й розмірів, тобто деформації. Якщо тіло розтягується під дією осьових сил P (рис. 2.1, *a, б*), то на кожній елементарній площинці $m-n$, яка розташована, наприклад, під кутом α , виникають нормальні σ і дотичні τ напруження. Деформації, що при цьому відбуваються, можуть бути пружними або пластичними. Нормальні напруження й невеликі дотичні спричиняють пружні деформації.

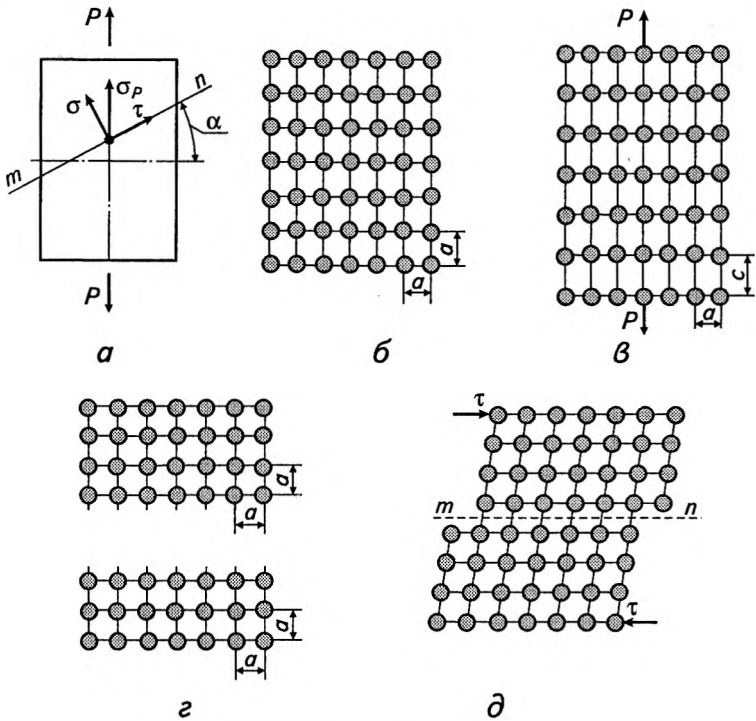


Рис. 2.1

Схеми дії нормальних і дотичних напружень

Під *пружною* розуміють деформацію, яка практично зникає після зняття зовнішніх впливів. При цьому атоми кристалічних решіток повертаються у вихідне положення (рис. 2.1, б, в), і тіло відновлює свою форму. Якщо нормальні напруження перевищують за значенням діючі міжатомні сили, то структура *руйнується відривом* однієї частини тіла від іншої (рис. 2.1, г).

Пластична (залишкова) деформація виникає під дією значних дотичних напружень (рис. 2.1, д), які спричиняють необоротні переміщення атомів на один параметр решітки a . Розвиток пластичних деформацій може призвести до пластичного

РОЗДІЛ 2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

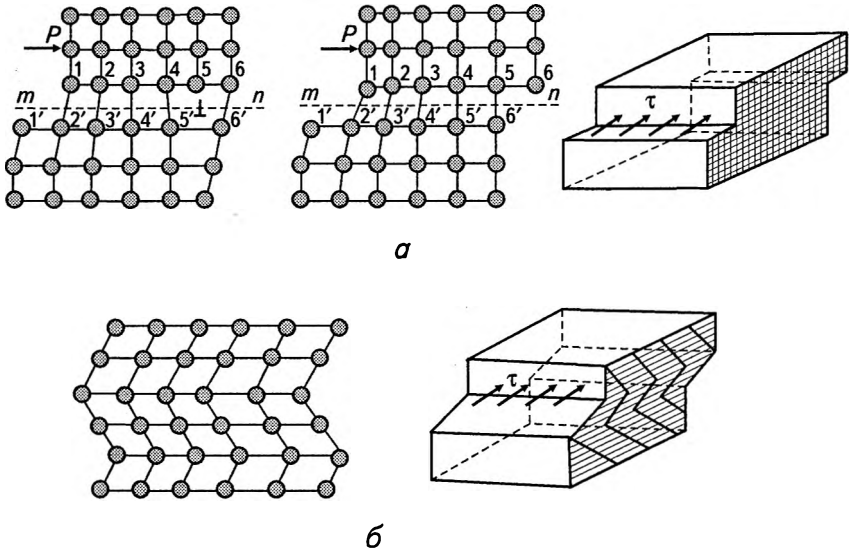


Рис. 2.2

Схеми дислокаційного зсуву (а) та двійникування (б)

(в'язкого) *руйнування зсувом*. Відбувається зсув по площинах і в напрямі з найбільшою щільністю пакування атомів. Пластичність сплаву буде тим вищою, чим більше елементів зсуву в кристалічній решітці. В реальних сплавах напруження зсуву виявляються набагато меншими, ніж обчислені теоретично. Ця розбіжність пояснюється через механізм дії дотичних напружень як результат послідовного переміщення дислокацій.

Оскільки в кожний даний період часу зсувається лише невелика група атомів в області дислокації (*дислокаційний зсув*) і на відстані, менші за міжатомні (рис. 2.2, а), то й деформація відбувається за значно менших дотичних напружень. Це підтверджується й експериментально. Таким механізмом пояснюється фізична сутність одиначної кристалографічної площини одного зерна. В реальних полікристалічних тілах пластична деформація реалізується не лише зсувом по кристалографічних площинах, а й за рахунок явища двійникування.

Суть *двійникування* (рис. 2.2, б) полягає в тому, що під дією логічних напружень одна частина зерна симетрично зміщується відносно іншої, стаючи ніби її віддзеркаленням. Натомість при ковзанні зсуви на міжатомну відстань відбуваються в паралельних площинах. Зсув *двійникуванням* тим більший у кожному атомному шарі, чим далі цей шар розташований від площини *двійникування*. Зерна, що деформуються *двійникуванням*, не схильні до значних залишкових деформацій. Це здебільшого крихкі матеріали. Для деформування *двійникуванням* у реальних металевих виробках потрібні низькі температури або дуже високі швидкості навантажувань. Частіше реалізується пластична деформація ковчанням за рахунок рухомих дислокацій, якщо деформувальне напруження більше за напруження тертя.

Найузагальненіші деформаційні характеристики монокристала (крива 1) й полікристалічного тіла (крива 2) під розтягальним навантажуванням подано на рис. 2.3. У разі збільшення навантаження до точки А (ділянка I) метал виявляє лише пружні властивості. На ділянках II, III, IV відбувається пластичне деформування. Тут розвиваються напруження, вищі за границю пружності (точка А), й попередня довжина або форма зразка вже не відновлюється — деформація стає пластичною.

В реальних умовах практично всі тіла за яких завгодно зусиль більшою чи меншою мірою мають певні пластичні властивості. За малих навантажень, доки напруження не перевищує границю пружності, тверде тіло з досить високим ступенем точності можна вважати пружним, нехтуючи невеликою його пластичністю. Навпаки, за напружень, більших від границі пружності, деформація буде в основному пластичною, й тут можна нехтувати пружністю. В області пластичності нахил кривої зменшується — матеріал починає текти. Початок цього процесу характеризується точкою В, яка відповідає *границі текучості*. Подальше зростання напружень (до точки С) спричиняє руйнування матеріалу. Під дією такого напруження матеріал може перебувати лише певний час, і цю величину називають *границею тимчасової міцності*.

Точне визначення границь пружності, текучості й міцності — доволі складна задача, оскільки крива деформування, особливо для полікристалів (рис. 2.3, крива 2), досить плавно переходить із пружної області в пластичну.

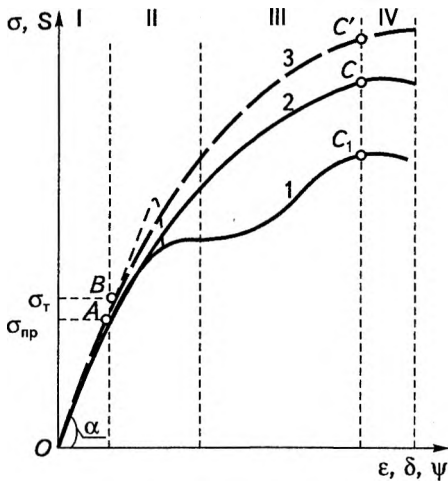


Рис. 2.3
Деформаційна діаграма:
 ϵ — пружна деформація;
 δ і ψ — відносні видовження
 й звуження відповідно

У деяких випадках, особливо для монокристалів, перехід із пружної області в пластичну буває досить різким і навіть стрибкоподібним. Такий стрибок називають *зубом текучості* (штрихова крива на ділянці II). Границя міцності (точки C і C_1 на кривих 1 і 2) також є досить умовною. Аналіз кривих 1 і 2 показує, що в передрозривний період міцність зразків зменшується. Насправді це зменшення зумовлюється в основному нерівномірним деформуванням зразка. На ньому з'являється шийка — місце наступного розриву. В шийці площа перерізу зразка зменшується, що відповідає збільшенню деформувального напруження. Якщо одночасно визначати деформацію й площу зразка в шийці й зносити цю поправку до значення деформувального зусилля, то деформаційна діаграма матиме інший вигляд (крива 3). Таку діаграму називають істинною, а величини S і δ — істинними напруженням і деформацією відповідно.

Значення відносного видовження δ , %, і відносного звуження ψ , %, характеризують пластичність матеріалу зразка:

$$\delta = \frac{(l_x - l_0)100}{l_0}, \quad (2.1)$$

$$\psi = \frac{(F_0 - F_k)100}{F_0}, \quad (2.2)$$

де l_k і l_0 — відповідно кінцева й початкова довжини зразка; F_0 і F_k — площі перерізу зразка відповідно до й після руйнування.

Відносне зменшення розмірів перерізу зразка в результаті пластичного деформування виявляється пропорційним відносно-му видовженню.

Слід зазначити, що реальні діаграми деформування залежно від матеріалу, швидкості навантажування, температури мають різний вигляд. За однакової границі міцності двох матеріалів один може виявитися пластичним, а інший — крихким. Міцність — максимальна ордината діаграми деформування й пластичність — максимальна абсциса цієї діаграми — характеристики, незалежні одна від одної.

Різняться також характери деформування монокристалів і полікристалічних тіл (криві 1 і 2 на рис. 2.3). Це пояснюється особливостями механізмів розвитку деформацій після проходження пружної стадії. Пластична деформація реалізується за рахунок рухомих дислокацій, коли зовнішня сила, яка діє на дислокацію, перевищує силу опору її рухові, зумовлену взаємодією дислокації з кристалічною решіткою й структурними дефектами в метали. Тому для забезпечення руху дислокацій необхідно підвищувати зусилля, що прикладається також і після переходу границі текучості. Якщо повторювати пластичне деформування, то виявляється, що для досягнення пластичної деформації вдруге необхідно прикладати більше напруження. Цю фундаментальну властивість металів і сплавів називають *деформаційним зміцненням*, або *наклепом*, який кількісно оцінюється *коефіцієнтом зміцнення*. Інакше кажучи, зміцнення металу в результаті наклепу при пластичному деформуванні пояснюється збільшенням щільності дефектів кристалічної структури. Це явище іноді називають *нагартуванням*.

Для зняття структурної нестабільності, спричиненої наклепом, використовують відновлювальні термічні процеси, які дають змогу усунути деформаційні зміцнення й підвищити пластичні властивості сплаву. Залежно від температурного впливу на деформовані структури розрізняють такі відновлювальні процеси:

РОЗДІЛ 2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

- *відпочинок (повернення)* — здійснюється за температур, що менші або дорівнюють $0,3T_{пл}$; дає змогу частково (на 10...30 %) зняти деформаційне зміцнення. При цьому структурні зміни відбуваються на субмікроскопічному рівні й простежуються за результатами дослідження фізико-механічних властивостей;
- *полігонізація* — по суті завершальна стадія відпочинку й відбувається за температур $(0,3...0,4)T_{пл}$. У результаті підвищеної рухомості точкових дефектів за таких температур уможливується утворення стабільніших дислокаційних структур — полігональних меж. Полігонізація більшою мірою впливає на деформаційне зміцнення;
- *рекристалізація* — процес формування нових зерен, який відбувається за підвищених температур. Рекристалізація знімає деформаційний наклеп, метал набуває рівновісної структури з мінімальною кількістю дефектів і підвищеною в'язкості.

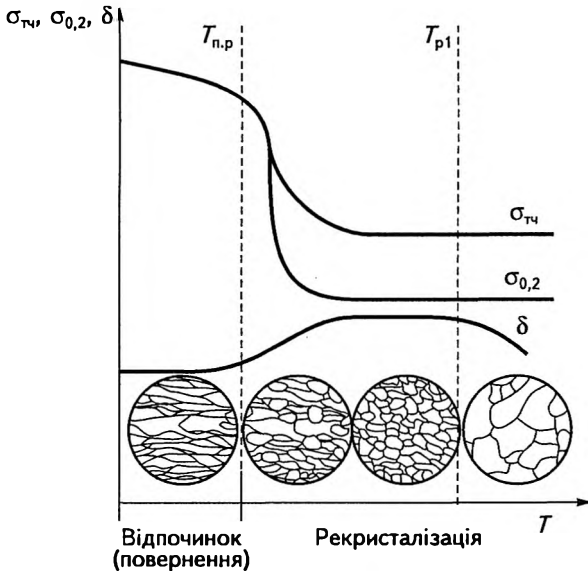


Рис. 2.4
Вплив нагрівання на властивості й структуру деформаційно-зміцненого металу

Як видно з графіків зміни $\sigma_{ТЧ}$, $\sigma_{0,2}$ і δ , а також зображень відповідних структур (рис. 2.4), до температури порогу рекристалізації $T_{п.р}$ зберігається деформоване зерно. Підвищення температури спричиняє появу нових зерен і повну заміну волокнистої структури рівновісною зернистою в області температур рекристалізації $T_{р1}$. Подальше підвищення температури понад $T_{р1}$ спричиняє збільшення зерен.

Це явище, що називається *збиральною рекристалізацією*, знову призводить до підвищення крихкості структури.

Пластичне деформування полікристалів, якими є реальні метали й сплави, має особливості, пов'язані з наявністю меж зерен. Зерна й, відповідно, їхні межі розташовані хаотично. Вони за своїми властивостями становлять істотну перешкоду для рухомих дислокацій. Під дією сили, прикладеної до полікристала, в зерні починається нагромадження дислокацій на межі зерен I і II (рис. 2.5). При цьому зростає концентрація напружень до певного значення й, передаючись крізь межі, ці напруження спричиняють роботу джерел дислокації сусіднього зерна. Таким чином деформація поширюється далі.

Саме наявністю меж зерен пояснюється різке початкове зміцнення в полікристалічних тілах порівняно з монокристаллами. В разі підвищення границі текучості полікристалів практично відсутня перша стадія легкого ковзання (див. рис. 2.3, крива 2), а друга стадія деформаційного зміцнення характеризується значно більшим коефіцієнтом зміцнення. При цьому треба зазначити, що включення, які нагромаджуються по межах зерен, практично не впливають на поведінку цих меж.



Рис. 2.5
Зупинка руху дислокацій
на межі двох зерен

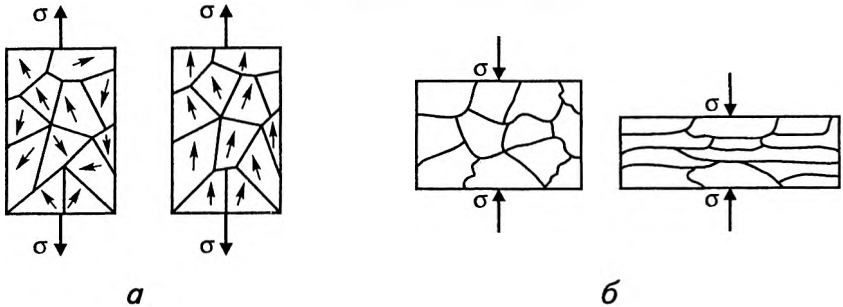


Рис. 2.6

Утворення волокнистої структури:

a — схема розвитку переважної орієнтації зерен у процесі розтягання полікристала; *б* — зміна форми зерен у результаті деформації стискування

Крім ефекту руху дислокацій, під час деформування відбуваються також розвертання зерен у напрямі переважної орієнтації і зміна їхньої форми, що пов'язане з дією зовнішніх деформувальних сил. У разі значної деформації виникає переважна орієнтація кристалографічних площин у зернах відносно діючих сил — *текстура деформації*. Розвиток деформації призводить також до появи анізотропії властивостей і зміни форми зерен від округлої до видовженої (волокнистої) (рис. 2.6).

Чим вищий ступінь деформації, тим більше кристалічних зерен під дією зсувів і двійникування дістають переважну орієнтацію. Ці характерні структури утворюються в результаті застосування різних методів обробки тиском (прокатка, волочіння, пресування). Анізотропія властивостей, що виникає при цьому, взагалі небажана. Наприклад, у поковках це спричиняє недостатню пластичність у деяких напрямках. При глибокому витягуванні листовий прокат неоднаково поводить себе у різних напрямках. Змінюються, залежно від напрямку, магнітні характеристики сталей і т. ін. Холодне деформування, яке відбувається за $T \leq (0,15 \dots 0,2) T_{пл}$, спричиняє зростання опору деформації й зниження пластичних властивостей, тобто також виникає наклеп. Наприклад, у результаті холодного волочіння сталевого дроту за ступеня деформації 80...90 % його границя міцності сягає 3000...4000 МПа. Така міцність не може бути

досягнута ні легуванням, ні термообробкою. При цьому щільність дислокацій становить $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Деякі сплави на основі алюмінію, титану, заліза в певних температурних умовах виявляють здатність до надпластичного деформування ($10^2 \dots 10^3 \%$) за одночасного незначного опору деформуванню ($1 \dots 10 \text{ МПа}$). Явище надпластичності дає змогу за одну операцію в процесі штампування одержувати деталі складної форми, підвищити коефіцієнт використання металу.

2.3

Поняття про пружне деформування

Визначимо основні параметри пружного деформування й розглянемо детальніше явища, які супроводжують цю стадію процесу.

Аналіз кривих деформування показує, що на стадії пружного деформування (див. рис. 2.3, а) деформації прямо пропорційні напруженням. Кут нахилу графіка α постійний, а тангенс цього кута дорівнює модулю пружності (модулю поздовжньої пружності, або модулю Юнга) E , Па. Фізичний зміст модуля пружності впливає з аналізу закону Гука, який було відкрито в 70-х роках XVII ст.:

$$\sigma = \varepsilon E. \quad (2.3)$$

Закон Гука свідчить, що при розтяганні силою P циліндричного зразка завдовжки l_0 і площею перерізу S існує лінійна залежність між нормальним напруженням $\sigma = P/S$ і відносним видовженням $\delta = \Delta l/l_0$, де Δl — приріст довжини в процесі видовження. Якщо покласти $\Delta l = l_k - l_0 = l_0$, тобто $l_k = 2l_0$, де l_k і l_0 — відповідно кінцева й початкова довжини зразка, то $\sigma = E$. Отже, модуль пружності чисельно дорівнює розтягальному напруженню, під дією якого довжина зразка збільшується вдвоє.

Модуль пружності як коефіцієнт пропорційності між напруженням і деформацією за пружного деформування є зручною структурно-незалежною сталою характеристикою жорсткості ма-

теріалів. Решта механічних властивостей металевих сплавів структурно чутливі й змінюються залежно від методів обробки в широких межах. Значення E показує інтенсивність збільшення навантаження зі зростанням відносної деформації. Модуль поздовжньої пружності не залежить від знака деформації: його значення однекове при розтяганні й стисканні. Оскільки метали й сплави мають кристалічну структуру, то пружна «макродеформація» металевого зразка — це не що інше, як сума пружних зміщень атомів із положень рівноваги, які вони займають у вузлах решітки ненавантаженого тіла.

Повертаючися до рис 2.1, *б*, *в*, можна зробити висновок, що сила, яка спричиняє пружну деформацію, змінює відстань між атомами таким чином, щоб відновились умови рівноваги, в яких змінені сили міжатомної взаємодії компенсують прикладену зовнішню силу. Деформації, що виникають до границі пружності, розвиваються в часі за певним законом як при навантажуванні, так і після розвантаження. Явище поступового збільшення деформації під час навантажування й поступового її зникнення під час розвантажування називають *пружною післядією*.

Закон Гука для ідеально пружного тіла, записаний у формі (2.3), показує зв'язок між нормальними напруженнями й деформаціями, які відбуваються в тому самому напрямі. Дотичне напруження (див. рис. 2.1, *а*, *д*) пов'язане з відповідним зсувом аналогічним співвідношенням:

$$\tau = G\gamma, \quad (2.4)$$

де γ — деформація зсуву; G — модуль зсуву (модуль дотичної пружності).

Однозначний закон пропорційності між напруженням і деформацією в пружній області (OA на рис. 2.3) справедливий тільки в припущенні нескінченно повільного навантажування, коли система встигає реагувати на зміну навантаження. В реальних тілах спостерігаються відхилення, які за певних умов можуть мати істотне значення.

2.4 Поняття про руйнування матеріалів

У матеріалознавстві **руйнуванням** називають процес розділення виробу (зразка) на частини в результаті дії зовнішніх або внутрішніх напружень. Такий процес спричиняють різні явища: початкове утворення субмікроскопічних тріщин і подальше розростання їх і поширення крізь тіла зерен або вздовж їхніх меж; значні пластичні деформації; змішана схема.

У часі процес руйнування можна поділити на три стадії: *підготовчу, критичну й закритичну*. На закритичній стадії руйнування має необоротний характер.

Виходячи з аналізу механізмів процесу, розрізняють руйнування крихке, в'язке (пластичне), від утомленості й спричинене повзучістю. Дослідження свідчать, що навіть у разі крихкого руйнування відбуваються мікроскопічні пластичні деформації, які локалізуються в зоні тріщини.

З погляду надійності конструкцій найнебезпечнішим є *крихке руйнування*, яке спричиняє практично миттєве (катастрофічне) поширення тріщин зі швидкістю 0,5...0,6 швидкості звуку в даному матеріалі. Саме тому цьому процесові приділяють найбільшу увагу. Джерелом крихкого руйнування є мікротріщини або мікродефекти, які є в структурі тіла або виникають під час експлуатації. Тому надійність конструкції визначається в основ-

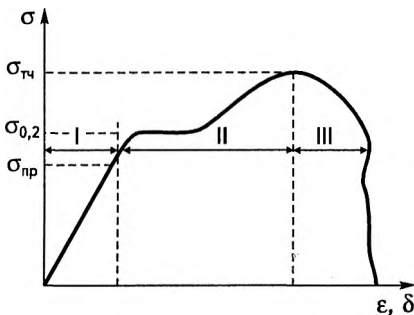


Рис. 2.7
Криві «напруження—деформації»:
I, II, III — зони відповідно крихкого, квазікрихкого й в'язкого руйнування



а



б

Рис. 2.8

Вигляд зламу в разі крихкого (а) й в'язкого (б) руйнування ($\times 10\ 000$)

ному опором металу поширенню небезпечної (гострої) тріщини. Такий опір називають *в'язкістю руйнування*.

Аналізуючи криві «напруження—деформації» (рис. 2.7), можна визначити зони деформування, які відповідають різним механізмам процесу руйнування. Так, на ділянці пружного деформування (зона I) руйнування відбувається як крихке. Злам (рис. 2.8, а) має рівчаковий рельєф, характерний блиск і називається кристалічним. Енергоємність процесу руйнування при цьому низька.











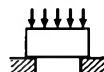



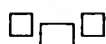





В'язке (пластичне) руйнування відбувається за умов, які відповідають зоні III на рис. 2.7. При цьому процес супроводжується значними пластичними деформаціями, а перед руйнуванням утворюється шийка. Слід зазначити, що для розвитку тріщини необхідна досить велика енергія. Швидкість поширення тріщини в таких випадках у 5...10 разів знижується.

У зоні II діаграми (рис. 2.7) реалізується *квазікрихке руйнування*. В цьому разі тріщини утворюються в металі, який зазнав пластичного деформування. При цьому швидкість поширення тріщин сягає 0,3...0,5 швидкості звуку, й злам має кристалічну будову.

Руйнування відбувається під дією розтягальних або дотичних напружень. При цьому розрізняють два види руйнування: *відрив* — від дії розтягальних напружень та *зріз* — від дії дотичних напружень.

Таблиця 2.1

Види руйнування

Спосіб навантажування		Напруження		Вид руйнування	
		σ_{\max}	τ_{\max}	Відрив	Зріз
Розтягання					
Стискання					
Зрізання					
Кручення					

За зовнішнім виглядом зруйнованих зразків можна визначити вид руйнування (табл. 2.1). Вважається, що відрив відбувається без попередньої пластичної деформації, тоді як зріз обов'язково супроводжується таким явищем. Тому відрив відповідає крихкому руйнуванню, а зріз — в'язкому (пластичному).

За сучасними уявленнями процес руйнування відбувається одночасно з пружним або пластичним деформуванням, і розвиток тріщини визначається структурою й властивостями матеріалу в безпосередній близькості (на мікронних відстанях) від її вершини. Отже, характеристики макроруйнування визначаються локальними процесами в мікроб'ємах.

Вид руйнування (в'язке або крихке) визначається властивостями самого металу. Чим більша пластичність металу, тим вища ймовірність реалізації механізму в'язкого руйнування. Разом із тим практичний досвід підтверджує можливість переходу від в'язкого руйнування до крихкого, пов'язану не тільки з власти-

востями матеріалу, а й з конструктивними, експлуатаційними, технологічними факторами, такими як:

- температурні умови експлуатації;
- напружений стан;
- швидкість і повторюваність навантажування;
- залишкові напруження, тріщини та інші концентратори напружень;
- вплив зовнішнього середовища під час експлуатації.

Кожен із цих факторів або комплексна дія їх істотно (на 10...150 °С) підвищує температуру переходу від в'язкого руйнування до квазікрихкого ($T_{кр1}$) або до крихкого ($T_{кр2}$).

Наприклад, зміна швидкості навантажування від 10^{-4} до 10^{-3} с $^{-1}$ (статичне навантажування) для пластичних маловуглецевих сталей підвищує $T_{кр}$ на 15 °С. Ударне навантажування ($\sim 10^2$ с $^{-1}$) підвищує цю температуру на кілька десятків градусів і призводить до крихкого руйнування.

Зі збільшенням абсолютних розмірів виробів збільшуються кількість усіляких дефектів і внутрішня пружна енергія системи, що спричиняє появу так званого *масштабного ефекту*, який необхідно враховувати, оцінюючи схильність конструкції до крихкого руйнування. Важливу роль в опорі крихкому руйнуванню відіграє агресивна дія середовища, що може призвести до корозійного розтріскування конструкції. Під дією радіоактивного випромінювання температура переходу до крихкого стану може зрости на 100...200 °С.

Температуру, за якої відбувається перехід до крихкого стану, називають *порогом холодноламкості*, або *критичною температурою крихкості* $T_{кр}$. Визначення цієї температури дає змогу прогнозувати температурний інтервал безпечної експлуатації конструкцій.

Для визначення порогу холодноламкості $T_{кр}$ проводять випробування на ударну в'язкість, і за $T_{кр}$ беруть температуру, за якої у зламі зберігається ~ 50 % волокнистої в'язкої складової.

2.5

Утомленість матеріалів

Під утомленістю конструкційних матеріалів розуміють процес поступового нагромадження в них пошкоджень під дією циклічних навантажувальних (напружень і деформацій), які призводять до зміни властивостей цих матеріалів, утворення й поширення тріщин, повного руйнування деталей або конструкцій.

Здатність матеріалів чинити опір руйнуванню від утомленості називають *опором утомленості*. Це особливо важливо в сучасних умовах надвисоких навантажень на конструкції, підвищення вимог до швидкохідності машин, використання високоміцних і, відповідно, більш крихких матеріалів. Опір утомленості матеріалів набагато нижчий за статичну міцність. Установлено, що більше ніж 80 % експлуатаційного руйнування конструкцій мають утомленісний характер за напружень, набагато менших від границь текучості й міцності. Саме тому вивчення закономірностей руйнування від утомленості за навантажувальних, що циклічно змінюються, дає змогу знаходити способи запобігання руйнівним процесам.

Для дослідження впливу циклічних навантажувальних на фізико-механічні властивості матеріалів циклічність процесу зазвичай моделюють за синусоїдним законом (рис. 2.9), де

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2; \quad \sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2; \quad (2.5)$$

σ_{\max} , σ_{\min} , σ_m , σ_a — відповідно максимальне, мінімальне, середнє й амплітудне значення напружень; T — період.

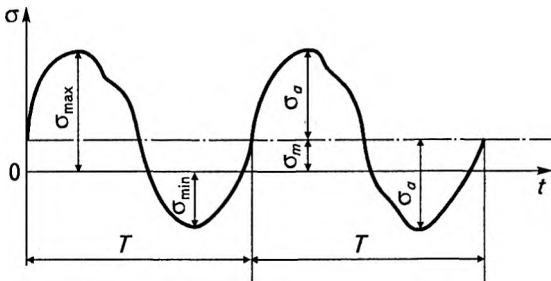


Рис. 2.9
Характеристики циклічних напружень, що змінюються за синусоїдним законом

У загальному випадку $\sigma_{\max} \neq \sigma_{\min}$, тобто цикл навантажування є асиметричним. Співвідношення між мінімальним і максимальним значеннями напружень називають *коефіцієнтом асиметрії циклу*:

$$R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}. \quad (2.6)$$

При $|\sigma_{\max}| = |\sigma_{\min}|$ коефіцієнт $R = -1$, і цикл називають *симетричним*. Якщо $\sigma_{\max} = 0$ або $\sigma_{\min} = 0$, то цикл називають *віддубльованим*. Відповідно границю витривалості за асиметричного циклу позначають σ_R , а за симетричного — σ_{-1} .

Границю витривалості зазвичай визначають на зразках (гладких або з надрізами), які обертаються й одночасно зазнають згинального навантажування за симетричним циклом. За результатами випробувань зразків будують діаграми втомленості. Цей метод уперше запропонував у 1858 р. німецький учений Вйолер. Тому ці діаграми ще називають діаграмами Вйолера.

Діаграми будують для різних за модулем навантажень за одногового коефіцієнта асиметрії у звичайних (рис. 2.10, а) або логарифмічних (рис. 2.10, б) координатах «напруження (σ_{\max} або σ_0) — кількість циклів до руйнування N ». Дослідження проводять також до утворення тріщин певного розміру або до певної кількості циклів навантажування, яке називають *базою* й позначають N_0 (рис. 2.10). База випробувань має бути не нижчою за 10^7 для сталей і 10^8 — для легких сплавів і кольорових металів.

Кількість циклів навантажування (напружень або деформацій), які здатен витримати конструктивний елемент без утворення тріщини від утомленості певної довжини або без руйнування від утомленості, називають *циклічною довговічністю*.

Як свідчать діаграми, зі зменшенням σ_{\max} довговічність конструкції зростає. Горизонтальна ділянка діаграми відповідає границі витривалості σ_R (крива 1), тобто за такого напруження будь-скільки циклів навантажування не спричинить руйнування.

На кривих утомленості кольорових металів та їх сплавів немає горизонтальної ділянки (крива 2), й для них визначають *границю обмеженої витривалості* — найбільше напруження, яке витримує сплав упродовж заданої кількості циклів навантажування.

Розрізняють мало- й багатоциклову втомленість. Якщо утворення тріщин або руйнування відбувається при $N \leq 5 \cdot 10^4$, то таку втомленість називають *малоцикловою*, при $N > 5 \cdot 10^4$ — *бага-*

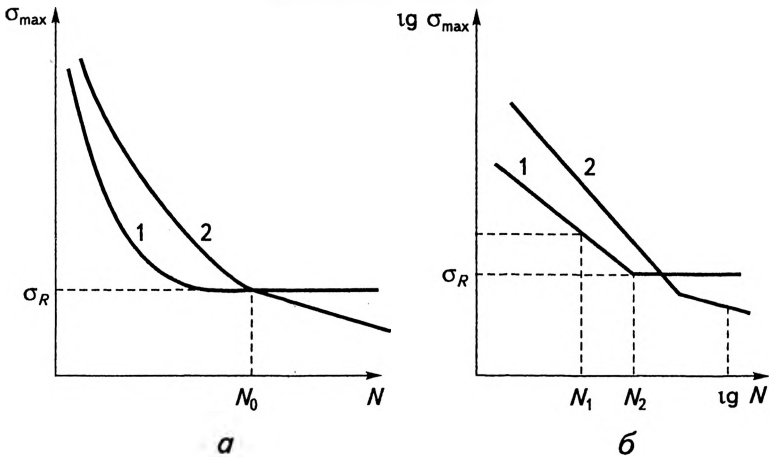


Рис. 2.10

Діаграми втомленості:

1 — сталей; 2 — кольорових металів і сплавів

тоцикловою (рис. 2.11). Проте такий поділ діаграм на області мало- й багатоциклової втомленості є досить умовним. Обґрунтованішим критерієм утомленості є напруження, що призводить до руйнування від утомленості. З цього погляду межею між двома зонами є так звана динамічна границя текучості $\sigma_{ТД}$, яку розуміють як границю текучості за даної швидкості навантаження, що визначається частотою циклів. Тоді малоциклової зоні відповідатиме область $\sigma_a > \sigma_{ТД}$, а багатоциклової — $\sigma_a < \sigma_{ТД}$.

Процес нагромадження пошкоджень від утомленості, який спричиняє виникнення й поширення тріщин, має випадковий характер, оскільки пов'язаний зі структурною неоднорідністю матеріалу, якістю поверхневого шару, конструктивними особливостями деталі тощо.

Границя витривалості знижується, якщо є концентратори напружень, чутливість до яких за симетричного циклу визначається ефективним коефіцієнтом концентрації напружень:

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1к}}, \quad (2.7)$$

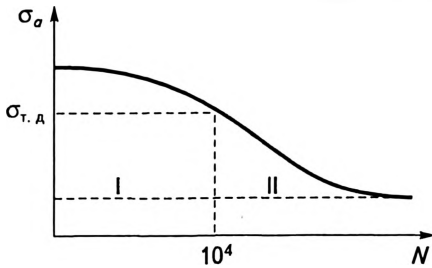


Рис. 2.11

Повна діаграма втомленості:
I, II — зони відповідно мало-
й багаточислової втомленості

де σ_{-1} і $\sigma_{-1к}$ — границі витривалості відповідно гладкого й надрізаного зразків.

Руйнування від утомленості порівняно з руйнуванням унаслідок статичного навантажування має свої особливості, які значною мірою відбиваються на зовнішньому вигляді зламу (рис. 2.12).

Руйнування починається на поверхні або поблизу поверхні в зонах інтенсивного зношування, концентраторів напружень (рис. 2.12, б, зона 2). Хід процесу руйнування відображує нагромадження дефектів, утворення тріщин (рис. 2.12, а), злиття їх в одну магістральну тріщину й швидке руйнування. В зоні 3 стабільного розвитку тріщин видно концентрично розташовані кільцеподібні борозни, які свідчать про стрибкоподібне поширення тріщини. Зона втомленості розвивається доти, доки в робочому перерізі, який поступово зменшується, виникнуть настільки великі напруження, що відбувається миттєве руйнування конструкції (зона доламу 4).

Одним із різновидів руйнування від утомленості є *зношування* — руйнування поверхневого шару матеріалу твердого тіла, зокрема в процесі тертя, що проявляється в поступовій зміні розмірів, форми або стану конструктивного елемента. Кількісною оцінкою процесу зношування є *знос*, який визначається *інтенсивністю зношування*

$$j_h = \frac{\Delta h}{L_\tau}, \quad (2.8)$$

h — лінійний знос; L_τ — шлях тертя, на якому сталося зношування.

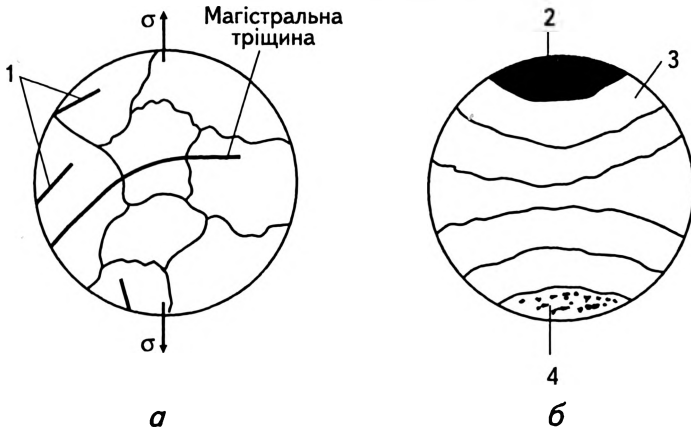


Рис. 2.12

Схема утворення магістральної тріщини (а)
та злам у разі руйнування від утомленості (б):

- 1 — початкова стадія утворення тріщини; 2 — зона зародження тріщини;
3 — зона стабільного розвитку тріщини; 4 — зона доламу

Швидкість зношування визначається зносом за одиницю часу t :

$$v_h = \frac{\Delta h}{t}. \quad (2.9)$$

Здатність матеріалу або виробу чинити опір зношуванню називають *зносостійкістю*, яка характеризується тривалістю роботи до гранично заданого зносу.

Інтенсивність лінійного зношування змінюється від 10^{-3} до 10^{-13} . Залежно від цього є 10 класів зносостійкості від 0 до 9, що дає змогу застосовувати розрахункові методи визначення терміну служби тієї чи іншої деталі або пари тертя. Відповідно до різновидів контактної взаємодії поверхонь тертя класи 0—5 відповідають пружному деформуванню ($j_h = 10^{-13} \dots 10^{-7}$); класи 6—7 — пружно-пластичному деформуванню ($j_h = 10^{-7} \dots 10^{-5}$); класи 8—9 — мікрорізанню ($j_h = 10^{-5} \dots 10^{-3}$). Наприклад, інтенсивність зношування зубів екскаватора — $10^{-3} \dots 10^{-4}$; різального інструмента —

$10^{-5} \dots 10^{-8}$; поршневих кілець і шийок колінчастих валів — $10^{-11} \dots 10^{-12}$.

Механізм зношування й знос залежать від багатьох факторів, які умовно об'єднують у три групи:

- зовнішній механічний вплив (навантаження, швидкості й температура, характер взаємодії тощо);
- фізико-хімічний вплив середовища;
- властивості матеріалів пар тертя.

Залежно від цього розрізняють зношування *механічне*, *корозійно-механічне* та *електроерозійне*. В загальному випадку між поверхнями тертя виникає надтонка (10^3 нм) плівка оксидів — вторинна структура, під якою розташовується сильно деформований шар із високою щільністю дислокацій. У разі нормального окиснювального зношування руйнується тільки вторинна структура, після видалення якої вона легко відновлюється, й процес багаторазово повторюється. Товщина зруйнованого шару становить $0,001 \dots 0,01$ мм.

За постійних нормальних умов зношування розрізняють три стадії процесу (рис. 2.13): *I* — *період притирання*, під час якого швидкість зношування поступово зменшується; *II* — *період сталого зношування*, коли можна прогнозувати знос і врахувати його при визначенні розмірів деталі; *III* — *період прискорення зношування* (за експоненціальним законом); в умовах експлуатації перехід до цієї стадії означає швидкий вихід деталей із ладу.

Визначення й прогнозування зносу в парах тертя є одним із найважливіших завдань експлуатаційної надійності механізмів і машин. Залежно від умов експлуатації пар тертя застосовують різні методи випробувань, які вивчаються в спеціальних курсах стосовно того чи іншого класу машин.

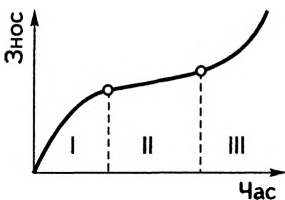


Рис. 2.13
Крива зношування

2.6 Конструкційна міцність матеріалів

Конструкційна міцність матеріалів — це складна комплексна характеристика, яка вбирає в себе фізико-механічні властивості матеріалів, а також показники надійності й довговічності роботи їх у реальній конструкції. Висока надійність забезпечується оптимальним поєднанням показників міцності, пластичності й ударної в'язкості.

Конструкційна міцність матеріалів набагато нижча від міцності матеріалів зразків за лабораторних вимірювань. Це пояснюється в основному геометричними формами конструкцій, для яких характерні різкі переходи від одного перерізу до іншого, наявність отворів та інших елементів, які спричиняють концентрацію напружень. Крім того, якість поверхонь реальних деталей і лабораторних зразків різна. Також на показники міцності реальних деталей істотно впливає технологія їх виготовлення й, насамперед, процеси зварювання, за яких, крім порушення однорідності матеріалу, виникають зварювальні термічні напруження.

Найбільше на конструкційну міцність впливають конструктивно-технологічні й експлуатаційні фактори в разі циклічних навантажувальних, які в реальних неоднорідних конструкціях «провокують» утворення тріщин від утомленості. Виходячи з цього розрізняють теоретичну й технічну конструкційну міцність.

Теоретична конструкційна міцність — це опір деформуванню й руйнуванню, який чинить ідеальний бездефектний матеріал згідно з фізичними розрахунками з урахуванням сил міжатомної взаємодії (див. рис. 1.9).

Технічна конструкційна міцність характеризується такими параметрами: тимчасовий опір (границя міцності) $\sigma_{ТЧ}$; границя текучості σ_T або умовна границя текучості $\sigma_{0,2}$; границя пружності $\sigma_{ПР}$ або умовна границя пружності $\sigma_{0,05}$; границя витривалості σ_R .

До критеріїв пластичності належать *відносне видовження* δ [див. формулу (2.1)], *відносне звуження* ψ [див. формулу (2.2)] та *ударна в'язкість*, яка характеризує питому роботу руйнування за динамічного навантажування.

Найважливішою характеристикою пластичності є відносне звуження ψ , яке визначає здатність матеріалу до локальних пластичних деформацій. Чим більша ця величина, тим менша ймовірність утворення тріщин.

Разом із тим зазначені показники міцності й пластичності не завжди дають змогу прогнозувати поведінку реальної конструкції або деталі. Особливо це проявляється в разі використання високоміцних матеріалів, для яких характерна підвищена крихкість. У зв'язку з цим важливо враховувати також показники опору матеріалу крихкому руйнуванню:

- *в'язкість руйнування* — критичне значення коефіцієнта інтенсивності напружень, яке характеризує роботу розвитку тріщини;
- *поріг холодноламкості* t_{50} , який визначає запас в'язкості та ймовірність переходу матеріалу в крихкий стан.

Основні механізми підвищення конструкційної міцності спрямовані на створення дрібнозернистої структури з розвинутою внутрішньою субструктурою. Не менш важливими є методи «заліковування» субмікроскопічних тріщин, що зменшує концентрацію напружень у локальних зонах, тобто методи зміцнення:

- деформаційне зміцнення (наклеп);
- твердорозчинне зміцнення (легування);
- зерномежове зміцнення (подрібнення зерен завдяки модифікуванню, легуванню, термообробці);
- дисперсне зміцнення, за якого відбувається виділення всередині зерен твердого розчину високодисперсних рівномірно розподілених частинок зміцнювальних фаз (наприклад, гартування й старіння).

Зазначені методи зміцнення забезпечують найліпше сполучення характеристик міцності й пластичності із низькою температурою в'язкокрихкого переходу (поріг холодноламкості). На цих методах ґрунтуються основні сучасні технологічні процеси термічної, хіміко-термічної, термомеханічної обробки, легування, модифікування та ін.

2.7 Класифікація механічних властивостей матеріалів і методи їх визначення

Визначення механічних властивостей починається ще на стадії виробництва металів і сплавів для забезпечення їхніх показників якості. Коли споживач вибирає матеріал для виготовлення тих чи інших конструкцій, то головним критерієм є саме рівень механічних характеристик з урахуванням умов експлуатації цих конструкцій. Оскільки під час виготовлення конструкцій та їх експлуатації на механічні властивості матеріалів істотно впливають температура, тиск, агресивність середовища тощо, необхідно здійснювати періодичний контроль механічних властивостей для виявлення небезпечних ділянок конструкції або окремої деталі, а також для оцінки залишкового ресурсу їхньої робоздатності.

Різноманітність умов експлуатації зумовлює велику кількість механічних випробовувань, але при цьому можна виокремити такі їхні основні класифікаційні ознаки:

- характер навантажування (розтягання, стискання, згинання, циклічне навантажування та ін.);
- швидкість навантажування (статичного або динамічного);
- тривалість процесу випробувань (короткочасні, тривалі).

У результаті механічних випробувань матеріалів визначають такі характеристики: пружність, міцність, пластичність, твердість, утомленість, тріщиностійкість, холодноламкість.

2.7.1

Механічні властивості, які визначаються за статичного навантажування

Статичні випробування — це механічні випробування, що проводяться за малих швидкостей деформування або навантажування.

Випробування на розтягання є найпоширенішими. Вони дають змогу дістати достатню інформацію про такі важливі механічні характеристики матеріалу, як пружність, текучість, міцність. Для випробувань використовують стандартні циліндричні або плоскі зразки, за результатами деформування яких будують діаграму розтягання в координатах «навантаження—абсолютне видовження» або «напруження—відносні деформації». На діаграмі розтягання можна виокремити три характерні області — пружного деформування, початку пластичного деформування та утворення й розвитку тріщин (див. рис. 2.3, крива 2).

У межах *області пружного деформування* (OA) зберігається прямо пропорційна залежність між напруженням і відносною деформацією [див. формули (2.3), (2.4)]. Напруження, що відповідає точці A, називають *границею пропорційності* $\sigma_{\text{пц}}$. Зазвичай визначають *умовну границю пропорційності*. Це таке напруження, за якого тангенс кута, утвореного дотичною до кривої деформування та віссю напружень, збільшується на 50 % свого значення на пружній (лінійній) ділянці. Оскільки значення $\sigma_{\text{пц}}$ дуже близькі до границі пружності $\sigma_{\text{пр}}$, їх часто ототожнюють.

Умовна границя пружності визначається як напруження, за якого залишкова деформація становить $\leq 0,05$ % початкової довжини зразка:

$$\sigma_{0,05} = P_{0,05} F_0. \quad (2.10)$$

Область початку пластичного деформування (AB). Напруження, за якого матеріал починає пластично деформуватися й у подальшому тече без помітного збільшення навантаження, називають *фізичною границею текучості* σ_T . Горизонтальну ділянку діаграми σ — δ називають *площинкою текучості*. Для характеристики багатьох металів і сплавів, що зміцнюються й не мають площинки текучості, використовують (у розрахунках на міцність) *умовну границю текучості* $\sigma_{0,2}$. Це напруження, за якого залишкове видовження становить 0,2 % початкової розрахункової довжини. Величиною $\sigma_{0,2}$ в умовах нормальних температур визначаються класи міцності матеріалів. Наприклад, для сталей при $\sigma_{0,2}$ низькою вважається міцність ≈ 650 МПа, середньою — 650...1300 МПа, високою ≥ 1300 ..1400 МПа.

Область утворення й розвитку тріщин (BC). *Границя міцності* (тимчасовий опір) $\sigma_{\text{тч}}$ — це найбільше напруження, яке виникає

в матеріалі перед руйнуванням зразка. Оскільки в пластичних матеріалах у результаті пластичного деформування зменшується площа перерізу зразка — утворюється шийка, то дійсний опір руйнуванню змінюється. *Істинна границя тимчасової міцності* $S_{Tч}$ визначається (див п. 2.2 і рис. 2.3) відношенням навантаження в момент руйнування до площі поперечного перерізу в місці руйнування:

$$S_{Tч} = P_p / F_p \quad (2.11)$$

Механічні властивості матеріалів $\sigma_{0,05}$, $\sigma_{0,02}$, $\sigma_{Tч}$, δ , ψ і модуль пружності E є базовими при постачанні конструкційних матеріалів і виборі їх для виготовлення конструкцій і деталей. Ці показники входять до розрахункових методик визначення міцності й ресурсу роботоздатності конструкцій.

Визначення твердості. *Твердістю називають здатність матеріалу чинити опір пластичній деформації за контактної взаємодії іншого, твердішого тіла — індентора — з поверхневими шарами матеріалу.*

Позначають твердість літерою Н (від нім. Die Härte — твердість) із відповідним позначенням методу, наприклад: твердість за Брінеллем — В, за Роквеллом — R. Число твердості виражається в паскалях, хоч, як правило, одиницю не вказують.

Визначення твердості є технологічною пробою, й число твердості може слугувати показником якості процесів термічної, хіміко-термічної і термомеханічної обробки, пластичного деформування та ін. За числом твердості можна опосередковано дістати уявлення й про інші фізико-механічні властивості матеріалу (міцність, пружність, зносостійкість). Твердість визначають: удавлюванням у поверхню матеріалу інденторів — кульки конуса або піраміди, дряпанням (для мінералів), за висотою відскоку бойка, що падає з певної висоти на поверхню випробуваного матеріалу; за періодом коливань маятника, що впирається в поверхню матеріалу. Найпоширенішим є методи вдавлювання інденторів різної форми й за різних навантажень. Ці методи потребують виготовлення зразків. Якщо визначення твердості проводять безпосередньо на конструкції, то використовують переносні прилади динамічної дії.

Розглянемо основні методи визначення твердості.

Метод Брінелля полягає у вдвлюванні у випробуваний матеріал загартованої сталевий кульки діаметром 10, 5 або 2,5 мм за постійного навантаження, й після припинення навантаження вимірюється діаметр відбитка, що залишився на поверхні зразка. Число твердості за Брінеллем визначається відношенням заданого навантаження P , МН, до площі поверхні утвореного сферичного відбитка F , мм²:

$$HB = P/F. \quad (2.12)$$

Площа поверхні сферичного відбитка

$$F = \pi Dh,$$

де D — діаметр кульки; h — глибина відбитка.

Оскільки глибину відбитка h вимірювати складніше, ніж його діаметр, то зазвичай її виражають через діаметр кульки D і діаметр відбитка d (рис. 2.14, а):

$$h = \frac{D - \sqrt{D^2 - d^2}}{2}.$$

Тоді площа поверхні відбитка

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

і число твердості

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} = \frac{2P}{\pi D^2 \left[1 - \sqrt{1 - \left(\frac{d}{D} \right)^2} \right]} \quad (2.13)$$

Твердість залишається постійною при $P/D^2 = \text{const}$ і $\varphi = \text{const}$. На підставі цього стандартом рекомендуються діаметри кульки й навантаження залежно від твердості матеріалу й товщини зразка (табл. 2.2).

Метод Брінелля використовують для матеріалів, які мають твердість $HB \leq 4500$ МПа, що пов'язано з можливістю деформування сталевий кульки — індентора.

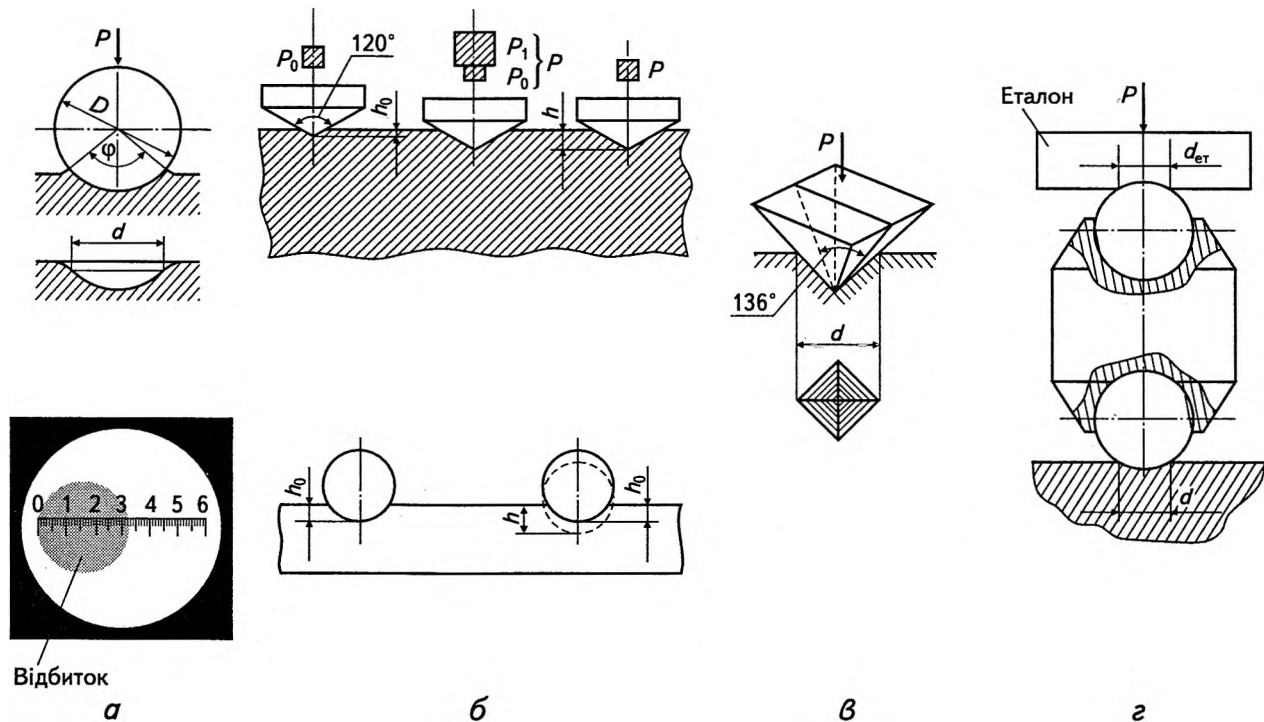


Рис. 2.14
Схеми методів визначення твердості:
 а — Брінелля; б — Роквелла; в — Віккерса; з — Польді

РОЗДІЛ 2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

Таблиця 2.2

Вибір діаметрів кульки й навантаження залежно від твердості матеріалу й товщини зразка

Матеріали	Інтервал твердості, МПа	Мінімальна товщина зразка, мм	Співвідношення між навантаженням і діаметром кульки ($k = P/D^2$)	Діаметр кульки, мм	Навантаження P , Н	Видержка під навантаженням, с
Чорні метали	4500... ...1400	6...3 4...2 2	300	10 5 2,5	30 000 7 500 1 875	10
	<1400	6 6...3 3	100	10 5 2,5	10 000 2 500 625	10
Кольорові метали	>1300	6...3 4...2 2	300	10 5 2,5	30 000 7 500 1 875	30
	350... ...1350	9...3 6...3 3	100	10 5 2,5	10 000 2 500 625	30
	80...350	6 6...3 3	25	10 5 2,5	2 500 625 156	60

Експериментальним шляхом встановлено, що для деяких матеріалів існує певний зв'язок між числом твердості за Брінеллем (НВ) та тимчасовим опором при розриві $\sigma_{ТЧ}$:

<i>Матеріали</i>	$\sigma_{ТЧ}$, МПа
Сталі з:	
НВ 1200...1750	0,34НВ
НВ 1750...4500	0,35НВ
Мідь, латунь, бронза:	
відпалені	0,55НВ
наклепані	0,4НВ
Алюміній і його сплави з НВ 200...450	(0,33...0,36)НВ
Дюралюміній:	
відпалений	0,36НВ
після гартування й старіння	0,35НВ

Твердість, яку визначено різними методами, за допомогою спеціальних таблиць можна перевести у твердість за Брінеллем.

Метод Роквелла полягає у вдавлюванні під заданим навантаженням у випробовувану поверхню (зразка або деталі) алмазного індентора у вигляді конуса з кутом при вершині 120° (шкали А і С твердоміра) або сталевий загартованої кульки (шкала В) (табл. 2.3). Відповідно числа твердості позначають HRA, HRB, HRC. Твердість за Роквеллом виражається в умовних одиницях. За одиницю твердості беруть величину, що відповідає осьовому переміщенню наконечника на 0,002 мм.

Таблиця 2.3

Умови проведення випробувань за методом Роквелла

Шкала	Позначення числа твердості за Роквеллом	Індентор	Межі вимірювання в одиницях твердості за Роквеллом	Навантаження, Н	Відповідна твердість за Брінеллем
A	HRA	Алмазний конус	70...89	600	3750...7820
B	HRB	Сталева кулька	20...100	1000	1050...2400
C	HRC	Алмазний конус	22...69	1500	2410...6830

Шкалу А (за навантаження $P = 600$ Н) використовують для дуже твердих матеріалів, твердість яких більша, ніж у загартованої сталі (тверді сплави, кераміка та ін.). При цьому навантаження P складається з попереднього навантаження $P_0 = 100$ Н та навантаження випробування P_1 .

За шкалою В оцінюють твердість м'яких матеріалів, таких, як мідь, латунь, бронза, алюміній, незагартована сталь. За шкалою С (при $P = 1500$ Н) вимірюють твердість переважно загартованої сталі.

Число твердості за Роквеллом можна обчислити так:

$$\begin{aligned} \text{HRA і HRC} &= 100 - E; \\ \text{HRB} &= 130 - E. \end{aligned}$$

Тут

$$E = \frac{h - h_0}{0,002}, \quad (2.14)$$

де h — глибина занурення індентора під дією загального навантаження; h_0 — те саме, під дією попереднього навантаження 100 Н.

Метод Віккерса полягає у вдавлюванні у випробовувану поверхню алмазного індентора, що має форму правильної чотиригранної піраміди з кутом при вершині 136° . Число твердості за Віккерсом — це відношення навантаження на індентор до площі поверхні відбитка:

$$\text{HV} = P/F = \frac{2 \sin(\alpha/2)}{d^2} = \frac{0,189P}{d^2}, \quad (2.15)$$

де α — кут при вершині, $\alpha = 136^\circ$; d — середньоарифметичне довжин обох діагоналей відбитка (рис. 2.15, *в*).

Діапазон навантажень: 50; 100; 200; 300; 500 і 1000 Н. Можливість застосування малих навантажень 50 і 100 Н дає змогу визначати твердість деталей малої товщини й тонких поверхневих шарів (цементованих, азотованих тощо). Метод застосовують для будь-яких матеріалів.

Вимірювання мікротвердості проводять на мікротвердомірах Віккерса, обладнаних мікроскопами. Твердість оцінюють за відбитком піраміди з кутом при вершині 136° , але за малих навантажень (від 0,05 до 5 Н). Відбиток при цьому має малі розміри, що дає змогу оцінювати твердість окремих зерен будь-яких матеріалів.

Метод Польді полягає в орієнтовному визначенні твердості за допомогою переносного приладу, принцип дії якого такий: кульовий або конічний індентор під дією удару, який наноситься вручну, вдавлюється водночас у випробовувану поверхню та в еталонний зразок, твердість якого відома (рис. 2.14, *г*).

Число твердості за Польді відповідно до методу Брінелля визначають за формулою

$$HB = HB_{\text{ет}} \left(\frac{d}{d_{\text{ет}}} \right)^2, \quad (2.16)$$

де $d_{\text{ет}}$ — діаметр відбитка еталонного зразка. Цей метод використовують для контролю великогабаритних виробів і деталей.

Сучасні прилади для вимірювання твердості динамічної дії розроблено на базі мікропроцесорної техніки. Вони забезпечують вихід на персональний комп'ютер і високу продуктивність контролю. Принцип дії цих приладів ґрунтується на вимірюванні швидкості пружного відскоку індентора від контрольованої поверхні. Швидкість відскоку є функцією твердості.

Електронний блок приладів забезпечує: підсилення й перетворення вхідних сигналів датчиків у цифровий код; математичну обробку; керування режимами вимірювання й індикацію результатів.

Механічний пристрій забезпечує рух індентора з твердосплавним кульковим наконечником діаметром 3,5 мм відносно поверхні контрольованого матеріалу та електричної котушки. Всередині індентора розміщено постійний магніт. При перетинанні магнітним полем витків катушки в ній виникає електрорушійна сила (ЕРС), пропорційна швидкості руху індентора.

Динамічні вимірювачі твердості застосовуються для деталей масою більш як 3 кг з товщиною стінки не менше ніж 10 мм. Чистота поверхні для контролю — не менше ніж Rz20. Проте для оцінки можливості застосування таких приладів слід урахувати не лише довжину стінки, а й жорсткість контрольованої системи в цілому.

Динамічні твердоміри мають різні функціональні можливості, кількість шкал і діапазони вимірювання. Наприклад, прилад ТДМ-2 (рис. 2.15) призначений для вимірювання твердості за Брінеллем (HB 900...4500) і Роквеллом (HRC 20...70).

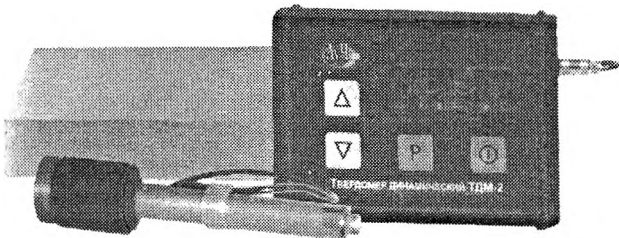


Рис. 2.15
Твердомір
ТДМ-2

2.7.2

Механічні властивості,
що визначаються за динамічного
навантажування

Динамічні випробовування відрізняються від статичних більшою швидкістю навантажування. При цьому необхідно розрізняти одноразові (імпульсні) та циклічні (знакозмінні) динамічні навантажування. Під час *одноразових динамічних випробовувань* визначають ударну в'язкість, холодноламкість і критичну температуру крихкості, а під час *циклічних (знакозмінних)* — границю витривалості й живучість (довговічність від моменту появи тріщини до руйнування).

Ударна в'язкість KC , Дж/м², визначається як відношення роботи руйнування при ударному згинанні на маятниковому копрі зразка з надрізом (концентратом) до площі його поперечного перерізу в площині зламу (рис. 2.16):

$$KC = K/S. \quad (2.17)$$

Роботу руйнування K обчислюють за відомими масою бойка маятника m і висотою падіння h . Найпоширенішими є зразки з $R = 1$ мм (U-подібний надріз) і $R = 0,25$ мм (V-подібний), а також із тріщиною від утомленості. Відповідно до цього ударна в'язкість позначається KCU , KCV або KCT .

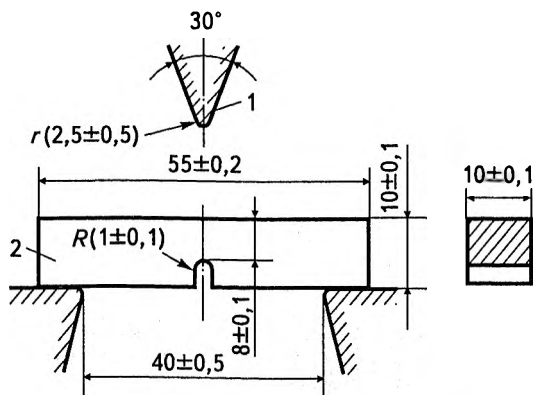


Рис. 2.16
Схема визначення
ударної в'язкості:
1 — боек маятника;
2 — зразок

У реальних конструкціях робота руйнування є інтегральною величиною, яка складається з роботи утворення тріщини $KC_{\text{ут}}$ і роботи поширення в'язкої тріщини $KC_{\text{п}}$:

$$KC = KC_{\text{ут}} + KC_{\text{п}}. \quad (2.18)$$

При руйнуванні крихких матеріалів основна частина роботи витрачається на утворення тріщини, а для її поширення потрібна незначна робота. При руйнуванні пластичних матеріалів робота поширення тріщини співставна з роботою її утворення або більша за неї.

Холодноламкістю називають схильність матеріалів до появи (або зростання) крихкості зі зниженням температури. Різні матеріали й сплави залежно від температури можуть зазнавати крихкого або в'язкого руйнування. Це зумовлюється в основному типом кристалічної решітки й хімічним складом. Так, метали з ОЦК-решіткою (α -Fe, Cr, Pb) схильні до різкого зниження ударної в'язкості за певної мінусової температури, а метали з ГЦК-решіткою (γ -Fe, Ni, Cu) належать до нехолодноламких.

Виготовляючи конструкції, необхідно оцінювати їхній температурний запас в'язкості. Для цього необхідно знати поріг холодноламкості матеріалу, з якого виготовляється конструкція, й температурні умови її експлуатації. Температурний інтервал між цими величинами й становить *запас в'язкості*. Поріг холодноламкості визначають під час випробування ударним згинанням надрізаних зразків за різних температур. За добутими даними будують графіки залежності ударної в'язкості від температури (рис. 2.17).

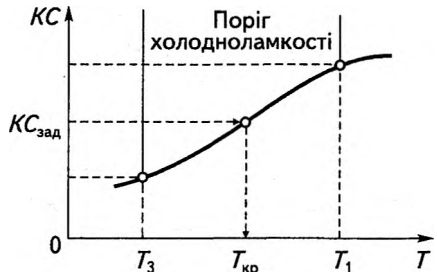


Рис. 2.17
Залежність ударної в'язкості від температури

Зниження ударної в'язкості відбувається в певному інтервалі температур T_1 — T_3 , який називають *порогом холодноламкості*. В цьому інтервалі злами можуть бути як в'язкими, так і крихкими. Температуру, яка відповідає заданій ударній в'язкості, називають *критичною температурою крихкості* $T_{кр}$.

Поріг холодноламкості можна визначити також за зовнішнім виглядом зламу, оцінюючи кількість волокна (в процентах) у матовій волокнистій складовій. Кількість волокна в зламі визначається як відношення площі волокнистого (в'язкого) зламу до площі перерізу зразка. За поріг холодноламкості беруть температуру, за якої в зламі спостерігаються приблизно рівні площі: по 50 % волокнистої й кристалічної (крихкої) складових. Це й є критична температура, яку позначають T_{50} . Для важливих деталей критичною вважають температуру, за якої зберігається 90 % волокнистої складової (T_{90}).

Механічні властивості, які виявляються за циклічних навантажувальних і методику визначення їх розглянуто в п. 2.5.

2.7.3

Вплив особливих умов експлуатації на механічні властивості металевих конструкційних матеріалів

До особливих умов експлуатації належать підвищені й низькі (див. п. 2.7.2.) температури, радіоактивне випромінювання, глибокий вакуум.

Вплив підвищених температур. Під час експлуатації металів і сплавів в умовах підвищених температур виявляються такі їхні важливі характеристики, як жаростійкість і жароміцність.

Жаростійкість — здатність металів і сплавів протистояти окисненню й газовій корозії за високих температур. Підвищення жаростійкості досягають за рахунок легування хромом, алюмінієм, кремнієм, які утворюють на поверхні оксидні плівки (Cr_2O_3 , Al_2O_3), непроникні для іонів основного металу й кисню. Сприяють підвищенню жаростійкості також захисні покриття,

склад яких визначається умовами експлуатації та складом агресивного середовища.

Структура жаростійких матеріалів має бути однофазною й однопорідною, чому сприяють такі види термообробки, як відпал і нормалізація.

Істотно підвищує жаростійкість чистота обробки поверхні деталей. Поліровані деталі окиснюються повільніше, оскільки оксиди рівномірніше розподілені по поверхні.

Жароміцність — це здатність матеріалу тривалий час чинити опір деформуванню й руйнуванню під навантаженням за підвищених температур, які більші за $0,3T_{пл}$. У таких умовах працюють деталі двигунів внутрішнього згорання, печей, котлів, турбін і т. ін.

У разі постійного навантаження матеріалів в умовах високих температур, що дорівнюють $(0,4...0,7)T_{пл}$, спостерігаються процеси *повзучості* (*крипу*), тобто повільне неперервне пластичне деформування матеріалу.

Основними показниками повзучості є *швидкість повзучості* та *умовна границя повзучості* — умовне напруження, що за даної температури спричиняє певну пластичну деформацію за певний інтервал часу. Умовну границю повзучості позначають $\sigma_{\delta/\tau}^T$, МПа. Наприклад, запис $\sigma_{1/10^5}^{550} = 130$ МПа означає, що напруження 130 МПа спричиняє деформацію 1 % за 10^5 год за температури $T = 550$ °С.

В умовах, коли повзучість виявляється за тривалих статичних навантажувальних, проводять випробування на *тривалу міцність* — здатність матеріалу чинити опір руйнуванню в умовах тривалого статичного навантаження за фіксованої температури. *Границю тривалої міцності* позначають σ_{τ}^T , МПа. Наприклад, запис $\sigma_{10^5}^{550} = 150$ МПа означає, що напруження 150 МПа спричиняє руйнування матеріалу за 10^5 год за температури $T = 550$ °С.

Основними факторами, які забезпечують вимоги до жароміцних сплавів, є висока ступінь легування такими елементами, як Cr, Mo, V і т. п., стабільність структури й міцність меж за великозернистої структури.

У реальних умовах за підвищених температур у металевих сплавах одночасно з повзучістю спостерігається явище *втомленості*. Процес деформування й руйнування матеріалу під дією

РОЗДІЛ 2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

циклічних нагрівань і охолоджень називають *термічною втомленістю*. В умовах утомленості за високих температур, як і в разі повзучості, формується субзеренна структура, й тріщини поширюються по межах зерен. Термічна втомленість відрізняється від механічної в основному тим, що напруження визначаються пружно-пластичними властивостями матеріалу.

Вплив радіоактивного випромінювання. У разі експлуатації металевих конструкцій в умовах радіоактивного випромінювання (космічного, сонячного, технологічного) менш стійкими виявляються метали с ГЦК-решіткою, а стійкішими — метали з ОЦК-і ГЦП-решітками. На властивості металів найбільше впливають нейтрони, які, не маючи заряду, здатні проникати вглиб кристалічної решітки. При цьому вони спричиняють порушення електронної структури, локальні підвищення температури, радіаційну ерозію, яка виникає на поверхні під дією високошвидкісних частинок.

Такі дефекти призводять до зміни структурно-чутливих властивостей, а саме: знижуються пластичність, в'язкість, підвищуються питомий електричний опір, міцність та опір малим пластичним деформаціям $\sigma_{0,2}$, тобто зростає ймовірність крихкого руйнування. Це й є найнебезпечнішим наслідком дії радіоактивного випромінювання. Наприклад, критична температура крихкості молібдену після дії нейтронного випромінювання підвищується від -30 до $+70$ °С.

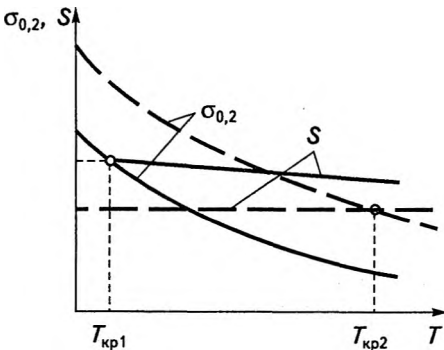


Рис. 2.18
Вплив нейтронного випромінювання на границю текучості та опір відриву за різних температур:

— до дії випромінювання;
- - - після

Крихке руйнування відбувається за умови рівності границі текучості $\sigma_{0,2}$ та опору відриву S за певної температури (рис. 2.18):

$$\sigma_{0,2} \approx S. \quad (2.19)$$

Як видно з графіків, критична температура крихкості після дії випромінювання істотно зростає.

Глибокий вакуум характеризується зовнішнім тиском $\approx 10^{-4} \dots 10^{-12}$ мм рт. ст. При цьому порушується термодинамічна рівновага між металом і газовим середовищем, і на межі відбуваються процеси конденсації або сублімації (від лат. *sublimare* — підносити), тобто метали одразу перетворюються на пару, минаючи рідку фазу. Один зі шляхів запобігання сублімації — це створення захисних покриттів, які мають більшу стійкість у вакуумі, ніж основний метал. Такі особливості мають керамічні матеріали, які складаються з оксидів та інших сполук Al, Be, Cr, Mg, Si, Ti, Zn. Такі сполуки здатні тривалий час працювати в умовах глибокого вакууму.

Інша проблема, яка виникає в разі експлуатації деталей в умовах глибокого вакууму, — холодне зварювання, яке пояснюється тим, що у вакуумі різко збільшується коефіцієнт тертя через відсутність оксидних плівок. Це ускладнює процес ковзання в парах тертя й призводить до «схоплювання» деталей. Рідкі мастильні матеріали при цьому використовувати неможливо, оскільки вони випаровуються. В таких умовах як мастильні матеріали використовуються золото, срібло, кобальт, нікель, а також довговічніші — графіт, MoS_2 , вольфрам.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

- 1 Які процеси відбуваються в твердих кристалічних тілах під дією зовнішніх навантажень?
- 2 У чому сутність пружної та пластичної деформації?

РОЗДІЛ 2

Фізико-механічні властивості металів і сплавів

- 3 Чим пояснюється явище зміцнення металу (наклеп) при пластичному деформуванні?
- 4 Які відновлювальні процеси застосовують для зняття структурної нестабільності, спричиненої наклепом?
- 5 Що таке текстура деформації і як вона впливає на властивості матеріалів?
- 6 Які основні параметри пружного деформування?
- 7 Що таке модуль пружності?
- 8 Які ознаки в'язкого й крихкого руйнування?
- 9 Що розуміють під утомленістю матеріалів?
- 10 Як поведуться метали під дією циклічних навантажень?
- 11 Що таке мало- й багатоциклова втомленість?
- 12 Що таке зношування матеріалу й чим воно характеризується?
- 13 Що таке в'язкість руйнування?
- 14 Якими параметрами характеризується технічна конструкційна міцність?
- 15 Які основні механічні властивості матеріалів визначають за статичних, динамічних і циклічних навантажень?
- 16 Що таке твердість? Які є методи визначення її?
- 17 Як визначається ударна в'язкість?
- 18 Що таке тріщиностійкість? Яким показником вона оцінюється?
- 19 Що характеризує поріг холодноламкості?
- 20 Як на механічні властивості металевих матеріалів впливають підвищені температури?
- 21 Що таке жаростійкість і жароміцність?
- 22 Як поведуться метали в умовах радіоактивного випромінювання й глибокого вакууму?

Розділ

3

Залізовуглецеві сплави

3.1

Характеристика основних компонентів і фазових складових залізовуглецевих сплавів

Сплави заліза з вуглецем — сталі й чавуни — є матеріальною базою практично всіх галузей промисловості, становлячи основу індустрії.

Залізо (Fe) — це метал VIII групи Періодичної системи елементів, світло-сріблястого кольору, який має густину $7,86 \text{ г/см}^3$ і температуру плавлення $(1539 \pm 5) \text{ }^\circ\text{C}$. Залізо в чистому вигляді через низьку міцність практично не використовується, і його властивості ще дуже мало вивчені. Тому далі йтиметься про технічно чисте залізо (армко-залізо), яке містить до 0,2 % домішок, у тому числі до 0,05 % вуглецю. Таке залізо широко використовується в електротехнічній промисловості. Міцність технічно чистого заліза невелика ($\sigma_{\text{ТЧ}} = 250 \text{ МПа}$); твердість НВ 800. Воно має досить високу пластичність; відносне видовження змінюється залежно від розміру зерна.

Поліморфні перетворення в технічно чистому залізі можна простежити за кривою охолодження (рис. 3.1). У твердому стані залізо може існувати у вигляді двох алотропічних модифікацій: $\alpha\text{-Fe}$ і $\gamma\text{-Fe}$. Об'ємноцентрована кубічна решітка $\alpha\text{-Fe}$ з періодом 28,6 нм існує за температур до $911 \text{ }^\circ\text{C}$. Магнітне перетворення при $T = 768 \text{ }^\circ\text{C}$ пов'язане з внутрішньоатомними змінами й не спричиняє перебудови решітки, а лише змінює магнітні властивості. За температур від 911 до $1392 \text{ }^\circ\text{C}$ меншу вільну енергію має гамма-модифікація заліза ($\gamma\text{-Fe}$), із гранецентрованою кубічною

решіткою, період якої 35,6 нм. В області температур від 1392 до 1539 °С технічно чисте залізо існує також у вигляді α -Fe з ОЦК-решіткою, період якої 29,4 нм (цю модифікацію іноді позначають δ -Fe, щоб відрізнити від низькотемпературної). Критичні точки на кривій охолодження заліза позначають так: 768 °С — A_2 ; 911 °С — A_3 ; 1392 °С — A_4 . Для визначення напрямку процесу (нагрівання чи охолодження) в ці позначення введено індекси: c — нагрівання, r — охолодження, наприклад, A_{c3} , A_{r4} (A — від франц. *arreter* — зупинка; c — *choffage* — нагрівання, r — *refroiduss monnt* — охолодження).

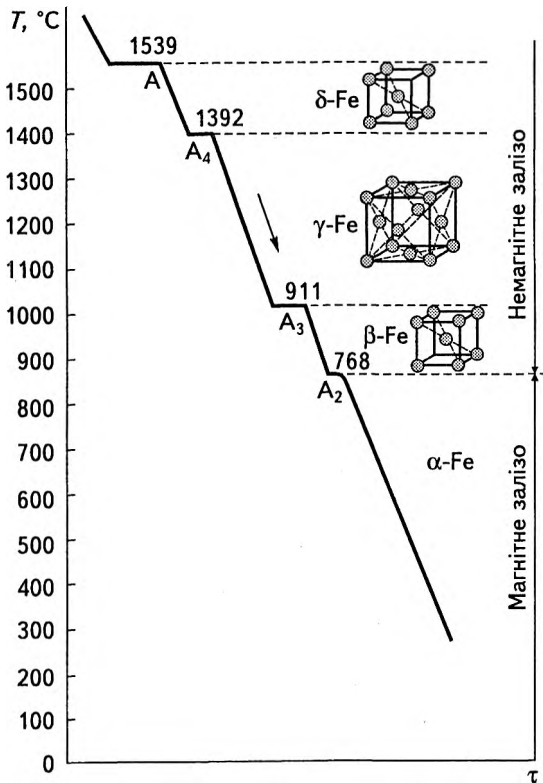


Рис. 3.1
Крива охолодження
чистого заліза

Вуглець (С) — неметал, належить до IV групи Періодичної системи елементів. Звичайними формами існування вуглецю у вільному стані є графіт та алмаз. Найстійкішою алотропічною модифікацією вуглецю з гексагональною кристалічною решіткою є *графіт* (Г), який має густину $2,25 \text{ г/см}^3$, температуру плавлення $3500 \text{ }^\circ\text{C}$ і невелику міцність ($\sigma_{\text{ТЧ}} \approx 20 \text{ МПа}$). З підвищенням температури міцність графіту зростає й досягає максимального значення при $T \approx 2500 \text{ }^\circ\text{C}$.

У разі хімічної взаємодії заліза з вуглецем відбувається розчинення вуглецю в рідкому й твердому станах, і утворюється хімічна сполука Fe_3C — цементит. У високовуглецевих сплавах за дуже повільного охолодження, коли переохолодження рідкої фази невелике, вуглець виділяється у вільному стані у вигляді графіту.

Твердий розчин проникнення вуглецю в α -залізі називають *феритом* (Ф) (від лат. Ferrum — залізо). За кімнатної температури розчинність вуглецю в α -Fe незначна ($\approx 0,006 \%$). Отже, ферит за складом і властивостями близький до технічно чистого заліза. Максимальна розчинність вуглецю в α -Fe ($0,025 \%$) спостерігається при $T = 727 \text{ }^\circ\text{C}$. Ферит м'який (НВ 80...100), пластичний.

Твердий розчин проникнення вуглецю в γ -залізі за температури $727 \text{ }^\circ\text{C}$ і вище називають *аустенітом* (А) (на честь англійського металознавця У. Робертса-Остена). Максимальна розчинність вуглецю в γ -Fe спостерігається при $T = 1147 \text{ }^\circ\text{C}$ і становить $2,14 \%$. При $T = 727 \text{ }^\circ\text{C}$ в γ -Fe розчиняється $0,8 \%$ С. Аустеніт має невисокі міцність і твердість і високу пластичність. Хімічні елементи, які розчиняються в аустеніті, можуть істотно впливати на його властивості.

Хімічна сполука Fe_3C (карбід заліза) — *цементит* (Ц) — утворюється за вмісту вуглецю $6,67 \%$. Для цементиту характерна ромбічна решітка зі щільним пакуванням атомів. Він має дуже високу твердість (НВ 8000...10 000), велику крихкість і практично нульову пластичність. Цементит — нестійка сполука й за певних умов розпадається з утворенням вільного графіту. Цей важливий факт має практичне значення для високовуглецевих сплавів.

У рідкому стані залізо добре розчиняє вуглець з утворенням однорідної рідкої фази.

За різної концентрації вуглецю в залізі залежно від температури утворюються зазначені вище фазові складові, які можуть існувати самостійно або як компоненти механічних сумішей.

3.2 Діаграма стану залізовуглецевих сплавів

Ця діаграма має велике практичне значення, оскільки залізовуглецеві сплави найпоширеніші в техніці. Ідея й початок створення (1868 р.) діаграми належать видатному російському металознавцеві Д. К. Чернову. Її розробку, яку продовжили вчені Ф. Осмонд, А. А. Байков, Г. Розебум, У. Робертс-Остен, було завершено наприкінці ХІХ ст.

Діаграма стану залізовуглецевих сплавів (рис. 3.2) — це графічне зображення областей існування їхніх фазових і структурних складових залежно від температури. Области існування тих чи інших складових відокремлюються лініями діаграми, що утворюються сукупністю критичних точок, знесених із кривих охолодження (див. рис. 3.1). Уміст вуглецю на діаграмі обмежується значенням 6,67 %. Саме за такої концентрації утворюється хімічна сполука Fe_3C — цементит, що по суті є другим компонентом. Лише ця частина діаграми має практичне значення, оскільки сплави з більшим умістом вуглецю дуже крихкі й майже не застосовуються.

На діаграмі (рис. 3.2, а) по осях ординат справа й зліва відкладено температури. Вісь абсцис здвоєна: по верхній осі відкладено вміст вуглецю від 0 до 6,67 %, а по нижній — вміст фазової складової цементиту. Можна побачити, що вміст цементиту дорівнює вмісту вуглецю (%), помноженому на 15.

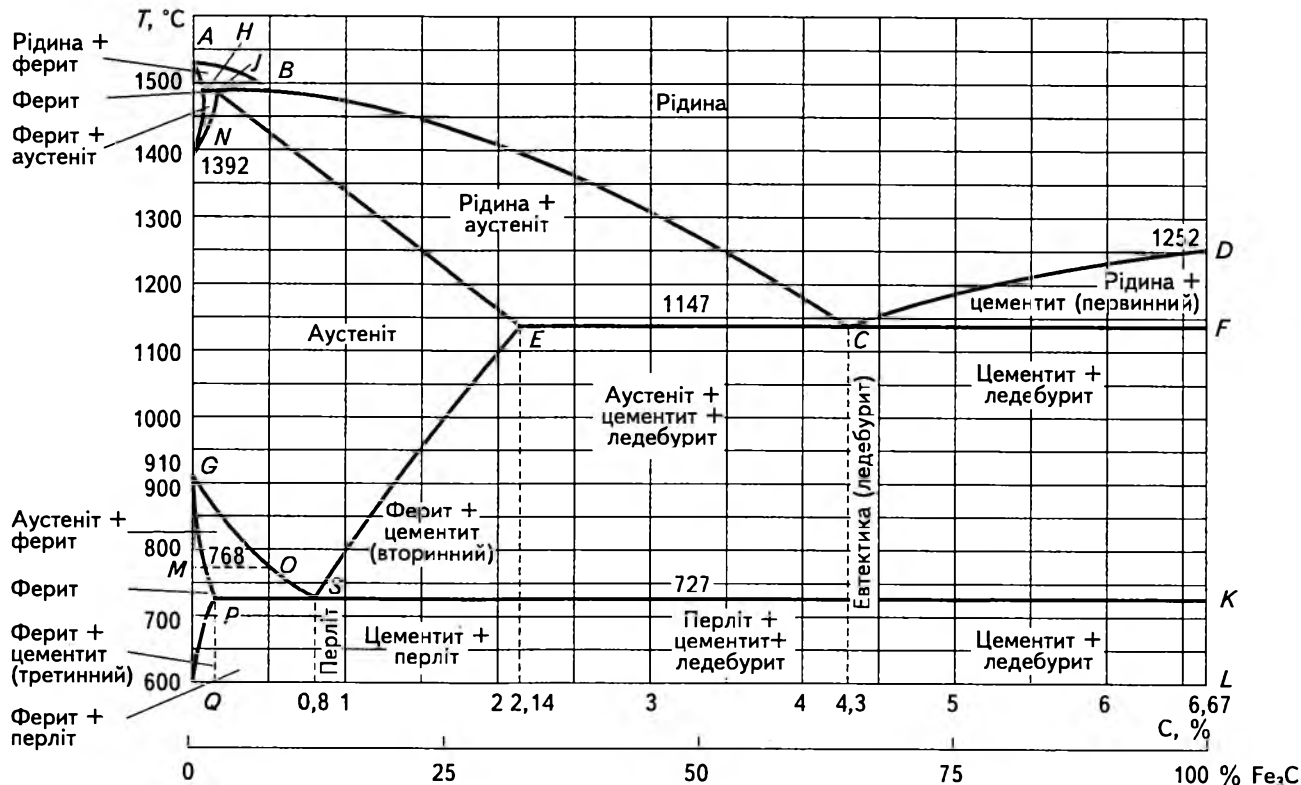
Як уже зазначалося, в результаті кристалізації сплавів на основі системи $Fe-C$, крім фериту, можуть утворюватися дві високовуглецеві фази: цементит або (в разі повільного охолодження) графіт. Цементит порівняно з графітом є менш стійкою — метастабільною (від італ. *meta* — половина, тобто напівстабільна фаза) складовою, оскільки під час його утворення приріст вільної енергії менший. Графіт — стабільна фаза. Відповідно розрізняють два типи діаграми стану — *метастабільну* «залізо—вуглець» (рис. 3.2, а) і *стабільну* «залізо—графіт» (рис. 3.2, б).

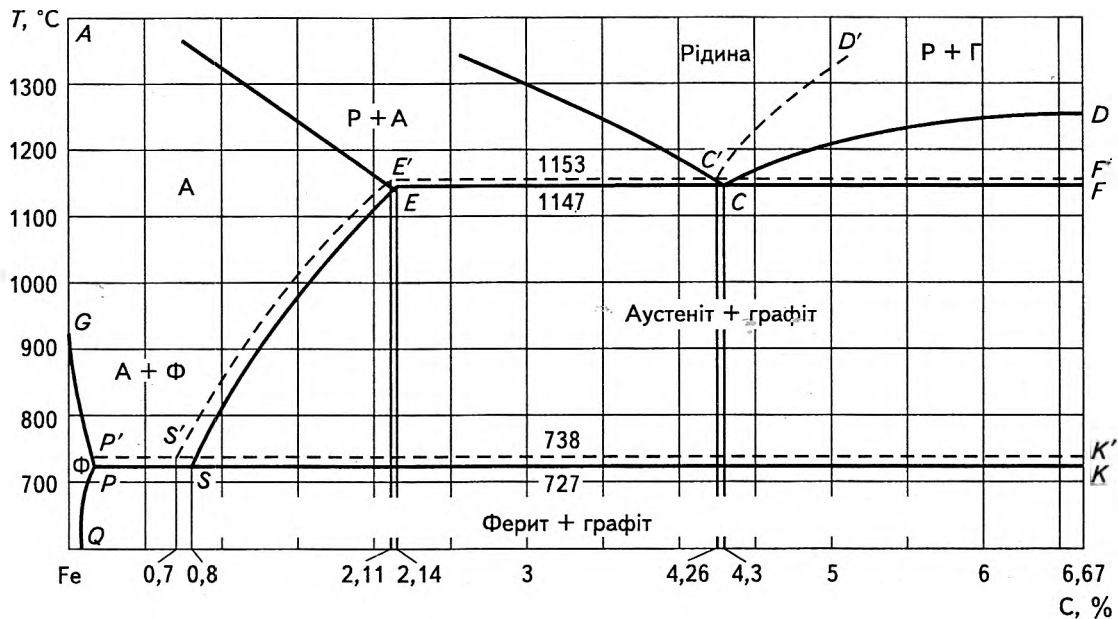
Розглянемо перетворення, що відбуваються в сплавах «залізо—вуглець» (рис. 3.2, а).

Вертикаль *AGO* відповідає перетворенням у чистому залізі, критичні точки для якого наведено на рис. 3.1. Вертикаль *DFKL* відповідає умовам існування стопроцентного цементиту, температура плавлення якого ≈ 1252 °С (точка *D*). Для спрощення виключаємо з розгляду високотемпературні перетворення в областях *AHN*, *HJN* і *ABJH*, умовно зводячи їх у точку *A*. Це допустимо, оскільки в результаті високотемпературних перетворень у досить обмеженій області утворюється одна фазова складова — аустеніт, яка зберігається для всієї області нижче за лінію *AE*.

Аналізуючи за діаграмою процес кристалізації й умови існування залізовуглецевих сплавів за концентрації вуглецю від 0 до 6,67 %, можна зазначити: зі зростанням вмісту вуглецю температура плавлення сплавів знижується по лінії *AC* від 1539 °С (для чистого заліза) до 1147 °С для сплаву з вмістом вуглецю 4,3 %. З подальшим зростанням вмісту вуглецю збільшується температура плавлення (лінія *CD*). Лінія *ACD* є ліквідусом, що показує температуру початку кристалізації зі зменшенням температури нижче за цю лінію. За вмісту вуглецю до 4,3 % з'являються кристали аустеніту, які існують разом із рідиною в області, обмеженій солідусом *AEC*. За вмісту вуглецю від 4,3 до 6,67 % по ліквідусу *CD* виділяється первинний цементит (C), який існує разом із рідиною в області, обмеженій солідусом *CF*. Отже, первинна кристалізація залізовуглецевих сплавів завершується по солідусу *AECF*. Подальші перетворення відбуваються в твердому кристалічному стані й є поліморфними.

За вмісту вуглецю від 0 до 2,14 % нижче від солідуса *AE* утворюється однофазна область твердого розчину вуглецю в γ -Fe — аустеніту, яка в міру зниження температури обмежується лінією *GSE*. Точка прямого евтектоїдного перетворення *S* відповідає вмісту вуглецю 0,8 %. За меншої концентрації (до 0,8 % C) по лінії *GS* з аустеніту виділяється збіднений вуглецем твердий розчин — ферит. За більшої концентрації ($\geq 0,8$ % C) по лінії *SE* утворюється область аустеніту й вторинного цементиту (C), який є продуктом розпаду аустеніту. За невеликого вмісту вуглецю (до 0,02 % при 727 °С і 0,006 % за кімнатної температури) існують невеликі області «чистого» фериту *QPG* і фериту з третинним цементитом — *OQP*.





б

Рис. 3.2

Діаграми рівноважного стану залізвуглецевих сплавів:

а — Fe—C (метастабільна); б — Fe—Γ (стабільна)

У точці S у результаті евтектоїдного перетворення утворюється евтектоїд — *перліт* (від «перламутр» — неоднорідна переливчаста структура), який є механічною сумішшю феритної й цементитної фаз. Перлітна складова є основою промислових залізовуглецевих сплавів. Перліт має пластинчасту пошарову будову, в якій пластинки цементиту чергуються з пластинками фериту. Механічні властивості перліту: HV 1800...2400; $\sigma_{T1} \approx 800$ МПа; $\delta \approx 10$ %. Загальна товщина шару, що складається з однієї пластинки цементиту й однієї пластинки фериту, становить приблизно 0,6...1 мкм. У результаті спеціальної обробки перліт може мати зернисту будову зі сфероїдальними утвореннями цементиту. За вмісту вуглецю до 0,8 % і $T < 727$ °С під час охолодження утворюється феритно-перлітна структура, а за вмісту вуглецю від 0,8 до 2,14 % — перлітно-цементитна.

Сплави заліза з вуглецем, що містять від 0,025 до 2,14 % вуглецю, а також інші елементи, називають сталями. Залежно від структури в рівноважному стані (рис. 3.3) їх поділяють на *доевтектоїдні* — феритні й феритно-перлітні з умістом вуглецю від 0,025 до 0,8 % (рис. 3.3, *a—в*), *заевтектоїдні* — перлітно-цементитні з умістом вуглецю від 0,8 до 2,14 % (рис. 3.3, *e*). Перлітну сталь з умістом вуглецю 0,8 % називають *евтектоїдною* (рис. 3.3, *г, д*).

Структурні властивості сталей визначаються вмістом вуглецю й постійних домішок.

За вмістом вуглецю сталі поділяють на *низьковуглецеві* (<0,3 % С), *середньовуглецеві* ($\approx 0,3... 0,7$ % С) та *високовуглецеві* (>0,7 % С).

За вмісту вуглецю від 2,14 до 6,67 % по лінії *ECF* при $T = 1147$ °С відбувається евтектичне перетворення з утворенням *ледебуриту* (Л) (на честь німецького вченого-металознавця А. Ледебура) — механічної суміші аустеніту з цементитом. Пряме евтектичне перетворення рідини на ледебурит відбувається за вмісту вуглецю 4,3 %. За вмісту вуглецю від 2,14 до 4,3 % у структурі після завершення первинної кристалізації утворюються складові А + Ц + Л. За вмісту вуглецю 4,3 % утворюється евтектичний сплав — механічна суміш — ледебурит, який має найнижчу температуру плавлення. За вмісту вуглецю від 4,3 до 6,67 % при $T < 1147$ °С структура складається з ледебуриту й цементиту. Такий структурний склад зберігається до температури

3.2

Діаграма стану залізовуглецевих сплавів

727 °С. Нижче від цієї температури аустеніт сам по собі й у складі ледебуриту стає нестійким і розпадається з утворенням перліту. Тому структурний склад сплавів з умістом вуглецю 2,14...4,3 % — це (П + Л (П + Ц) + Ц); 4,3 % — ледебурит (П+Ц); 4,3...6,67 % — Л (П+Ц)+Ц. Отже, ледебурит при $T < 727$ °С є подвійною механічною сумішшю перліту й цементиту. Твердість ледебуриту досить велика й становить НВ 7000. При цьому ледебурит дуже крихкий.

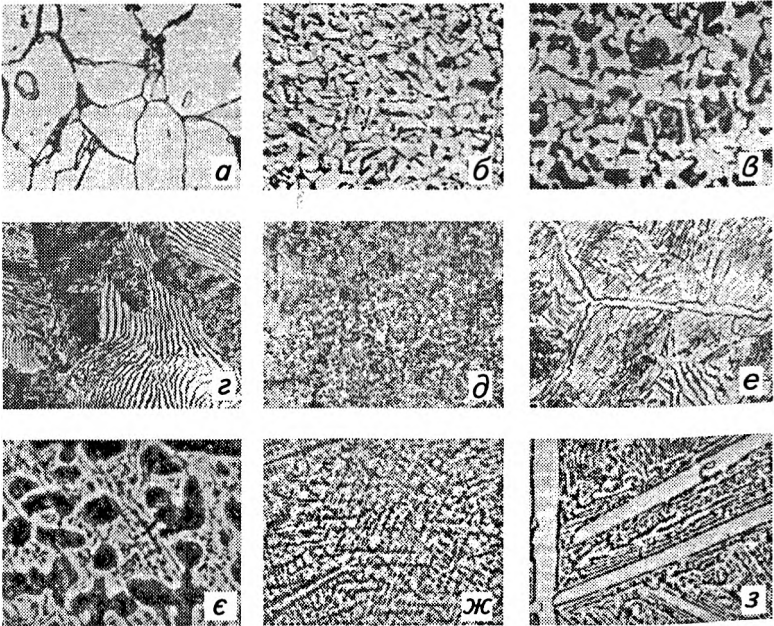


Рис. 3.3

Мікроструктури залізовуглецевих сплавів:

- а—в — доевтектоїдній сталі (а — феритної з 0,05 % С,
 б — феритно-перлітної з 0,15 % С; в — феритно-перлітної з 0,35 % С);
 г, д — евтектоїдній сталі з 0,8 % С (г — пластинчастого перліту;
 д — зернистого); е — заевтектоїдній перлітно-цементитної сталі з 1,2 % С;
 є—з — білих чавунів (є — доевтектичного з 3,2 % С, П + Л + Ц;
 ж — евтектичного з 4,3 % С, Л; з — заевтектичного з 5 % С, Л + Ц)

Сплави заліза з вуглецем, що містять від 2,14 до 6,67 % вуглецю, а також інші елементи, називають *чавунами*. Відповідно до структури в рівноважному стані їх поділяють на *доевтектичні* (П + Л + Ц) — за вмісту вуглецю 2,14...4,3 %; *заевтектичні* (Л + Ц) — за вмісту вуглецю 4,3...6,67 %. Ледебуритний чавун з умістом вуглецю 4,3 % називають *евтектичним* (рис. 3.3, ϵ —з).

Проаналізувавши структурний склад сталей і чавунів і розклавши механічні суміші (перліт і ледеburит) на фази, можна побачити, що вся система залізовуглецевих сплавів у метастабільному стані складається з двох фаз: фериту й цементиту.

Чавуни, в яких практично весь вуглець (окрім того, що у фериті) перебуває в хімічно зв'язаному стані у вигляді Fe_3C , називають *білими* (за матово-білим кольором зламу). Якщо чавуни, в яких частина вуглецю внаслідок штучних засобів (повільне охолодження, спеціальна термообробка) перебуває в структурно вільному стані у вигляді пластинчастого графіту, чавуни називають *сірими*. Злам таких чавунів має сірий колір.

Стабільну діаграму стану сплавів «залізо—графіт» наведено на рис. 3.2, б. Усі лінії цієї діаграми розташовуються вище за лінії діаграми для системи «залізо—вуглець». У сплавах на основі системи «залізо—графіт» евтектичне перетворення з утворенням механічної суміші А і Г відбувається при $T = 1153^\circ C$ (лінія $E'C'F'$). Евтектоїдне перетворення при $T = 738^\circ C$ відбувається по лінії $P'S'K'$, у результаті чого утворюється феритографітна механічна суміш. Відповідно точки діаграми С, Е і S зсунуто вліво ($C' = 4,26\% C$; $E' = 2,11\% C$; $S' = 0,7\% C$).

Процес утворення графіту в залізовуглецевих сплавах називають *графітизацією*. Для формування зародків графіту необхідно створювати спеціальні умови кристалізації, оскільки процес відбувається дуже повільно. Це пояснюється необхідністю значної дифузії атомів вуглецю й самодифузії атомів заліза від межі утворення графіту.

Після завершення процесу кристалізації структура сірих чавунів являє собою сталеву матрицю (феритну, феритно-перлітну або перлітну) з графітовими включеннями різної форми. Структура матриці сірих чавунів і форма графітових включень залежать від хімічного складу сплаву, швидкості охолодження, наявності нерозчинних домішок, які правлять за готові центри кристалізації й сприяють росту частинок графіту з рідкої й твердої фаз.

Залежно від форми графітових включень сірі чавуни поділяють на звичайні сірі, ковкі й високоміцні. У звичайних сірих чавунах графіт має пластинчасту форму (рис. 3.4, а). В ковких чавунах форма графіту пластівчаста (рис. 3.4, б) унаслідок тривалої термічної обробки (томління) білих чавунів з умістом вуглецю 2,5...3 %. У високоміцних чавунах графіт має кулясту форму (рис. 3.4, в) за рахунок модифікування розплаву з умістом вуглецю 3...3,6 % домішками магнію або церію. Разом із кулястим графітом у високоміцних чавунах може утворюватися графіт у

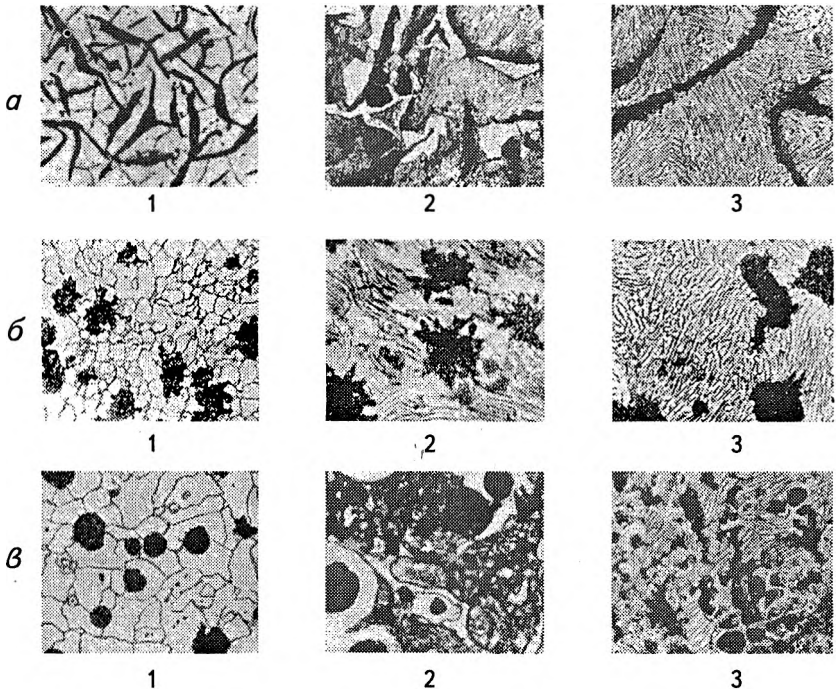


Рис. 3.4

Мікроструктури сірих чавунів:

а — звичайних із пластинчастим графітом; б — ковких із пластівчастим графітом; в — високоміцних із кулястим і (або) вермикулярним графітом;
1 — феритна основа; 2 — феритно-перлітна; 3 — перлітна

вигляді вермикулярних (від лат. *vermiculus* — черв'ячок) включень. Така форма є перехідною від пластинчастої до кулястої. Залежно від умов одержання вермикулярного чавуну співвідношення між вмістом кулястого й вермикулярного графіту може бути різним (рис. 3.4, *в*).

Утворення тієї чи іншої структури матриці в сірих чавунах визначається в основному співвідношенням вуглецю $C_{зв}$, що входить до складу цементиту, тобто хімічно зв'язаного в Fe_3C , і кремнію, а також швидкістю охолодження під час кристалізації. Зі збільшенням вмісту вуглецю й кремнію зростає ступінь графітизації, а це, своєю чергою, спричиняє зниження механічних властивостей чавуну. Саме тому вміст вуглецю обмежують доевтектичною концентрацією. Разом із тим зниження вмісту вуглецю спричиняє погіршення рідкотекучості.

Зі зменшенням швидкості охолодження також збільшується вміст графіту, але й зменшується вміст хімічно зв'язаного вуглецю. Визначаючи швидкість охолодження чавунних виливків, орієнтуються на товщину їхніх стінок: чим більша товщина стінки, тим менша швидкість охолодження й повніше відбувається графітизація. У зв'язку з цим стандартизовано твердість і границю міцності сірих чавунів різних марок залежно від товщини стінки виливка. Для орієнтовного визначення структурної основи сірих чавунів залежно від вмісту кремнію й вуглецю, а також від швидкості охолодження користуються структурними діаграмами (рис. 3.5). Для збалансування ступеня графітизації і ливарних властивостей вміст вуглецю обмежений $\approx 4,3$ %. Ця верхня межа береться для тонкостінних конструкцій, де необхідна висока рідкотекучість. Для товстостінних конструкцій вміст вуглецю можна брати за нижньою межею.

В області 1 (рис. 3.5) утворюється білий чавун зі структурою $P + C + L$, в якій практично весь вуглець перебуває в хімічно зв'язаному стані у вигляді цементиту. В області 2 вміст зв'язаного Fe_3C більший за 0,8 %. При цьому в структурі $P + C$ з'являється вільний графіт. Чавуни з такою структурою називають *половинчастими*. В областях 3, 3а і 3б структурні утворення відповідають сірим чавунам. Сірий перлітний чавун з вмістом зв'язаного вуглецю $\sim 0,8$ % утворюється в області 3, феритно-перлітний ($< 0,8$ % $C_{зв}$) — в області 3а і феритний зі структурою $\Phi + \Gamma$ — в області 3б, де практично весь вуглець знаходиться у вигляді графіту.

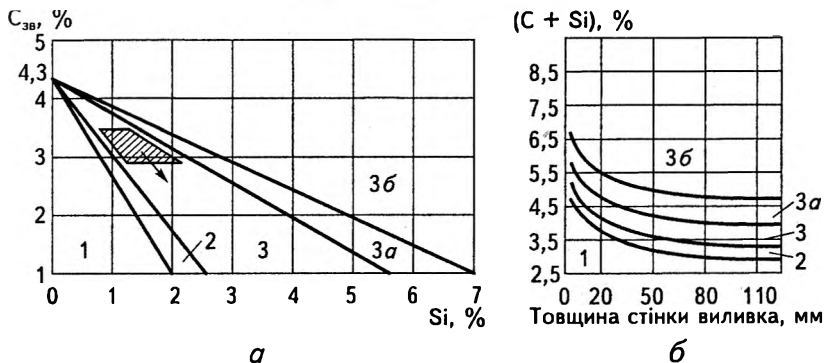


Рис. 3.5

Структурні діаграми чавунів:

a — залежність структури від умісту кремнію й вуглецю
(для товщини стінки вилівка 50 мм);

б — залежність структури матриці чавуну від товщини стінки й сумарного вмісту C + Si (1 — білий чавун; 2 — половинчастий; 3, 3а і 3б — відповідно якісний сірий перлітний, феритно-перлітний і феритний)

Фізико-механічні властивості сірих чавунів залежать від властивостей металевої основи, яка за своєю будовою аналогічна сталям. Вплив графітових включень виявляється в тому, що його пластинки, маючи дуже незначну міцність, діють як надрізи або тріщини в металевій основі, послаблюючи її. Саме тому розроблено методи одержання ковких і високоміцних чавунів, в яких завдяки зміні форми графітових включень цей негативний вплив істотно зменшено.

3.3

Вплив домішок на властивості залізовуглецевих сплавів

Сталі й чавуни як сплави заліза з вуглецем обов'язково містять домішки кремнію, мангану, сірки, фосфору, кисню, азоту й водню. Це пояснюється хімічним складом вихідних матеріалів і спе-

цифікою сучасних металургійних процесів плавлення сталей і чавунів, які не дають змоги повністю видалити ці домішки. Вміст вуглецю й постійних домішок у сталях і чавунах порівняно невеликий, однак вплив їх на фізико-механічні властивості й структурні перетворення під час нагрівання істотний.

Збільшення вмісту *вуглецю* в сталях і чавунах призводить до зростання вмісту найтвердішої фазової складової — цементиту, що, своєю чергою, підвищує твердість структури в цілому (рис. 3.6). Міцність при цьому зростає до концентрації вуглецю $\sim 0,9\text{...}1\%$, після чого починає знижуватися, що пояснюється крихким руйнуванням цементитної сітки, яка в заевтектоїдних сталях суцільно розташовується навколо перлітних зерен. Характеристики пластичності (відносні видовження й звуження, ударна в'язкість), навпаки, зі збільшенням умісту вуглецю істотно знижуються.

Постійні домішки *манган* (до 1,2 %) і *кремій* (до 0,37 %) позитивно впливають на властивості сталей, підвищуючи їхні міцність і пружність. Кремій, розчиняючись у фериті, зменшує пластичність сталі.

Сірка й *фосфор* у звичайних умовах негативно впливають на фізико-механічні властивості сталей і чавунів. Сірка з залізом утворюють сульфід (FeS), який, своєю чергою, сприяє виникненню механічної суміші низькоплавкої ($T_{\text{пл}} = 988\text{ }^\circ\text{C}$) евтектики

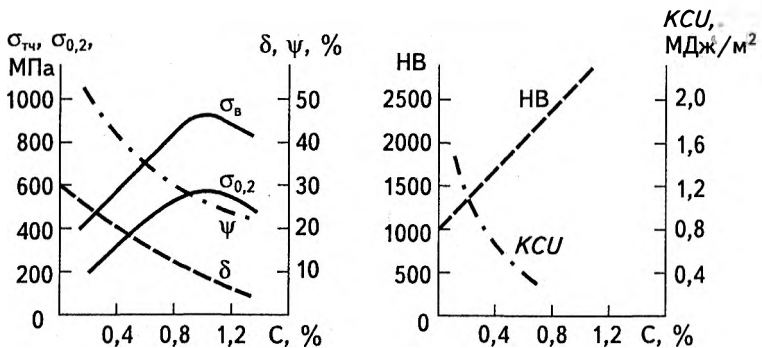


Рис. 3.6
Вплив вмісту вуглецю на властивості сталі

Fe + FeS. Під час кристалізації ця евтектика розташовується по межах зерен. У процесі гарячої обробки, коли температура нагрівання становить 800...1100 °C і більше, евтектика Fe + FeS плавиться, внаслідок чого порушуються зв'язки між зернами, й у структурі виникають мікротріщини. Це явище називають *червоноламкістю*.

Фосфор утворює із залізом тверді розчини й хімічні сполуки — фосфіди Fe₂P або Fe₃P. Це негативно впливає на в'язко-пластичні властивості залізвуглецевих сплавів, підвищуючи поріг холодноламкості.

Кисень, азот і водень трапляються в залізвуглецевих сплавах у газоподібному стані, у вигляді хімічних сполук FeO, SiO₂, Al₂O₃, FeN, які утворюють неметалеві включення. Вміст цих елементів коливається в межах від 0,0001 % (водень) до 0,007...0,008 % (азот, кисень). Незважаючи на невеликий уміст цих елементів, вони спричиняють підвищення крихкості сталей, утворення внутрішніх тріщин (флокенів), зниження ударної в'язкості й границі витривалості. Для зменшення вмісту азоту, кисню й водню під час плавлення здійснюють вакуумування розплаву.

У сталі й чавуни (також у сплави кольорових металів, що розглядатимуться далі) для зміни тих чи інших властивостей (твердості, в'язкості та ін.) штучно додають спеціальні *легуючі* (від лат. ligo — зв'язую) *елементи*, як металеві, так і неметалеві. Такі сплави називають *легованими*. Легуючі елементи (табл. 3.1), вступаючи у взаємодію із залізом і вуглецем, беруть участь в утворенні різних легованих фаз: легованих фериту, цементиту, аустеніту або карбідів.

Утворені під дією легуючих добавок аустенітні й феритні сплави практично не зазнають перетворень під час нагрівання й охолодження (рис. 3.7). Вплив карбідоутворювальних легуючих елементів проявляється в підвищенні твердості й тугоплавкості. До основних карбідоутворювальних легуючих елементів належать (за ступенем їхньої карбідоутворювальної здатності) Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti. Отже, Fe і Mn — найслабкіші карбідоутворювальні елементи, а Nb і Ti — найсильніші.

Слабкі карбідоутворювальні елементи (до 1...2 %) або сильні (десяті частки процента) не сприяють утворенню спеціальних карбідів. У цьому випадку атоми легуючих елементів частково заміщують атоми заліза в кристалічній решітці цементиту, утво-

РОЗДІЛ 3
Залізовуглецеві сплави

рюючи *легований цементит*, який за своїми властивостями близький до звичайного цементиту. Формула легованого цементиту M_3C (наприклад, $(Fe, Cr)_3C$ або $(Fe, Mn)_3C$), тобто на один атом вуглецю припадають три атоми металу.

Таблиця 3.1

Умовні позначення легуючих елементів у марках сплавів

Елемент	Символ	Умовні позначення в марках сплавів	
		залізовуглецевих	кольорових
Азот	N	А	–
Алюміній	Al	Ю	А
Берилій	Be	–	Б
Бор	B	Р	–
Ванадій	V	Ф	–
Вольфрам	W	В	–
Вуглець	C	У	–
Залізо	Fe	–	Ж
Кремній	Si	С	К
Кобальт	Co	К	–
Магній	Mg	–	Мг
Манган	Mn	Г	Мц
Мідь	Cu	Д	М
Молібден	Mo	М	–
Нікель	Ni	Н	Н
Ніобій	Nb	Б	–
Олово	Sn	–	О
Свинець	Pb	–	С
Селен	Se	Е	м
Срібло	Ag	–	Ср
Сурма	Sb	–	Су
Титан	Ti	Т	Т
Фосфор	P	–	Ф
Хром	Cr	Х	Х
Цинк	Zn	–	Ц
Цирконій	Zr	Ц	–

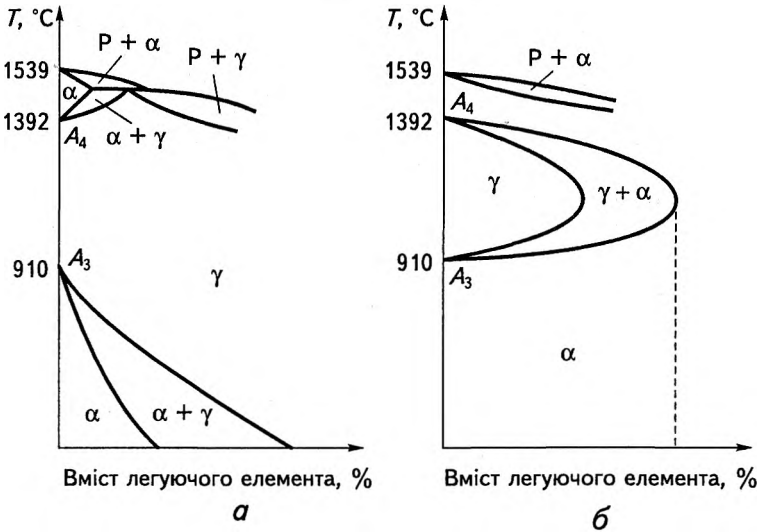


Рис. 3.7
Діаграми стану сплавів
«залізо—легуючий елемент»
для елементів, які розширюють:
а — γ -область; б — α -область

Сильні карбідоутворювальні елементи — Mo, W, V, Nb, Ti — утворюють з вуглецем фази проникнення з формулою M_3C (TiC, VC), тобто на один атом вуглецю припадає один атом металу. Такі фазові складові дуже тугоплавкі й практично не розчиняються в аустеніті. Для розчинення їх необхідна температура $\sim 1300^\circ\text{C}$.

За певного співвідношення Cr, W і Mo (типу M_6C) утворюються складні карбіди, які розчиняються в аустеніті, але для цього потрібні ще більша температура й велика видержка.

Отже, залежно від типів легуючих елементів, кількості їх у структурі легованих сталей утворюються карбіди, що добре розчиняються в аустеніті (типу M_3C), важкорозчинні складні карбіди (типу M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$) і нерозчинні (типу MC).

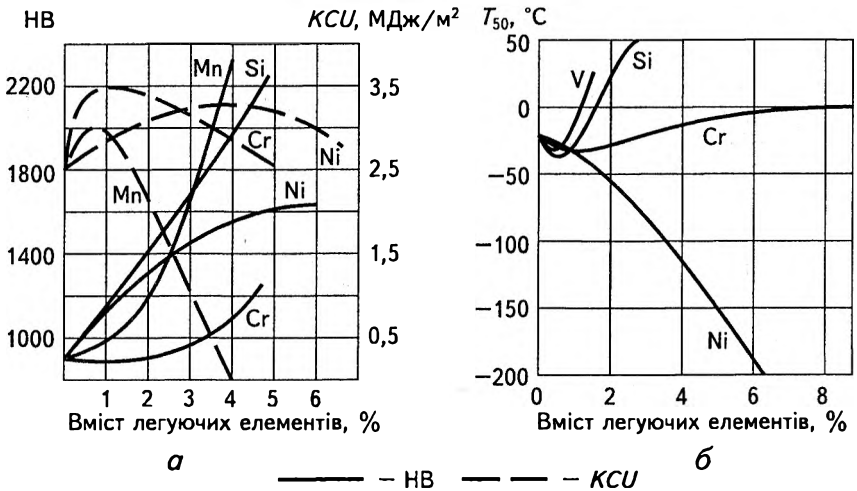


Рис. 3.8
Вплив легуючих елементів на властивості фериту

Основою більшості легованих сталей є легований ферит. У результаті легування міцність фериту зростає. Оскільки елементарні частинки легуючих добавок різні за розмірами й будовою, то внаслідок взаємодії їх у кристалічних решітках виникають напруження, що спричиняють зміну періодів і відповідно властивостей фериту (рис. 3.8). Порівнюючи вплив різних елементів, можна відзначити ефективність використання нікелю, який підвищує твердість, практично не знижуючи ударної в'язкості (рис. 3.8, *a*), й суттєво знижує поріг холодноламкості (рис. 3.8, *б*). Інші елементи (Cr, Si, V) підвищують поріг холодноламкості. Вплив Mn, Cr, Ni та інших елементів на γ -фазу — аустеніт — виявляється в підвищенні його стійкості під час охолодження. Це дуже суттєво в разі термічної обробки легованих сталей.

Легуючі елементи, які розчиняються в аустеніті, підвищують його твердість за нормальної й високої температур. Для легового аустеніту характерні низька границя текучості за порівняно високих показників міцності, тобто такий аустеніт швидко зміцнюється внаслідок холодного деформування.

3.4 Класифікація й маркування сталей і чавунів

Вибір сталей, чавунів та інших сплавів і позначення їх у технічній документації здійснюють згідно з прийнятою класифікацією й системою маркування.

Сталі класифікують за такими ознаками:

- за хімічним складом — *вуглецеві й леговані*;
- за загальним призначенням — *конструкційні* (будівельні й машинобудівні), *інструментальні*;
- за ступенем розкиснення — *киплячі* (кп), *спокійні* (сп) й *напівспокійні* (пс);
- за якістю, що визначається вмістом шкідливих домішок S і P, — *звичайної якості* (до 0,05 % S, до 0,04...0,06 % P), *якісні* (до 0,035 S, до 0,035 % P), *високоякісні* (до 0,025 % S, до 0,025 % P), *особлиовисокоякісні* (до 0,015 % S, до 0,015 % P).

У п. 3.2 вже було обумовлено класифікацію сталей за структурою в рівноважному стані (доевтектоїдні, евтектоїдні, заевтектоїдні), за вмістом вуглецю (низько-, середньо- й високовуглецеві) і легуючих елементів (низько-, середньо- й високолеговані). Це опосередковано з'ясовується при розкритті марок сплавів, а безпосередньо в марках наводяться літерно-цифрові позначення хімічного складу й розкриваються особливості виготовлення або загальне призначення сплаву.

Конструкційні сталі звичайної якості позначають літерами Ст і цифрами від 0 до 6, які є умовними номерами сталей (наприклад, Ст3, Ст0). Ці сталі залежно від призначення й гарантованих заводом-постачальником властивостей розподіляють на три групи:

- А — постачаються за механічними властивостями (табл. 3.2), а хімічний склад не регламентується (Ст0—Ст6) і застосовуються в основному тоді, коли вироби з них не зазнають гарячої обробки (зварювання, кування та ін.);
- Б — постачаються за хімічним складом (табл. 3.3), а механічні властивості не гарантуються (БСт0—БСт6) і застосовуються

тоді, коли вироби з них піддаються термічній обробці й гарячій обробці тиском (штамбування, кування);

- В — постачаються за механічними властивостями й хімічним складом (ВСт1—ВСт5) і застосовуються для виробів, що зазнають зварювання.

У конструкційних сталях звичайної якості збільшення умовного номера від 1 до 6 свідчить про збільшення вмісту вуглецю й відповідно твердості, проте сам уміст вуглецю можна визначити лише за таблицями стандарту.

Ступінь розкиснення позначають додатковими індексами. Крім того, після марки вказується категорія нормованих показників (цифри від 1 до 5), наприклад, Ст1кп, ВСт6сп, ВСт3сп5.

Спокійними й напівспокійними виробляють сталі від Ст1 до Ст6, киплячими — від Ст1 до Ст4 усіх трьох груп. Сталь Ст0 за ступенем розкиснення не виділяють.

Таблиця 3.2

**Механічні властивості конструкційних сталей
звичайної якості групи А***

Марка	$\sigma_{TЧ}$	$\sigma_{0,2}$	δ , %, не менше
	МПа		
Ст0	300	—	22
Ст1	310...410	—	32
Ст2	330...430	205	31
Ст3	370...480	225	25
Ст4	410...530	245	23
Ст5	490...625	265	19
Ст6	>585	294	14

* Наведено механічні властивості спокійної сталі.

Залежно від нормативних показників (механічні властивості, хімічний склад) сталі груп А, Б, В поділяються на категорії: група А — 1, 2, 3; група Б — 1, 2; група В — 1, 2, 3, 4, 5.

Сталі усіх груп з умовними номерами 1, 2, 3, 4 виготовляють киплячими, напівспокійними й спокійними, з номерами 5 та 6 —

напівспокійними й спокійними. Категорію сталі вказують наприкінці позначення марки, наприклад: Ст3пс2; БСт3кп2; ВСт4пс2.

Механічні властивості сталей групи В відповідають нормам для аналогічних сталей групи А (див. табл. 3.2), а хімічний склад — нормам для тих самих марок сталей групи Б (див. табл. 3.3). Наприклад, сталь ВСт4сп має такі самі механічні властивості, що й сталь Ст4сп групи А, і хімічний склад, як у сталі БСт4сп.

Таблиця 3.3

Хімічний склад конструкційних сталей звичайної якості групи Б

Марка	Вміст, %						
	С	Mn	Si			S	P
			кп	пс	сп		
БСт0	<0,23	—	—	—	—	0,06	0,07
БСт1	0,06...0,12	0,25...0,5	0,05	0,05...0,17	0,12...0,3	0,05	0,04
БСт2	0,09...0,15	0,25...0,5	0,05	0,05...0,17	0,12...0,3	0,05	0,04
БСт3	0,14...0,22	0,3...0,65	0,07	0,05...0,17	0,12...0,3	0,05	0,04
БСт4	0,18...0,27	0,4...0,7	0,07	0,05...0,17	0,12...0,3	0,05	0,04
БСт5	0,28...0,37	0,5...0,80	—	0,05...0,17	0,15...0,35	0,05	0,04
БСт6	0,38...0,49	0,5...0,80	—	0,05...0,17	0,15...0,35	0,05	0,04

Більшість сталей виплавляють спокійними, тому в марці ця ознака не показується, за винятком сталей звичайної якості, наприклад, Ст3сп, ВСт5сп.

Конструкційні якісні сталі випускають вуглецевими й легованими з обмеженим умістом (до 0,035 %) сірки й фосфору.

Вуглецеві якісні сталі (табл. 3.4) позначають двома цифрами, які показують середній уміст вуглецю в сотих частках процента: 05; 08; 10; 15; 20; 25; 30...85.

Сталі, призначені для лиття (містять до 0,52 % кремнію), позначають двома цифрами, які показують уміст вуглецю в сотих частках процента, й великою літерою Л, наприклад, 15Л, 20Л, 45Л, 50Л.

Високоякісні й особливовисокоякісні — це переважно *леговані сталі*. Для позначення їх стандартами передбачено літерно-

Таблиця 3.4

**Склад і механічні властивості
деяких якісних вуглецевих сталей**

Марка	Вміст вуглецю, %	$\sigma_{Tч}$	$\sigma_{0,2}$	δ , %	KCU*, Дж/см ²
		МПа			
08	0,05...0,12	320	196	33	—
10	0,07...0,14	330	205	31	—
15	0,12...0,19	370	225	27	—
20	0,17...0,24	410	245	25	—
25	0,22...0,30	450	275	23	88
30	0,27...0,35	490	295	21	78
35	0,32...0,40	530	315	20	69
40	0,37...0,45	570	335	19	59
45	0,42...0,50	600	355	16	49
50	0,47...0,55	630	357	14	38
55	0,52...0,60	650	380	13	—
60	0,57...0,65	680	400	12	—

* Для термічно оброблених (гартування + відпускання) зразків.

цифрову систему. Перші дві цифри показують середній вміст вуглецю в сотих частках процента (25Г2С, 09ГС). Це конструкційні леговані сталі.

Вуглецеві інструментальні сталі випускають якісними й високоякісними. Позначають їх літерою У (від рос. углерод) і цифрами від 7 до 13, які показують середній вміст вуглецю в десятих частках процента, наприклад, У7, У8. Відмінність у маркуванні якісних і високоякісних сталей полягає в тому, що наприкінці позначення марок високоякісних сталей ставиться літера А, наприклад, У8А, У13А. Підвищений вміст мангану також зазначається в марці (У8ГА).

У марках **легованих інструментальних сталей** перші цифри означають вміст вуглецю в десятих частках процента. Якщо вміст вуглецю 1 % і більше, то цифри не ставлять (наприклад, ХВГ,

X12M). Легуючі елементи позначаються відповідними літерами (див. табл. 3.1) після цифр, що показують уміст вуглецю. Якщо після позначення легуючого елемента в марці цифр немає, то це означає, що вміст цього елемента в сталі не більший за 0,5...1,5 %. Виняток становлять ванадій і молібден, уміст яких у більшості сталей — 0,1...0,3 %. Якщо вміст легуючого елемента більш як 1,5 %, то відповідна цифра після позначення цього елемента показує його середній уміст у процентах. Наприклад, 40XHM — сталь з 1,5 % Cr і Ni, до 0,03 % Mo, якісна; 40XH2MA — високоякісна сталь з ~2 % Ni. Аналогічно особливовисокоякісні сталі позначаються літерою Ш наприкінці марки.

Таблиця 3.5

Закордонні аналоги деяких сталей

Країни СНД, ГОСТ	Німеччина, DIN	США, ASTM	Японія, JIS
Ст3	St50-2	—	—
10	CK10	1010	S9sk
У8	C85W2	W1-0/8c	SK5
15X	15Cr3	5115	SCr415
40X	41Cr4	5140	SCr440
30XM	25CrMo4	4130	SCM430, SCM2
12XНЗА	14NiCr10*	—	SNC815
20XГНМ	21NiCrMo2	8620	SNCM220
08X13	X7Cr13*	410S	SUS410S
20X13	X20Cr13	420	SUS420J1
12X17	X8Cr17	430(51430**)	SUS430
12X18H9	X12CrNi189	302	SUS302
08X18H10T	X10CrNiTi189	321	SUS321
10X13CЮ	X7CrAl13*	405**(51405)**	SUS405*
20X25H20C2	X15CrNiSi2520	30314,314	SCS18*, SUH310*

Примітки. DIN — Deutsche Industrienorm; ASTM — American Society for Testing Materials; JIS — Japanese Industrial Standard. * Сталь, наближена за складом. ** Стандарт SAE.

Наведені правила маркування сталей мають загальний характер. Від цих правил є відхилення. Наприклад, літера А на початку марки позначає автоматну сталь, всередині марки — вміст азоту. Літера Ш на початку марки позначає шарикопідшипникову сталь. Далі, коли розглядимуться сталі за їхніми призначенням і раціональним використанням, особливості маркування додатково визначатимуться.

У різних країнах світу маркування сталей відрізняється (табл. 3.5).

Чавуни залежно від особливостей структури поділяють на білі й сірі (див. п. 3.2). *Білі чавуни* характеризуються високими твердістю й зносостійкістю, але практично не обробляються різанням і мають невисокі механічні властивості. Використання їх обмежене, й вони не стандартизовані. Більше використовується *вибілений чавун*, серцевина якого має структуру сірого або високоміцного чавуну, а поверхневий шар — ледебуритно-перлітну структуру білого чавуну.

Сірі чавуни залежно від форми графітових включень розподіляються на власне сірі, ковкі та високоміцні.

Сірі чавуни із пластинчастим графітом позначають літерами СЧ і двозначним числом, що показує границю міцності при розтяганні, наприклад, СЧ 25 (250 МПа).

Ковкі чавуни з пластівчастим графітом позначають літерами КЧ і двома числами через дефіс, перше з яких показує границю міцності при розтяганні, а друге — відносне видовження, наприклад, КЧ 30—6, КЧ 70—2 (відповідно 300 і 700 МПа).

Високоміцні чавуни із кулястим графітом позначають літерами ВЧ і цифрами, які показують границю міцності при розтяганні й відносне видовження, наприклад, ВЧ 800—2. Так само позначають і *чавун із вермикулярним графітом* — ЧВГ 400—2.

Спеціальні чавуни — це чавуни зі спеціальними властивостями: антифрикційні, зносо-, корозійно-, жаростійкі й жароміцні.

Антифрикційні чавуни — це, як правило, сірі, ковкі або високоміцні чавуни, що позначаються відповідно АЧС—1 — АЧС—6; АЧК—1, АЧК—2; АЧВ—1, АЧВ—2, де цифри означають умовні номери.

За стандартом зносостійкі, жароміцні й корозійностійкі чавуни леговані хромом, алюмінієм, кремнієм, титаном та іншими

елементами. Позначають такі чавуни літерою Ч, за якою йдуть позначення легуючих домішок і цифри, що показують уміст їх у процентах (наприклад, ЧХ22, ЧС15, ЧЮ22Ш). Літера Ш наприкінці означає кулясту форму графіту.

Докладніше марки чавунів розглянуто в розд. 7.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

- 1 Які основні компоненти залізовуглецевих сплавів?
- 2 Які фазові складові утворюються в разі взаємодії заліза з вуглецем?
- 3 Які перетворення відбуваються в сплавах на основі систем $Fe-Fe_3C$ і $Fe-C$?
- 4 Як змінюється структурний і фазовий склад сталей і чавунів залежно від умісту вуглецю й температури?
- 5 Як поділяються сталі й чавуни залежно від умісту вуглецю й структури?
- 6 Як уміст вуглецю впливає на механічні властивості сталі?
- 7 Що таке графітизація?
- 8 Як на властивості залізовуглецевих сплавів впливають домішки кисню, водню, сірки, фосфору?
- 9 Що таке леговані сплави?
- 10 Які основні легуючі добавки й як вони впливають на властивості фазових складових залізовуглецевих сплавів?
- 11 За якими основними ознаками класифікують сталі?

РОЗДІЛ 3

Залізовуглецеві сплави

12. Які ознаки покладено в основу класифікації чавунів?
13. У чому полягають особливості маркування легированих сталей?

Розділ

4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

4.1

Загальні поняття

Фізико-механічні й технологічні властивості металів і сплавів у більшості реальних ситуацій не задовольняють умови виготовлення або експлуатації тієї чи іншої деталі. Для зміни цих властивостей у потрібному напрямі застосовують методи термічної обробки металів і сплавів.

Термічною обробкою (термообробкою) називають сукупність послідовних технологічних операцій нагрівання, видержки й охолодження металів і сплавів для зміни їхніх структури й фізико-механічних властивостей у потрібному напрямі шляхом керованих структурних перетворень.

Під дією теплової енергії в процесі термічної обробки в металах і сплавах відбуваються внутрішні перетворення, внаслідок чого змінюється їхня мікроструктура в цілому, а саме — будова й кількість фаз, розмір зерна й т. ін. Після припинення теплового впливу структурні зміни не зникають.

Вид термообробки визначає ті чи інші структурні перетворення в металах і сплавах. На підставі цього запропоновано таку класифікацію видів термообробки залежно від характеру дії на сплави:

- *власне термічна (ТО) без зміни хімічного складу;*
- *термомеханічна (ТМО), що об'єднує термічну обробку й операції пластичного деформування;*

- *хіміко-термічна (ХТО)*, за якої під дією підвищених температур і внаслідок дифузійних процесів досягається зміна хімічного складу, структури й властивостей поверхневого шару матеріалу.

За ступенем завершеності розрізняють *підготовчу (первинну)* й *завершальну (вторинну)* термічну обробку.

4.2 Основні теоретичні положення

Мета термічної обробки сталей може полягати у зменшенні залишкових (термічних або деформаційних) напружень у виробках, рекристалізації після холодного пластичного деформування, зменшенні внутрішньокристалічної ліквіації у виливках, частковому або максимальному підвищенні твердості й міцності. Залежно від поставленого завдання застосовують різні методи термічної обробки, які тією чи іншою мірою наближають сплави до рівноважного стану або віддаляють від нього. Як уже зазначалося, взагалі будь-яка термічна обробка — це сукупність операцій нагрівання, видержки й охолодження. Процес термічної обробки, який можна графічно зобразити в координатах «температура—час» (рис. 4.1), характеризується такими основними параметрами: часом нагрівання $\tau_{\text{н}}$; часом видержки $\tau_{\text{в}}$; часом охолодження $\tau_{\text{ох}}$; критичною температурою $T_{\text{кр}}$; температурою нагрівання $T_{\text{н}}$; швидкістю нагрівання $\nu_{\text{н}}$; швидкістю охолодження $\nu_{\text{ох}}$.

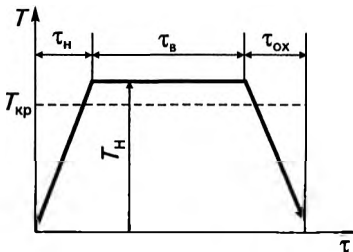


Рис. 4.1
Графік процесу термічної обробки

Процес термічної обробки може складатися з кількох нагрівань, переривчастого або ступінчастого нагрівання, охолодження до мінусових температур і т. ін. У таких випадках відповідне графічне зображення процесу буде складнішим.

Залежно від характеру впливу на властивості сталі розрізняють такі види власне термічної обробки: відпал першого роду; відпал другого роду; гартування; відпускання.

Відпал першого роду без фазових перетворень полягає в нагріванні сплаву, який перебуває в нерівноважному стані, для наближення його до більш рівноважного стану. Причинами нерівноважного стану можуть бути наклеп холодного деформування, неоднорідність зернистої структури, нерівномірна пружна деформація внаслідок навантажування тощо.

Відпал другого роду полягає в наближенні сплаву до рівноважного стану, що супроводжується фазовими перетвореннями. Якщо в сплаві під час нагрівання відбувається дифузійне фазове перетворення, то нагрівання вище за певну (критичну) температуру спричиняє зміну його структурної будови. Під час повільного охолодження відбувається зворотне повне перетворення, й досягається рівноважний стан зі стабільним фазовим складом.

Гартування — це термообробка з нагріванням до температур, що перевищують температури фазових перетворень, і різким охолодженням, унаслідок чого зворотне фазове перетворення не відбувається. Утворена при цьому структура перебуває в зафіксованому високотемпературному стані, що є нерівноважним і нестійким.

Відпускання — це термообробка, внаслідок якої більшою чи меншою мірою знімається нерівноважність у попередньо загартованому сплаві, що досягається нагріванням до температур, які нижчі за температури фазових перетворень.

Якщо відпускання здійснюється за кімнатної температури або за невеликого нагрівання (до 50... 150 °С), то цей процес називають *старінням*. Отже, старіння не пов'язане з попередніми поліморфними перетвореннями, а полягає у зміні властивостей без помітних змін мікроструктури.

Зазвичай термін «відпускання» застосовують до сплавів, у яких під час гартування відбуваються поліморфні перетворення (середньо- й високовуглецеві сплави на основі заліза, сплави на

основі титану, алюмінієві бронзи), а термін «старіння» — до сплавів, які не зазнають під час гартування поліморфних перетворень (низьковуглецеві й аустенітні сталі, сплави на основі алюмінію, нікелю й т. ін.). Такі сплави називають *старіючими*. Отже, відпускання й старіння є вторинними операціями, які здійснюються після гартування.

Теоретичною основою для вивчення й здійснення процесів термічної обробки є діаграми стану сплавів, оскільки вони відображують зміну мікроструктурної будови й відповідно властивостей матеріалів. За діаграмами з'ясовують принципову можливість здійснення того чи іншого виду термообробки й визначають температурні режими.

Аналізуючи графік (рис. 4.1) стосовно сталей, можна виокремити основні перетворення в них, що впливають на їхню структуру й властивості:

- фазове перетворення під час нагрівання до аустенітного стану;
- перетворення аустеніту під час охолодження;
- перетворення під час вторинного нагрівання загартованих сталей (відпускання).

4.2.1

Фазове перетворення під час нагрівання до аустенітного стану

Процеси термообробки сталей ґрунтуються на явищах вторинної кристалізації, яким відповідають лінії діаграми стану (див. рис. 3.2, а) $PSK(A_1)$, $SE(A_{cm})$ і $GS(A_3)$. Навколо ліній A_1 і A_3 перетворення відбуваються в доєвтектоїдних сталях, по лінії A_1 — в евтектоїдній і навколо A_1 і A_{cm} — в заєвтектоїдних сталях. У всіх сталях перекристалізація в процесі нагрівання завершується після утворення аустенітної структури.

Розглянемо процес перекристалізації на прикладі евтектоїдної сталі (0,8 % С), де відбувається пряме перетворення перліту в аустеніт за температури $T_H > 727^\circ\text{C}$. Складові перліту — ферит і цементит — істотно різняться за вмістом вуглецю. Під час

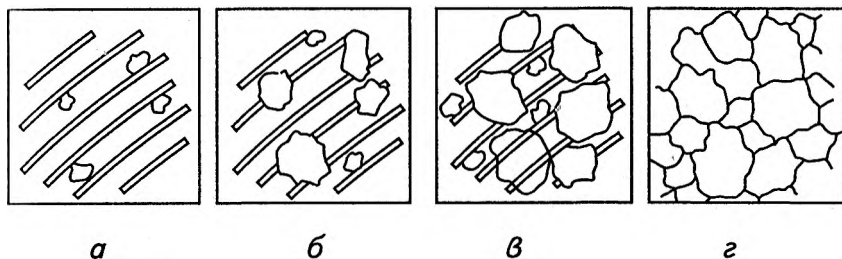


Рис. 4.2
Послідовність перекристалізації перлиту в аустеніт

нагрівання вище за лінію $A_1 = 727\text{ }^\circ\text{C}$ одночасно відбуваються поліморфні перетворення $\alpha\text{-Fe}$ в $\gamma\text{-Fe}$ і розчинення цементиту в $\gamma\text{-Fe}$. Оскільки поліморфне перетворення випереджає в часі розпад цементиту, то аустеніт, що утворюється, є неоднорідним за вмістом вуглецю.

Металографічними дослідженнями встановлено, що внаслідок нагрівання на межах поділу цементиту й фериту утворюються зародки аустеніту (рис. 4.2, а). Саме в цих зонах починаються поліморфні перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$. З часом ці утворення стають центрами росту аустенітних зерен (рис. 4.2, б, в). У результаті виходу в часі й дифузійних процесів, завдяки надлишковому вуглецю, який утворюється внаслідок розчинення карбідів, настає концентраційна рівновага — відбувається гомогенізація аустеніту за вуглецем (рис. 4.2, г).

Отже, перше основне перетворення записується у вигляді $(\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}) \rightarrow \gamma\text{-Fe}(\text{C})$.

Взагалі процес перлітно-аустенітного перетворення підпорядкований звичайним законам кристалізації й складається з утворення зародків і подальшого росту їх. Зростання ступеня перегріву вище за лінію A_1 , поряд зі збільшенням різниці вільних енергій між феритоцементитною сумішшю та аустенітом, спричиняє також збільшення різниці концентрацій вуглецю на межах «цементит—аустеніт» та «аустеніт—ферит» і, як наслідок, зростання коефіцієнта дифузії вуглецю й самодифузії атомів заліза.

Тому утворення аустеніту може відбуватися навіть за температури, що дорівнює A_1 , але швидкість перлітно-аустенітного перетворення тим більша, чим вищий ступінь перегріву.

У доевтектоїдних сталях у температурному інтервалі A_1 – A_3 під час нагрівання відбувається розчинення надлишкового фериту в аустеніті. В заевтектоїдних сталях у температурному інтервалі A_1 – A_{cm} відбувається розчинення надлишкового цементиту в аустеніті. Для всіх зон у процесі нагрівання сталей спільним є дифузія вуглецю, яка на завершальному етапі забезпечує рівномірну концентрацію вуглецю в аустеніті – утворення гомогенної структури. Процес дифузії вуглецю по суті – це заповнення великих пор у гранецентрованої кубічній решітці γ -заліза (рис. 4.3).

У разі подальшого перегрівання вище за лінії A_3 і A_{cm} починається ріст зерен аустеніту. Чим більші температура й час видержки, тим більшими будуть зерна аустеніту.

Залежно від технологічних особливостей розкиснення сталі в процесі її виготовлення тією чи іншою мірою виявляється здатність зерен до росту в разі перегрівання вище за лінії A_3 і A_{cm} . За цією ознакою розрізняють спадково великозернисті й спадково дрібнозернисті сталі. У *спадково великозернистих* сталях перегрів вище за лінії A_3 і A_{cm} спричиняє швидкий ріст зерен аустеніту. В *спадково дрібнозернистих* сталях унаслідок нагрівання до температур 1000...1100 °С ріст зерен аустеніту вповільнюється. Розмір зерен аустеніту прямо відповідає розмірам зерен тих утворень, які формуються під час подальшого переохолодження. Продукти перетворення дрібнозернистого аустеніту мають вищу пластичність і в'язкість і меншу чутливість до концентраторів напружень, ніж відповідні продукти перетворення великозернистого аустеніту.

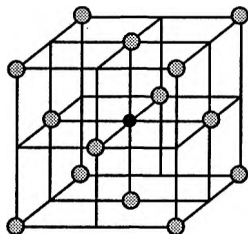


Рис. 4.3
Схема кристалічної решітки аустеніту

Оскільки розмір зерна в результаті термообробки пов'язаний зі спадковою зернистістю й, відповідно, фізико-механічними властивостями сталей, введено поняття *дійсного розміру зерна*, на який спадковість не впливає. Це розмір зерна в умовах експлуатації після гарячої обробки або термообробки за кімнатної температури. Отже, для одержання дрібнозернистої структури сталі після термообробки, незалежно від спадкової зернистості, необхідно дотримувати оптимальну температуру нагрівання під час першого основного перетворення.

На властивості сталей впливає тільки дійсний розмір зерна. Спадковий розмір значення не має. Якщо в результаті термообробки за різних температур двох сталей однієї марки, але різної спадкової зернистості, дійсний розмір їхніх зерен однаковий, то властивості цих сталей також будуть однаковими. Якщо ж дійсні розміри зерен відрізняються, то й властивості сталей істотно відрізнятимуться.

Подрібнення зерна досягають також мікролегуванням, швидким нагріванням (наприклад, за допомогою СВЧ).

Для оцінки розміру зерна металографічними методами стандартом передбачено способи виявлення меж зерен і розроблено способи визначення:

- дійсного розміру зерна (після гарячої обробки й будь-якої термообробки);
- здатності зерна до росту — визначенням розміру зерна аустеніту після нагрівання за певних температури й часу видержки;
- кінетику росту зерен — визначенням розміру зерна після нагрівання в інтервалі температур і часу видержки, які обумовлені нормативно-технічною документацією на сталі й сплави.

Розмір зерна у площині металографічного шліфа можна визначити:

- візуальним порівнянням видимих під мікроскопом зерен з еталонами (рис. 4.4);
- підрахунком кількості зерен, які припадають на одиницю площі поверхні шліфа, з визначенням середнього діаметра й середньої площі зерна;
- підрахунком перетинів меж зерен відрізками прямих із визначенням середнього умовного діаметра (у випадку рівновісних зерен) або кількості зерен в 1 мм^3 (у випадку нерівновісних зерен);

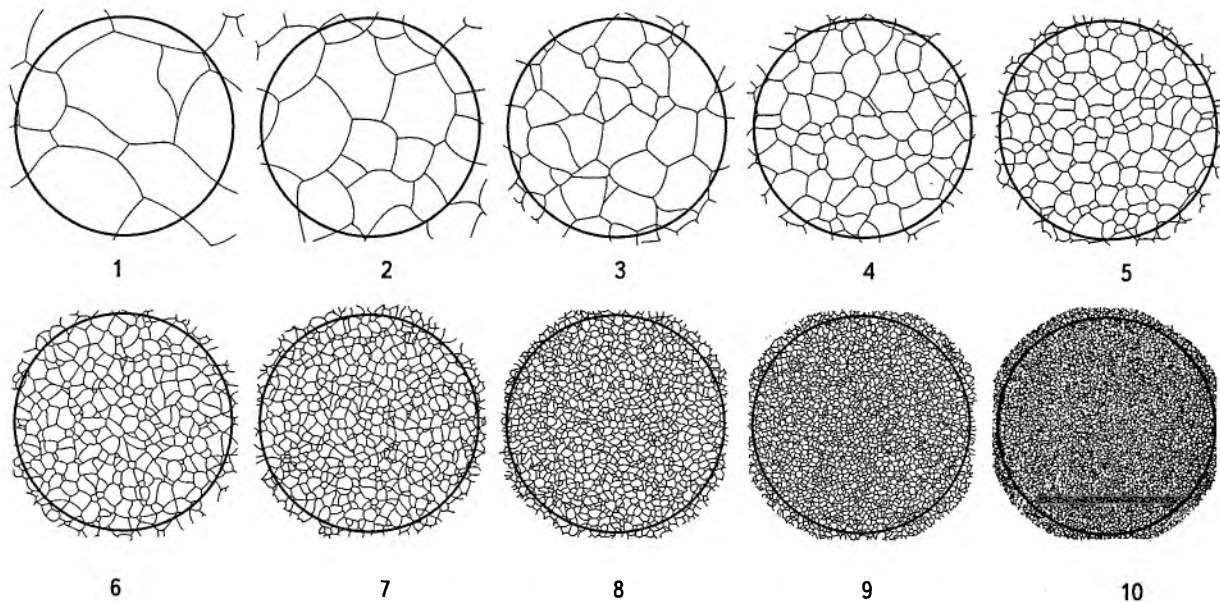


Рис. 4.4
Шкала розмірів зерна конструкційної сталі
(цифри — номери зерна, $\times 100$)

- вимірюванням довжин хорд під мікроскопом або з використанням мікрофотографій із визначенням відносної частки зерен певного розміру;
- ультразвуковим методом.

Для визначення розміру рівновісних зерен найпоширенішим є метод порівняння з еталонними шкалами, які представлені десятьма стандартними еталонами (рис. 4.4) у вигляді кругів $\varnothing 79,8$ мм, що відповідає площі 5000 мм^2 або натуральній площі $0,5 \text{ мм}^2$ на шліфі. Еталони складено таким чином, що за 100-разового збільшення номер зерна G відповідає числовим показникам розміру зерна згідно з рівнянням $m = 8 \cdot 2^G$, де m — кількість зерен діаметром d на 1 мм^2 площі шліфа (табл. 4.1).

Стандартом передбачено три еталонні шкали зернистості: шкали 1 і 2 застосовують для оцінки розміру зерна всіх сталей і сплавів, а шкалу —3 — аустенітних сплавів, для яких характерна поява двійників у структурі.

Таблиця 4.1

Розрахункові параметри оцінки зерен

Номер зерна	Середня площа перерізу зерна a , мм^2	Середня кількість зерен m на площі 1 мм^2	Середня кількість зерен N_V в об'ємі 1 мм^3	Середній діаметр зерна d_m , мм	Середній умовний діаметр зерна d_L , мм
-3	1	1	1	1,0	0,875
-2	0,5	2	2,8	0,707	0,650
-1	0,25	4	8	0,5	0,444
0	0,125	8	22,6	0,353	0,313
1	0,062 5	16	64	0,250	0,222
2	0,061 2	32	181	0,177	0,157
3	0,015 6	64	512	0,125	0,111
4	0,007 81	128	1 448	0,088	0,078 3
5	0,003 90	256	4 096	0,062	0,055 3
6	0,001 95	512	11 585	0,044	0,039 1
7	0,000 98	1 024	32 768	0,031	0,026 7
8	0,000 49	2 048	92 682	0,022	0,019 6
9	0,000 244	4 096	262 144	0,015	0,013 8
10	0,000 122	8 192	741 485	0,011	0,009 9
11	0,000 061	16 384	2 197 152	0,007 9	0,006 9
12	0,000 031	32 768	5 931 008	0,005 6	0,004 9
13	0,000 015	65 536	16 777 216	0,003 9	0,003 2
14	0,000 008	131 072	47 449 064	0,002 7	0,002 7

Сталі, які мають бали (номери зерна за шкалою) 1—5, вважаються великозернистими, 6—10 — дрібнозернистими. Якщо розмір зерна виходить за межі еталонних шкал з номерами 1—10, то використовують інше збільшення. Для переведення номера за 100-разового збільшення користуються додатковими таблицями або шкалами.

Якщо в результаті високотемпературного нагрівання (1000... 1100 °С) утворюється великозерниста *структура перегріву*, то для усунення його використовують повторне нагрівання до аустенітного стану, але за знижених температур. На зразках перегрів виявляється у вигляді великозернистого блискучого зламу. В разі нагрівання до ще вищих температур, особливо з наближенням до солідуса діаграми стану, виникає *перепал* — окиснення й оплавлення меж зерен різних домішок і основного металу. Оксиди, які утворюються по межах зерен, порушують зв'язок між ними, що спричиняє зниження міцності й пластичності металу. Перепалений метал руйнується під час кування чи прокатки. Початкова стадія перепаду виявляється на зразках у вигляді осьового перепаду. В центральній частині макрозразка після травлення видно чорні плями (чорновини), які є великим скупченням пор. Перепал — це необоротний дефект сплаву, й такий сплав необхідно переплавляти.

Як правило, спадково дрібнозернисті структури менш схильні до можливих перегрівів і мають більшу пластичність, ніж спадково великозернисті, що позитивно позначається в разі обробки тиском. Гарячу обробку тиском таких сталей доцільніше завершувати за вищих температур, коли зберігається підвищена пластичність за невеликої зернистості.

Отже, на етапі нагрівання можна виокремити такі основні елементарні перетворення:

- 1) поліморфне перетворення $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$;
- 2) розчинення цементиту в аустеніті — дифузія вуглецю;
- 3) вирівнювання складу (гомогенізація) аустеніту за вуглецем;
- 4) ріст зерен аустеніту.

Перлітно-аустенітне перетворення в легованих сталях аналогічне фазовій перекристалізації у вуглецевих сталях: спочатку виникають центри кристалізації аустенітної фази, на базі яких відбувається ріст зерен під час нагрівання. В процесі утворення

Рис. 4.5

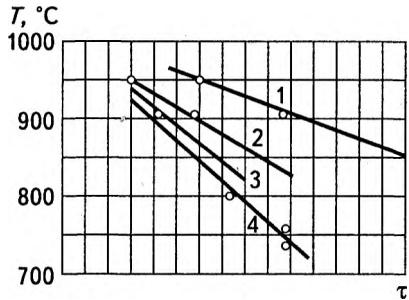
Вплив легуючих елементів
на час утворення аустеніту:

1 — 0,4 % С, 0,63 % Сr;

2 — 0,45 % С;

3 — 0,43 % С, 1,4 % Мn;

4 — 0,4 % С, 1,9 % Ni



аустеніту легуючі елементи розчиняються в ньому, й формується твердий розчин — легований аустеніт. Особливість процесу полягає в тому, що дифузія легуючих елементів відбувається набагато повільніше, ніж дифузія вуглецю. Саме тому леговані сталі потребують вищих температур нагрівання й тривалішої видержки для утворення гомогенної структури аустеніту.

Інтенсивність росту зерен легованого аустеніту гальмується дією легуючих елементів, особливо карбідоутворювальних (Ti, V, Mo, W). Менше впливають домішки хрому, а некарбідоутворювальні (Mn, Ni), навпаки, прискорюють процес (рис. 4.5).

Невелика здатність до росту аустенітного зерна є позитивною технологічною властивістю більшості легованих сталей.

Хід перлітно-аустенітного перетворення. Для вивчення особливостей перетворення під час нагрівання феритно-цементитної структури в аустенітну будують діаграми ізотермічного утворення аустеніту, тобто простежують ці процеси в часі за постійної температури. Це дає змогу дослідити вплив температури й часу на параметри процесу перетворень і кінцевий результат.

Для побудови діаграми зразки досліджуваної сталі швидко нагрівають до аустенітного стану з наступною ізотермічною видержкою, тобто за постійних, але різних температур. У процесі видержування за кожної з температур відмічають час початку й кінця перетворень перліту в аустеніт. Добуті точки початку й кінця перетворень для кожної температури відкладають у координатній площині «температура—час». Сполучаючи точки початку й кінця перетворень, дістають діаграму ізотермічного утворення аустеніту (рис. 4.6).

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

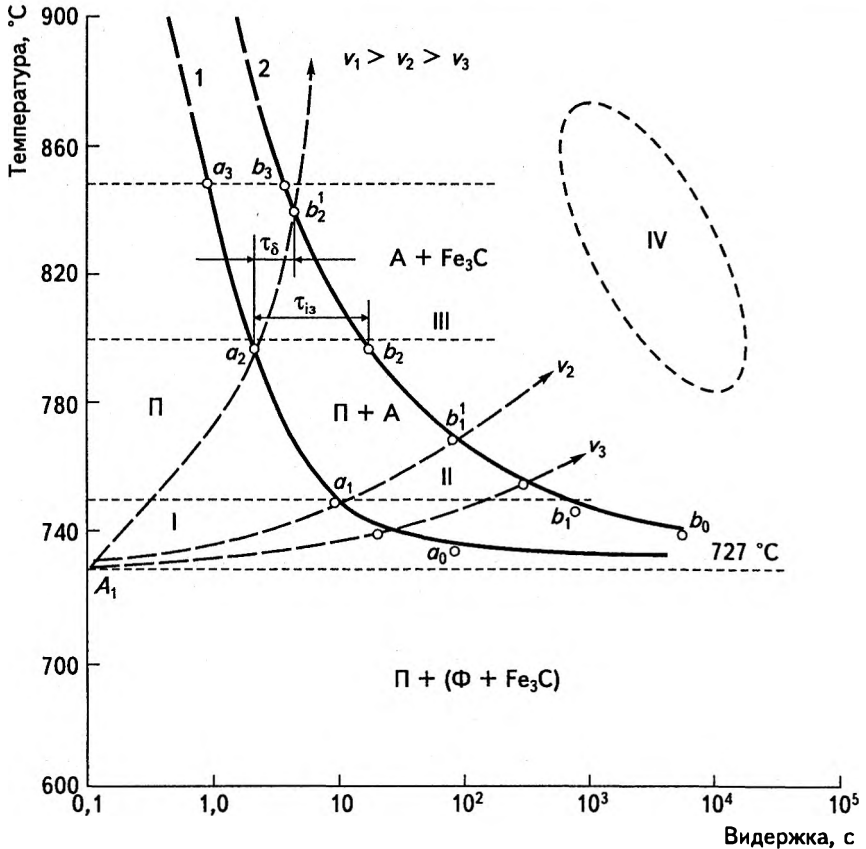


Рис. 4.6

Діаграма ізотермічного утворення аустеніту (сталь з 0,8 % С)

Область I лівіше за криву I — це можливий час існування феритоцементитної суміші за певної температури. По лінії I у точках a_1, a_2, a_3 і т. д. за певних температур починають утворюватися зародки аустеніту на поверхнях поділу фериту й цементиту. В області II починається розчинення цементитної фази, в результаті чого зростає концентрація вуглецю в аустеніті. На-

прикінці перетворення (лінія 2, точки b_1 , b_2 , b_3 і т. д.) зберігається нерівномірність складу аустеніту за вуглецем, що пояснюється різною концентрацією вуглецю у фазах перетворення Φ і Ψ . Тому для вирівнювання складу аустеніту за вуглецем потрібно забезпечити видержку ще деякий час (область III), і тільки після цього утворюється гомогенна структура аустеніту. Аналіз графіків діаграми показує, що з підвищенням температури процес перетворення $\Pi \rightarrow A$ прискорюється, й швидше завершується дифузійний перерозподіл вуглецю. За дуже повільного нагрівання температури початку й кінця перекристалізації практично збігаються.

Вплив швидкості нагрівання на тривалість перетворення $\Pi \rightarrow A$ можна простежити, якщо на лінії діаграми ізотермічного утворення аустеніту штучно нанести промені, які відображують зміну температури в часі в процесі нагрівання, тобто розглянути анізотермічне утворення аустеніту ($v_1 > v_2 > v_3$). У такому процесі виявляється вплив ступеня перегріву. Наприклад, якщо швидкість нагрівання v_1 така, що початку перетворення відповідає точка a_2 , то кінцю перетворень відповідає не точка b_2 (як в ізотермічному процесі), а точка — b_2' . Збільшення швидкості нагрівання (наприклад, $v_2 > v_3$, $v_1 > v_2$) сприяє тому, що перетворення відбувається за вищих температур і за менший інтервал часу.

На швидкість перетворення $\Pi \rightarrow A$ впливає ступінь дисперсності перліту: чим дрібніші пластинки цементиту, тим більше виникає зародків, тим коротші шляхи дифузії і швидше утворюється аустеніт. Із діаграми (рис. 4.6) випливає, що у вуглецевих сталях утворення аустеніту і його гомогенізація відбуваються досить швидко — протягом кількох хвилин. У легованих сталях (як раніше зазначалося) для цих процесів потрібно більше часу, оскільки концентрація легуючих домішок у вихідних фазових складових різна, й тому аустеніт, що утворюється, неоднорідний не лише за вуглецем, але й за концентрацією легуючих домішок, швидкість дифузії яких набагато менша, ніж вуглецю (див. рис. 4.5).

4.2.2 Перетворення аустеніту під час охолодження

Отже, в процесі нагрівання й поліморфних перетворень $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ утворюється гомогенна структура аустеніту, яка є вихідною перед охолодженням. На етапі охолодження (див. рис. 4.1) головним фактором, що визначає кінцевий результат процесу термообробки в цілому, виявляється ступінь проходження (чи гальмування) зворотної дифузії вуглецю. Це, своєю чергою, залежить від хімічного складу сплаву й швидкості охолодження (ступеня переохолодження). Відповідно до цих процесів перетворення аустеніту під час охолодження поділяють на:

- *дифузійне* — *перлітне* ($\text{П} = \text{Ф} + \text{Ц}$), за якого в результаті дифузійного розпаду аустеніту утворюються феритоцементитні механічні суміші: $\text{Fe}(\text{C}) \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$;
- *проміжне* — *бейнітне* (на честь американського металурга Е. Бейна), в результаті якого утворюється комбінація дифузійної (перлітної) та бездифузійної (мартенситної) структур;
- *бездифузійне* — *мартенситне* (на честь німецького металознавця А. Мартенса).

В аустеніті атоми вуглецю заповнюють октаедричні пори, які розташовані в центрі куба й у центрах його ребер, а також у дефектних місцях решіток. Зі зниженням температури атоми вуглецю зміщуються в зручніші місця: на межі зерен і скупчення дислокацій. Отже, ще до початку фазових перетворень відбувається процес перерозподілу вуглецю. Проте повніше перетворення аустеніту можливе лише в разі певного переохолодження: виділення фериту в доевтектоїдних сталях нижче за лінію $GS (A_{r3})$ і цементиту в заевтектоїдних сталях — нижче за лінію $SE (A_{r\text{cm}})$ (рис. 4.7). У міжкритичному інтервалі температур стійкішими виявляються двофазні структури з відповідними концентраціями вуглецю. Для евтектоїдної сталі аустеніт зберігається до критичної точки $S (A_{r1})$. Зі зниженням температури концентрація вуглецю в аустеніті наближається до евтектоїдної сталі, тобто поряд з утворенням фериту відбувається дифузійний перерозподіл вуглецю. В разі охолодження нижче за лінію PSK аустеніт стає нестійким: із нього

можуть одночасно виділятися вуглець у сполуці Fe_3C і ферит. Добираючи відповідні швидкості охолодження, можна повністю пригнітити дифузійні процеси й переохолодити аустеніт до низьких температур. Тоді процес перетворень стає бездифузійним і відбувається за іншими законами.

Залежно від умісту вуглецю й ступеня переохолодження розрізняють декілька температурних областей перетворень у сталях (рис. 4.7, а).

Лінія SE діаграми є межею максимального насичення аустеніту цементитом. Відповідно до цього цементит може виділитися з аустеніту тільки в області, яка розташована правіше від лінії SE та її продовження SE' (область *III*). Лінія GS є межею максимального насичення аустеніту феритом. Тому ферит виділяється лише лівіше за лінію GS і її продовження SG' (область *III*). Утворення рівноважних структур $\Phi + \text{П}$, П або $\text{П} + \text{Ц}$ можливе тільки якщо немає переохолодження.

У реальних умовах ступінь переохолодження для різних сталей виявляється так. У доевтектоїдних сталях структура $\Phi + \text{П}$ існує лише за невеликих переохолоджень, які відповідають лінії SE' . Зі збільшенням умісту вуглецю до 0,8 % температурна область *I* існування структури $\Phi + \text{П}$ звужується. Навпаки, в заевтектоїдних сталях (область *II*) зі збільшенням умісту вуглецю область існування структур $\text{П} + \text{Ц}$ розширюється. Отже, зі зниженням температури перетворень (зі збільшенням ступеня переохолодження) для початку перлітних перетворень необхідні менші виділення надлишкового фериту (або цементиту). Одночасне утворення евтектоїду (фериту й цементиту) з 0,8 % C без переохолодження можливе лише в точці S . У разі зміни вмісту вуглецю й певного ступеня переохолодження виникає структурна складова *квазіевтектоїд*, тобто евтектоїд, уміст вуглецю в якому відрізняється від 0,8 % (область *III*).

Із узагальненої діаграми (рис. 4.7) видно, що в доевтектоїдних сталях уміст вуглецю в квазіевтектоїді менший ніж 0,8 %, а в заевтектоїдних — більший. Існування квазіевтектоїдної структури для всіх сталей обмежується ступенем переохолодження до лінії oe . В разі переохолодження до цих температур (лінія oe) швидкість дифузії заліза й легуючих елементів ще достатня для утворення перлітних структур.

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

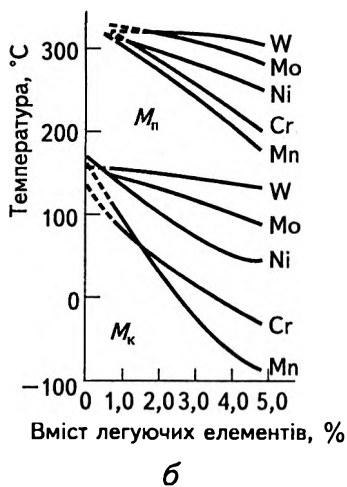
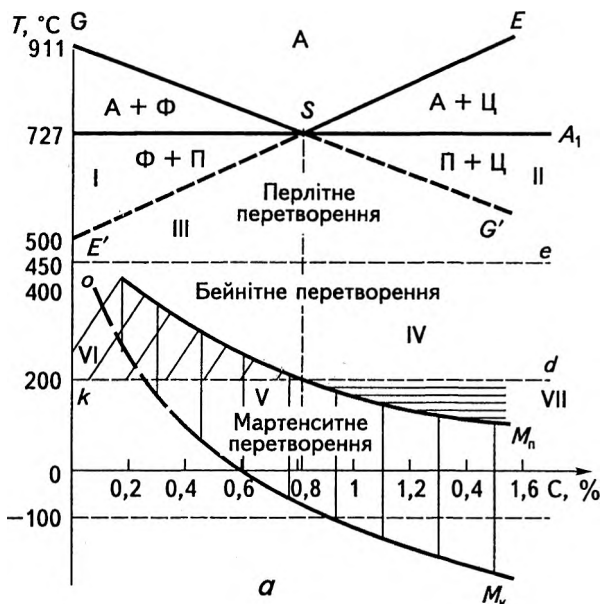


Рис. 4.7
Узагальнена діаграма впливу вмісту вуглецю й ступеня переохолодження на перетворення аустеніту в сталях (*a*) та залежність температури початку й кінця мартенситних перетворень від вмісту легуючих елементів (*б*)

З подальшим переохолодженням (область між лініями oe і kd) утворюється високодисперсна феритоцементитна суміш голчастого типу — *бейніт* (Б), в якому ферит α -Fe(C) виявляється частково перенасиченим вуглецем. Залежно від температури утворення розрізняють верхній бейніт ($T = 350 \dots 500$ °C) і нижній, який утворюється за температур, що на $50 \dots 100$ °C вищі від лінії початку мартенситних перетворень M_n . Перехід від нижнього бейніту до верхнього відбувається при $T = 350$ °C (область IV).

В області V (нижче за лінію M_n) відбуваються мартенситні перетворення. Температуру кінця мартенситних перетворень позначають M_k . Положення точок M_n і M_k не залежить від швидкості охолодження, а зумовлюється вмістом вуглецю, збільшення якого спричиняє зниження температур M_n і M_k . Мартенситне перетворення бездифузійне: вміст вуглецю у вихідній (аустеніт) і кінцевій (мартенсит) структурах не змінюється. Атоми не міняються місцями, а лише зміщуються один відносно одного на відстані, не більші за міжатомні.

Мартенсит має голчасту (пластинчасту) структуру і є перенасиченим твердим розчином вуглецю в α -залізі. Завершуються мартенситні перетворення за низьких температур (рис. 4.7, крива M_k), причому зі збільшенням умісту вуглецю температури M_k знижуються. В області VI частина аустеніту перетворюється в бейніт, а інша частина — в мартенсит, який із часом розпадається на феритоцементитну суміш.

В області VII простежується підвищена стійкість аустеніту. Оскільки ця область розташована вище за лінію M_n , то мартенситне перетворення не відбувається. Разом із тим за температур, нижчих від $T = 200$ °C, зворотна дифузія також загальмована.

Легуючі елементи, якщо вони розчинені в аустеніті, за винятком кобальту, алюмінію й кремнію, знижують точки початку (M_n) й кінця (M_k) мартенситного перетворення (рис. 4.7, б). Це означає, що в легованій сталі внаслідок гартування міститься більше залишкового аустеніту, ніж у вуглецевій сталі, за однакового вмісту вуглецю.

Вплив швидкості охолодження на процес розпаду аустеніту. Перетворення аустеніту може відбуватись у часі як за постійної температури, так і за неперервного охолодження. Процес розпаду аустеніту за стабільних температур досліджують за допомогою

діаграм ізотермічного перетворення. Для побудови їх спочатку будують кінетичні криві розпаду аустеніту в часі за певної фіксованої температури. Для цього виготовляють зразки з одного й того самого сплаву, нагрівають їх до аустенітного стану й швидко переносять у середовище, розігріте до потрібної температури. В цьому середовищі: зразки видержують за певної температури до повного перетворення аустеніту, фіксуючи в часі процент перліту, що утворюється. Такий процес для кожного зразка відображується в часі кінетичною кривою перетворень (рис. 4.8, а).

Початковий (інкубаційний) період характеризується практичною відсутністю перетворень і може тривати від 1...3 с до годин. Точки a_1, a_2, \dots, a_6 відповідають моментам початку перетворень (~1 % перліту), а точки b_1, b_2, \dots, b_6 — завершенню перетворень. Криві $a_1b_1, a_2b_2, \dots, a_6b_6$ відображують процес перетворень, які відбулися за різних, але стабільних температурних умов. Аналізуючи кінетику перетворень, можна помітити, що перетворення починаються повільно, й із часом швидкість їх зростає. Максимальна швидкість процесу припадає на етап 40...60-процентного перетворення аустеніту. Наприкінці перетворення (поблизу точок b_1, b_2, \dots, b_6) процес знову вповільнюється. Швидкість перетворення залежить від ступеня переохолодження — криві a_1b_1 і a_6b_6 майже схожі. Це пояснюється зменшенням кількості центрів кристалізації і швидкістю росту перлітних кристалів. За максимальної швидкості перетворення криві (наприклад, a_4b_4) ідуть круто вгору, й перетворення завершується за невеликий інтервал часу.

На основі добутих кінетичних кривих будують ізотермічну діаграму. Точки початку (a_1, a_2, \dots, a_6) і кінця (b_1, b_2, \dots, b_6) аустенітно-перлітних перетворень зносять на відповідні ізотерми $t_1, t_2, t_3, \dots, t_6$ у координатну площину «температура—час» (рис. 4.8, б). Сполучаючи між собою точки початку й кінця перетворень, дістають дві С-подібні криві. Ліва крива відповідає початку перетворень, а права — їх завершенню. Проміжок між кривими — це час, необхідний для повного перетворення аустеніту за даної температури, тобто за даного ступеня переохолодження. Оскільки швидкості перетворення аустеніту поблизу критичної точки (A_1) і в області найменшої стійкості (температура t_4) істотно відрізняються, то шкалу часу по осі абсцис відкладено в логарифмічних координатах.

4.2
Основні теоретичні положення

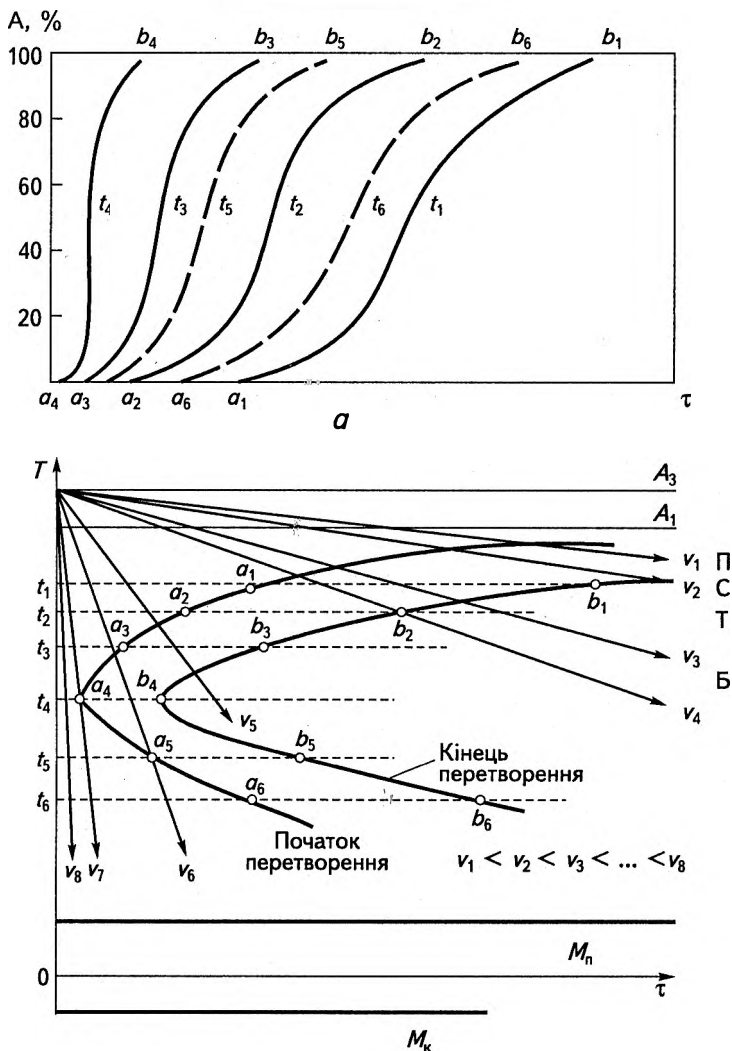


Рис. 4.8

Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту:
 a — кінетичні криві; b — графіки ізотермічного перетворення

Горизонтальна лінія M_n показує температуру початку бездифузійного перетворення аустеніту в мартенсит. Зіставляючи ізотермічну (рис. 4.8) та узагальнену (рис. 4.7) діаграми, можна позначити області утворення різних структур на С-подібній діаграмі. Для цього достатньо сумістити графіки різних швидкостей охолодження з діаграмою ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 4.8, б). Такий штучний прийом дає змогу спрогнозувати перетворення аустеніту в часі.

У разі дуже повільного охолодження лінія v_1 (у загальному випадку — крива) перетне лінії діаграми ізотермічних перетворень за високих температур, тобто ступінь переохолодження невеликий. Продукт перетворення — грубопластинчастий перліт (рис. 4.9, а), який утворюється в інтервалі температур 700...650 °С (міжпластинчаста відстань $\Delta = 0,5...1$ мкм; НВ 1800...2400).

Зі збільшенням швидкості охолодження графіки v_2 і v_3 перетинатимуть криві діаграми за нижчих температур — ступінь охолодження зростає. Відповідно до цього подрібнюються й продукти перетворень. Утворюються пластинчастий перліт — сорбіт (С) (рис. 4.9, б) в області температур 650...600 °С ($\Delta = 0,25$ мкм; НВ 2500...3000) і тонкопластинчастий перліт — троостит (Т) (рис. 4.9, в) в області температур 600...550 °С ($\Delta \approx 0,1$ мкм; НВ 4000...5000).

Отже, перліт, сорбіт і троостит є пластинчастими феритоцементитними механічними сумішами різної дисперсності.

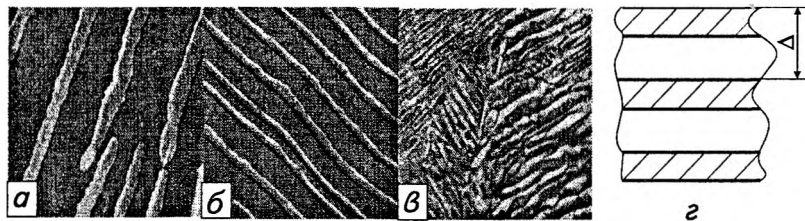


Рис. 4.9

Перлітні структури:

- а — перліт (x7500);
- б — сорбіт (x7500); в — троостит (x1500);
- г — схема структури

Швидкості v_4 і v_5 забезпечують проміжні бейнітні перетворення, що є комбінацією феритно-цементитного й мартенситного перетворень, коли феритна складова містить збільшену кількість вуглецю. Мартенситні перетворення відбуваються на тих ділянках аустеніту, де дифузія гальмується (рис. 4.10).

За швидкості v_6 розпад аустеніту у верхній зоні відбувається не повністю. Частина його переохолоджується до температури мартенситного перетворення, тому в цьому випадку структура складається з трооститу й мартенситу.

Швидкість, що відображена графіком v_7 , дотичним до лівої частини С-подібної діаграми, називають критичною $v_{кр}$. Вона відповідає умовам, коли весь аустеніт переохолоджується до по-

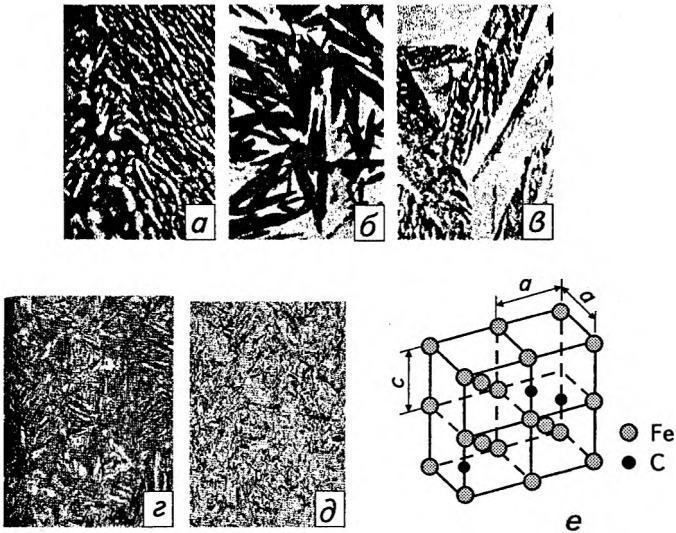


Рис. 4.10
Структури бейніту
 (а — верхнього; б, в — нижнього)
 і мартенситу (z — крупногочастого;
 d — дрібногочастого)
 та схема решітки мартенситу (e)

чатку мартенситного перетворення. Це мінімальна швидкість, необхідна для початку мартенситного перетворення. Подальше збільшення швидкості охолодження (графік v_8) не змінює температури перетворень, тобто критична швидкість охолодження визначається часом від початку повного переохолодження аустеніту й припиненням перлітних перетворень.

В евтектоїдній сталі поліморфне аустенітно-перлітне перетворення відбувається без утворення надлишкових фаз (див. рис. 4.8).

На діаграмах ізотермічного перетворення для доевтектоїдних і заевтектоїдних сталей з'являється додаткова лінія, яка показує час початку виділення з аустеніту надлишкових фериту (рис. 4.11, а) й цементиту (рис. 4.11, б). Поява надлишкового фериту в доевтектоїдних сталях і цементиту — в заевтектоїдних можлива лише за великих ступенів переохолодження.

У разі значних переохолоджень перетворення аустеніту відбувається без утворення надлишкових фаз. При цьому за вмістом вуглецю феритоцементитна суміш відрізнятиметься від евтектоїдної сталі — утворюється квазіевтектоїд (див. п. 2.2).

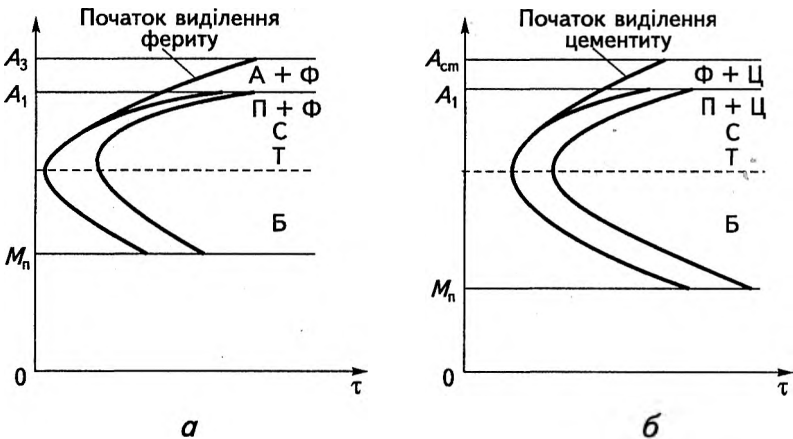


Рис. 4.11

Діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту вуглецевих сталей:

а — доевтектоїдної; б — заевтектоїдної

За допомогою діаграми ізотермічного перетворення можна визначити критичну швидкість охолодження для кожної сталі. Якщо припустити лінійний характер зміни температури під час охолодження, то згідно з означенням критичної швидкості й схемою рис. 4.12 дістанемо

$$v_{кр} = \frac{T_H - T_{min}}{\tau_{min}}, \quad (4.1)$$

де T_H — температура нагрівання ($A_3 + 30...50$) або ($A_1 + 30...50$), °C; T_{min} і τ_{min} — відповідно мінімальна температура й мінімальний час стійкості аустеніту в області перлітних перетворень.

Разом із тим практикою термічної обробки доведено, що реальна критична швидкість завжди приблизно в 1,5 раза менша, ніж обчислена за формулою (4.1). Така різниця пояснюється тим, що процес перетворення аустеніту починається ще в інкубаційний період, причому тим повільніше, чим вища температура нагрівання. Тому для точнішого визначення $v_{кр}$ введено коефіцієнт 1,5.

Отже, критична швидкість охолодження під час гартування

$$v_{кр} = \frac{T_H - T_{min}}{1,5\tau_{min}}. \quad (4.2)$$

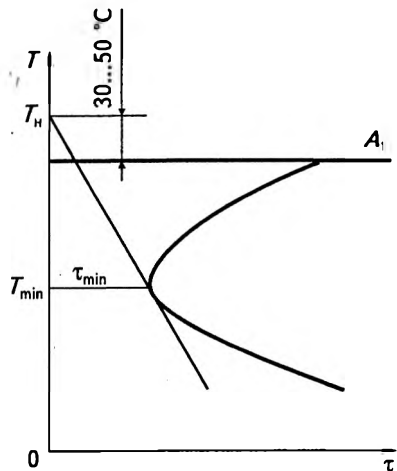


Рис. 4.12
Схема для визначення $v_{кр}$
за діаграмою ізотермічних
перетворень

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

Вплив легуючих елементів (окрім Co) на процес перетворення аустеніту під час охолодження полягає у збільшенні його стійкості. При цьому зменшуються швидкість перетворень і відповідно критична швидкість охолодження в процесі гартування, й лінії діаграми зсуваються вправо відносно вуглецевої сталі за однакового вмісту вуглецю (рис. 4.13). Легуючі елементи, які розчиняються у фериті й не утворюють карбідів (Ni, Mn, Si), зменшують швидкість перетворення аустеніту на всьому температурному інтервалі (рис. 4.13, а). У сталях, які леговані карбідоутворювальними елементами (W, Cr, Mo, V), розпад аустеніту в області перлітних перетворень уповільнюється, а в області бейнітних (голчастих) — може залишатися незмінним або прискорюватися (рис. 4.13, б).

Уповільнення процесу розпаду аустеніту збільшує прогартваність сталей. Це дає змогу поліпшувати механічні властивості матеріалу деталей збільшеного перерізу, наприклад, одержати

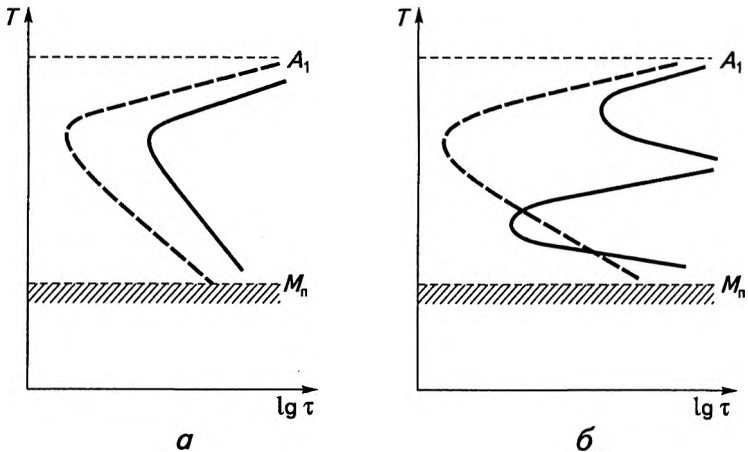


Рис. 4.13

Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту вуглецевих сталей (штрихові криві) і сталей, легованих (суцільні криві):

- а — елементами, що не утворюють карбідів (Ni, Mn, Si);
- б — карбідоутворювальними елементами (Cr, W, Mo, V)

структуру зернистого сорбіту. Застосування для легованих сталей охолодних середовищ зі зменшеною швидкістю охолодження (олива або навіть повітря) сприяє зменшенню внутрішніх напружень під час гартування. На прогартованість сталі позитивно впливає комплексне легування кількома добавками (Cr, Ni, Mo, Mn) у невеликих кількостях.

4.2.3
Перетворення
під час вторинного нагрівання
загартованих сталей
(відпускання)

Як було показано, в процесі гартування різних сталей залежно від швидкості охолодження утворюються структури мартенситу й залишкового аустеніту або високодисперсні феритоцементитні суміші — сорбіт, троостит, бейніт.

Загартована мартенситно-аустенітна структура характеризується високою твердістю, проте й великими внутрішніми напруженнями, тобто крихкістю, що робить такі сталі практично не придатними до експлуатації, особливо під динамічними або циклічними навантаженнями. Для підвищення в'язкості за часткового зменшення внутрішніх напружень і твердості загартовані сталі піддають вторинному нагріванню до різних температур, але не вище за лінію евтектоїдних перетворень A_1 . Термообробку сталі з нагріванням нижче від температур поліморфного перетворення з подальшими видержкою й охолодженням називають *відпусканням*.

У процесі відпускання загартованої сталі відбуваються розпад мартенситу й залишкового аустеніту, перетворення й коагуляція (від лат. *coagulatio* — згортатися, укрупнюватися, тобто укрупнення високодисперсних частинок під дією міжмолекулярних сил притягання) карбідів, зменшуються залишкові напруження, в результаті чого змінюється питомий об'єм сталі. Розпад мартенситу й карбідні перетворення спричиняють зменшення об'єму сталі, а розпад залишкового аустеніту, навпаки, збільшення. Залежно від

зміни питомого об'єму розрізняють три фазові перетворення в процесі відпускання.

Під час нагрівання загартованих сталей до 200 °С (*перше перетворення*) з мартенситу виділяються частинки карбіду заліза, за хімічним складом близькі до Fe₃C. При цьому мартенситна складова зберігається, але збіднюється вуглецем, зменшуються тетрагональність α-решітки й відповідно довжина зразків. Одержану в результаті першого перетворення структуру називають *мартенситом відпускання*, який має високу твердість, але меншу крихкість порівняно з мартенситом гартування.

З подальшим підвищенням температури відпускання (від >200 до 300 °С) (*друге перетворення*) дифузія вуглецю продовжується в напрямі до утворених карбідних зародків, у результаті чого вони починають рости. Досягнувши критичних розмірів, карбіди відокремлюються як самостійні кристали. Крім цього, в зазначеному діапазоні температур залишковий аустеніт перетворюється у відпущений мартенсит, уміст вуглецю в якому наприкінці другого перетворення становить 0,15...0,2 %. Структура, одержана після другого перетворення, — *бейніт відпускання* — це суміш маловуглецевого мартенситу й дисперсних карбідів.

Третє перетворення в процесі відпускання відбувається в температурному інтервалі 300...400 °С. Для цього етапу характерне завершення процесу виділення вуглецю з мартенситу, зниження внутрішніх напружень, подальший ріст, коагуляція і сфероїдизація кристалів цементиту. Феритокарбідну суміш, яка утворюється в результаті третього перетворення, називають *трооститом відпускання*.

Під час подальшого нагрівання (до A₁) загартованих сталей фазові перетворення не відбуваються. Структурні зміни при цьому пов'язані зі зміною форми й розмірів карбідів і структури фериту, які спостерігаються, починаючи з температур 400 °С. Зерна фериту укрупнюються, і їхня форма наближається до рівновісної. Феритокарбідну суміш, що утворюється після відпускання з температур 450...650 °С, називають *сорбітом відпускання*. Якщо проводити відпускання з температур, близьких до A₁, то утворюється досить груба феритоцементитна суміш — *зернистий перліт*.

Перліт, троостит і бейніт, які утворюються в процесі відпускання мартенситу, відрізняються за механічними властивостями від продуктів розпаду аустеніту. Це пояснюється їхньою зернис-

тою структурою, на відміну від пластинчастих структур продуктів розпаду аустеніту.

У гартівних структурах сорбіту, трооститу або бейніту, утворених за швидкостей охолодження, менших від $v_{кр}$, також відбуваються структурні перетворення під час нагрівання їх до температури $\sim 600...700$ °С. У таких структурах відбуваються коагуляція й сфероїдизація карбідів.

У легованих сталях відпускання з температур $\approx 600...700$ °С спричиняє перетворення цементиту в спеціальні карбіди. На практиці високодисперсні перлітні структури трапляються в поковках, штампівках і в продукції прокатного виробництва (сортаменті) із легованих сталей у разі охолодження їх на повітрі від температури деформації.

Залежно від температурного інтервалу впливу на загартовану сталь розрізняють: *низьке відпускання* з нагріванням до $T = 120...250$ °С, *середнє* — до $T = 350...450$ °С, *високе* — до $T = 500...680$ °С. Тривалість видержки в процесі відпускання визначають, виходячи з умов забезпечення стабільності властивостей сталі. В разі низького відпускання видержка становить 0,5...2 год. Якщо температура нагрівання не перевищує 100...200 °С, видержка зростає до 10...15 год. Тривалість видержки в разі середнього й високого відпускань для невеликих деталей становить від 1 до 2 год, для деталей масою від 200 до 1000 кг — від 3 до 8 год.

Вплив легуючих елементів на процес відпускання. Легуючі елементи, що містяться в сталях, можуть по-різному впливати на перебіг процесу відпускання. Такі елементи, як хром, вольфрам, молібден, ванадій, кобальт і кремній, уповільнюють перше перетворення, тобто перетворення мартенситу гартування в мартенсит відпускання. Гальмівна дія цих елементів дає змогу зберігати структуру мартенситу до $T = 450...500$ °С. Водночас у вуглецевих сталях тетрагональність решітки (мартенсит відпускання) зберігається лише до $T = 300...350$ °С. Нікель і манган на цей процес впливають слабо. Більшість легуючих елементів, особливо Cr, Mn, Si, підвищують до 400...580 °С температурний інтервал перетворення залишкового аустеніту в мартенсит відпускання, тобто вповільнюється друге перетворення. Кобальт і алюміній на цей процес практично не впливають. Легуючі елементи також ускладнюють третє перетворення — розпад мартенситу відпускання на феритоцементитні суміші.

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

Отже, температури всіх трьох стадій відпускання в легованих сталях зміщуються в область вищих температур.

У процесі відпускання легованих сталей може виникнути відпускна крихкість першого роду (необоротна) і другого роду (оборотна). *Відпускна крихкість першого роду* властива як легованим, так і вуглецевим сталям, і виникає в області температур 250...350 °С. До крихкості другого роду схильні тільки леговані сталі з підвищеним умістом карбідоутворювальних елементів (Cr, Mn) і фосфору (понад 0,001 %). *Відпускна крихкість другого роду* виявляється під час повільного охолодження з температур 500...600 °С. Її можна позбутися в разі повторного нагрівання до цих самих температур і подальшого швидкого охолодження.

Властивості сталей після відпускання визначаються ступенем тетрагональності решітки, фазовими перетвореннями, кількістю залишкового аустеніту та іншими факторами. Загальна закономірність полягає в тому, що зі збільшенням температури нагрівання вище за 200 °С у процесі відпускання характеристики міцності (НВ, $\sigma_{ТЧ}$, $\sigma_{пр}$) знижуються, а пластичності (δ , ψ) — зростають (рис. 4.14, а). За середніх температур (350...450 °С — структура троостит

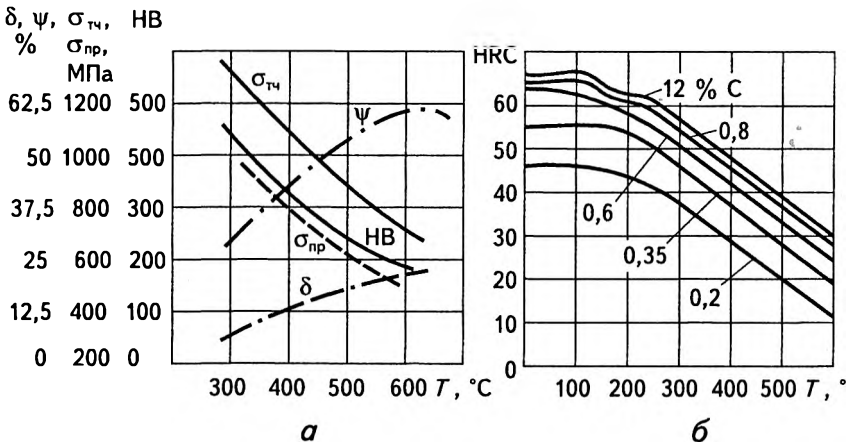


Рис. 4.14

Залежності механічних властивостей сталі (а) та твердості сталей із різним умістом вуглецю (б) від температури відпускання

відпускання) механічні властивості визначаються вмістом вуглецю в твердому розчині (рис. 4.14, б) й дисперсністю карбідів. Для цих температур характерна висока пружність сталей. В'язкісні властивості сталі зі структурою сорбіту відпускання вищі, ніж у сталі зі структурою сорбіту гартування за однакової міцності. Це пояснюється округлою формою зерен Fe_3C у відпущених структурах. Тому термічну обробку на сорбіт відпускання називають *поліпшенням*.

4.3 Технологія термічної обробки

Для забезпечення технологічної послідовності процесів і дотримання необхідних режимів термічної обробки застосовують нагрівальні пристрої — сучасні камерні, шахтові, роторні й карусельні печі з автоматичним керуванням, регульованою атмосферою й охолоджувальними пристроями, в яких використовують різні охолодні середовища — як рідкі, так і газові.

Останнім часом для термічної обробки використовують джерела висококонцентрованої енергії — електронні й лазерні промені. Регулювання режимів нагрівання, видержки й охолодження в серійному та масовому виробництві забезпечується на базі сучасної мікропроцесорної техніки.

Як уже зазначалося, розрізняють термічну обробку, призначену для підготовки структури для подальших технологічних операцій (наприклад, обробки різанням, пластичного деформування або завершальної термообробки) і завершальну, яка надає матеріалу деталі потрібної структури й відповідних властивостей.

Послідовність і режим термообробки зазвичай задаються графіком (див. рис. 4.1), за яким визначають тривалість і температуру нагрівання, видержку й температуру охолодження. Загальний час нагрівання $\tau_{\text{заг}}$ складається з часу нагрівання до необхідної температури $\tau_{\text{н}}$ і часу ізотермічної видержки за цієї темпера-

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

тури τ_B для досягнення повноти перетворень, які відбуваються в процесі нагрівання:

$$\tau_{\text{заг}} = \tau_H + \tau_B.$$

Величина τ_H залежить від нагрівальних властивостей середовища, розмірів, форми й матеріалу деталей, а також способу укладання їх у печі. Точно встановити час нагрівання можна лише експериментально. Для орієнтовного визначення τ_H існують емпіричні розрахункові залежності, в яких ураховуються максимальний переріз деталі, її форма (куля, циліндр, штаба тощо) й рівномірність нагрівання, тобто спосіб укладання деталей у печі.

Тривалість нагрівання під час термообробки легованих сталей має бути на 25...40 % більшою порівняно з вуглецевими, що пояснюється гальмівною дією легуючих елементів. У реальних промислових умовах тривалість нагрівання досить часто визначають на підставі практичного досвіду: на 1 мм перерізу або товщини виробів із доевтектоїдних сталей $\tau_H = 45...75$ с в електропечах і $\tau_H = 15...20$ с у соляних розчинах. Ізотермічна видержка має бути мінімальною, але достатньою для завершення фазових перетворень у процесі нагрівання: τ_B дорівнює 15...25 % від τ_H . Для інструментальних вуглецевих сталей у разі нагрівання в електропечах $\tau_B \approx 50...80$ с на 1 мм мінімального перерізу, а для легованих — $\tau_B = 70...90$ с. Відповідно в разі нагрівання в соляних розчинах $\tau_B = 20...25$ с для вуглецевих сталей і $\tau_B = 25...30$ с — для легованих.

Деталі складної конфігурації для зменшення жолоблення перед нагріванням під термообробку рекомендується попередньо нагрівати до температури 400...600 °С.

За високих температур термічної обробки відбувається хімічна взаємодія поверхневих шарів сталі з навколишнім середовищем: зневуглецювання й окиснення, що спричиняє утворення окалини. Для гальмування цих процесів створюється збалансована (нейтральна) атмосфера з певним співвідношенням окиснювальних і відновлювальних, зневуглецювальних і навуглецювальних газів. Сучасні печі обладнано спеціальними установками для створення контрольованої атмосфери (печі світлого нагрівання). Нагрівання без окиснення й зневуглецювання здійснюється також у розплавах солей.

4.3.1

Гартівні середовища

Мета гартування полягає в одержанні високих механічних властивостей на необхідну глибину виробу. Це забезпечується при отриманні мартенситної структури.

У процесі гартування для переохолодження аустеніту до температури початку мартенситних перетворень потрібна певна швидкість охолодження. Проте для створення оптимальних умов гартування ця швидкість має змінюватися в області температурного інтервалу охолодження — від температури аустенізації до кімнатної температури. Необхідність зміни швидкості охолодження в процесі гартування пояснюється різною стійкістю аустеніту за різних температур, а також виникненням внутрішніх гартівних напружень.

Гартівні напруження складаються з термічних і структурних напружень.

Термічні напруження виникають унаслідок перепаду температур по перерізу деталі й відповідно різного ступеня стискання внутрішніх і зовнішніх шарів металу в період охолодження.

Структурні напруження зумовлюються перебігом у часі мартенситних перетворень по перерізу деталі. Поверхневі шари раніше досягають мартенситної точки. Оскільки мартенситне перетворення пов'язане зі зміною об'єму на кілька процентів, то перебіг перетворень у часі по глибині спричиняє виникнення структурних напружень.

Загальні гартівні напруження збільшуються зі зростанням температури нагрівання й ступеня переохолодження. Найнебезпечнішою для виникнення гартівних тріщин є температурна область, нижче від температурної точки $M_{\text{п}}$, коли з'являються структурні напруження й утворюється крихка структура — мартенсит. Вище за температуру початку мартенситних перетворень існують лише термічні напруження. При цьому сталь іще зберігає аустенітну (пластичнішу) структуру.

Виходячи з цього й на підставі аналізу С-подібної діаграми встановлено, що найбільшу швидкість охолодження (рис. 4.15, вертикальна ділянка кривої I) необхідно підтримувати в області

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

найменшої стійкості аустеніту — 400...650 °С. Вище й нижче за цю область деталь можна охолоджувати відносно повільно. Особливо повільно треба проводити охолодження, починаючи з температур 300...200 °С, нижче від яких у більшості сталей утворюється мартенсит. Графік 1 на рис. 4.15 є ідеалізованою кривою охолодження в процесі гартування.

Нині ще не створено такого гартівного середовища, яке забезпечувало б швидке охолодження в перлітному інтервалі температур і повільне — в мартенситному. Найпоширенішим гартівним середовищем є вода за різних температур, водні розчини NaOH і NaCl, мінеральні й трансформаторні оливи, розплави солей й т. ін. (табл. 4.2).

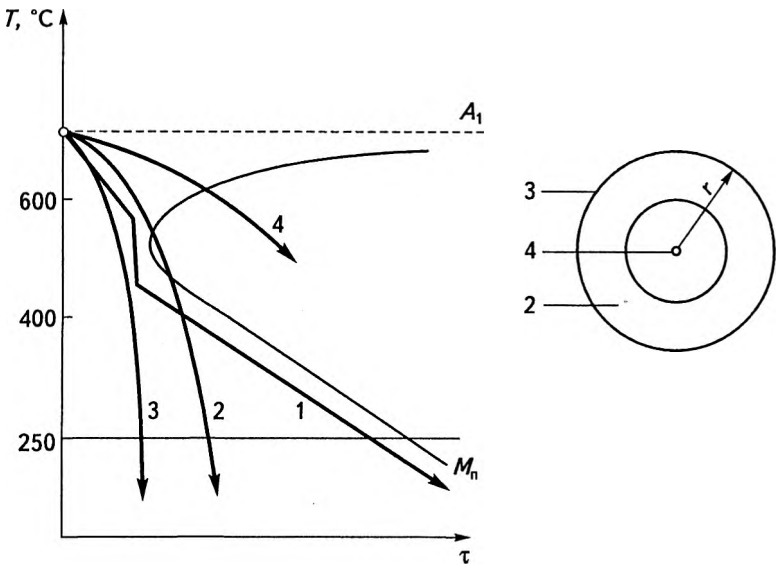


Рис. 4.15

Схема до пояснення виникнення термічних і структурних напружень у процесі гартування:

1—4 — графіки ідеального процесу, охолодження проміжних шарів, поверхні й центра деталі відповідно

Таблиця 4.2

**Швидкості охолодження невеликих сталевих зразків
у різних гартівних середовищах**

Гартівне середовище	Швидкість охолодження в інтервалі температур, °С	
	650...550	300...200
Вода за температури, °С:		
18	600	270
74	30	200
10 %-й водний розчин NaOH (18 °С)	1200	300
Мінеральна олива	100...150	20...50

Вода швидко охолоджує й у перлітному, й у мартенситному інтервалах температур. Домішки солей або лугів збільшують швидкість саме в перлітній зоні. *Олива*, навпаки, повільно охолоджує в обох випадках. Тому її застосовують для сталей із високою прогартовуваністю.

Нагріта вода не замінює олив, оскільки практично не змінює швидкість охолодження в мартенситній зоні.

Останнім часом як охолодні середовища застосовують *водні розчини полімерів*, які посідають проміжне положення між водою й оливою.

Різні гартівні середовища забезпечують проникнення структури мартенситу на різну глибину, тобто різний ступінь прогартовуваності.

4.3.2 Загартовуваність і прогартовуваність сталей

У процесі гартування виявляються дві важливі характеристики сталей: загартовуваність і прогартовуваність.

Загартовуваність — це здатність сталі діставати максимальну твердість у процесі гартування. Головним фактором, що визначає загартовуваність сталі, є вміст вуглецю: зі збільшенням вмісту вуглецю зростає твердість. Легуючі елементи на загартовуваність впливають неістотно.

Прогартуваність — це здатність сталі сприймати гартування на певну глибину. Утворена при цьому структура — це мартенсит або мартенсит із трооститом. Прогартуваність визначається хімічним складом сталі, критичною швидкістю охолодження й розмірами деталей. Прогартуваність у результаті гартування може бути *наскрізною* (об'ємною) або *ненаскрізною* (неповною). Це пояснюється зміною критичної швидкості охолодження по перерізу деталі. Поверхневий шар деталі під час гартування завжди охолоджується зі швидкістю, більшою за критичну, й утворюється мартенситна структура.

Якщо умови процесу такі, що по перерізу деталі створюється значний перепад швидкості охолодження й у серцевині швидкість буде меншою, ніж критична, то мартенситна структура в цих шарах утворитися не зможе. Прогартуваність буде *ненаскрізною* (рис. 4.16, а).

У масивних деталях великого перерізу після гартування можливе утворення кількох структур: перехід від мартенситу на поверхні

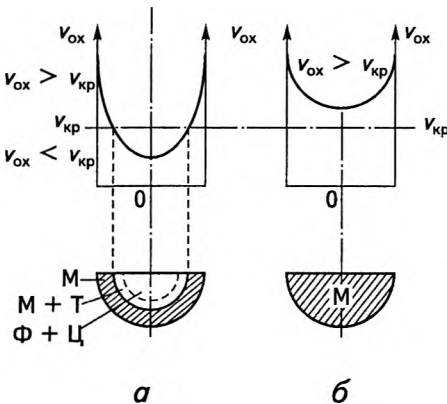


Рис. 4.16
Схема прогартуваності
циліндричної деталі:

а — ненаскрізної;
б — наскрізної

через мартенситотроостит, троостит, сорбіт до перліту в центрі. Якщо центральна частина деталі охолоджується зі швидкістю, більшою за критичну (рис. 4.16, б), то по всьому перерізу утворюється мартенсит.

Отже, для збільшення прогартовуваності деталі певного перерізу необхідно або підвищувати швидкість охолодження, або знижувати критичну швидкість гартування. На критичну швидкість охолодження впливають такі фактори, які сприяють переміщенню С-подібної діаграми вправо. При цьому дотична до лінії початку перетворень розташовується під меншим кутом.

Збільшенню прогартовуваності сприяють підвищення температури нагрівання й видержки перед гартуванням, хімічний склад аустеніту. З підвищенням умісту вуглецю й легуючих елементів (за винятком С_о), які розчинені в аустеніті, ускладнюється його розпад, зменшується критична швидкість охолодження й поліпшується прогартовуваність. На прогартовуваність істотно впливає розмір зерна. Зі збільшенням зернистості вуглецевої сталі від 6 до 1—2 балів (див. п. 4.2.1) глибина загартованого шару збільшується в два—три рази.

Найменшу критичну швидкість охолодження мають сталі, що за складом близькі до евтектоїдної. Збільшення критичної швидкості для заевтектоїдних сталей пояснюється тим, що їх гартують не від аустенітної зони, а від аустенітно-цементитної ($A_{c1} < T_H < A_{c\text{cm}}$). При цьому збільшення кількості цементиту сприяє перлітному перетворенню й зменшує стійкість переохолодженого аустеніту.

Як уже зазначалося, легування сприяє підвищенню прогартовуваності, особливо комплексне, коли окремі елементи підсилюють дію одне одного й збільшують ефект прогартовуваності. Комплексне легування дає змогу забезпечити наскрізну прогартовуваність деталей великих перерізів, чого неможливо досягти для вуглецевих сталей. Наприклад, у разі гартування з охолодженням у воді сталі 45 наскрізна прогартовуваність становить 20 мм. Натомість деталь діаметром 120 мм зі сталі 40ХН2МА прогартовується наскрізь у середовищі з набагато меншою швидкістю охолодження — оливі. Крім того, для деталей великого перерізу заміна вуглецевої сталі леговоною дає змогу значно пом'якшити режими охолодження застосуванням замість води оливи, емульсії або навіть повітря, завдяки чому зменшуються залиш-

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

кові напруження й відповідно жолоблення й утворення термічних тріщин.

Виходячи з технічної ефективності й функціональної необхідності, для кількісної оцінки ефекту прогартуваності використовують такі характеристики, як глибина й критичний діаметр прогартуваності.

Для важливих деталей машин, які працюють в умовах великого навантажування на розрив і особливо удар, для пружин, ресор, торсіонів, більшості інструментів необхідно, щоб після гартування весь переріз складався з мартенситної структури, що забезпечить однорідну структуру після відпускання. Для деталей, які працюють в умовах менш жорсткого навантажування (на згинання й кручення) за критерій прогартуваності береться мартенситна структура на глибину 0,5 радіуса деталі. Отже, для конструктора, який вибирає матеріал для тієї чи іншої деталі, важливо знати характеристики прогартуваності й уміти визначати їх.

За глибину прогартуваності h умовно беруть відстань від охолоджуваної поверхні до шару з напівмартенситною структурою (50 % мартенситу + 50 % трооститу). Глибину прогартуваності визначають, вимірюючи твердість і користуючися довідко-

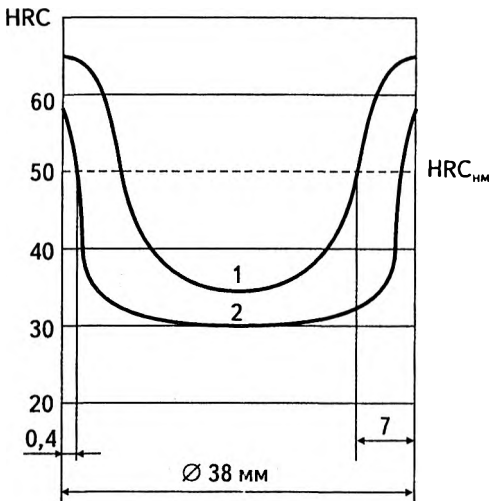


Рис. 4.17
Розподіл твердості по діаметру зразка зі сталі 60 у разі гартування з охолодженням:
1 — у воді; 2 — в оливі

вими даними про твердість сталей різного складу з напівмартенситною структурою (HRC_{HM} на рис. 4.17). Наприклад, циліндр діаметром $D = 38$ мм зі сталі 60 у разі гартування з охолодженням у воді прогартується на глибину $h_{HM1} = 7$ мм, а з охолодженням в оливі — на глибину $h_{HM2} = 0,4$ мм.

Для визначення прогартуваності сталей (за винятком тих, що охолоджуються на повітрі) використовують стандартний метод торцевого гартування. Стандартний зразок завдовжки 100 мм і діаметром 25 мм, нагрітий до температури гартування в спеціальній установці, охолоджують із торця у воді. В охолодженому зразку з двох боків по його довжині роблять лиски (плоскі поверхні) на глибину 0,5 мм (рис. 4.18, а). По довжині лисок через 1,5...3 мм вимірюють твердість за Роквеллом за шкалою С (HRC). На підставі цих даних будують криву прогартуваності в координатах «твердість—відстань від торця» (рис. 4.18, б).

Оскільки для сталей однієї марки, але з різних плавок, прогартуваність може змінюватися, то сталі характеризуються смугою прогартуваності. Показниками прогартуваності можуть бути максимальна й мінімальна твердість на певній відстані від охолоджуваного торця або максимальна й мінімальна відстані від торця до точок із заданою твердістю, наприклад напівмартенситною. У разі потреби прогартуваність визначають за глибиною

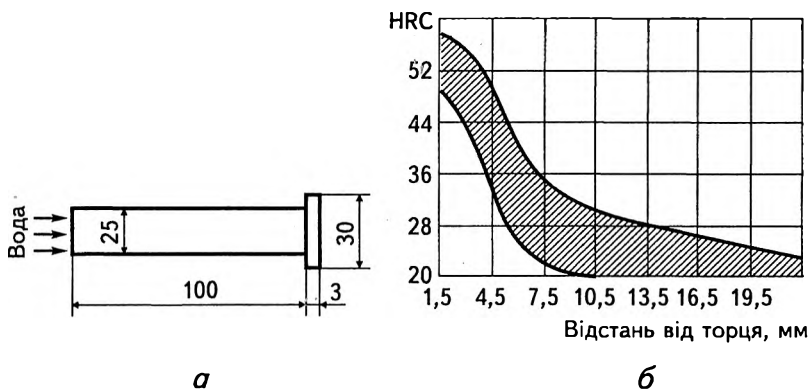


Рис. 4.18

Зразок для торцевої проби (а) та смуга прогартуваності (б)

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

шару зі структурою 95 % і навіть ~100 % мартенситу. Прогартовуваність структури з 95 % мартенситу приблизно на 25 % менша, ніж визначена в напівмартенситній зоні. Повна прогартуваність на структуру ~100 % мартенситу становить ~50 % напівмартенситної прогартуваності.

Критичним діаметром $D_{кр}$ вважають такий максимальний діаметр сталевго зразка, який у даному охолодному середовищі прогартується наскрізь (рис. 4.19, незаштрихована зона), й у центрі якого утворюється напівмартенситна структура.

Показаний розподіл загартованої й незагартованої зон свідчить про те, що для кожного охолодного середовища існує максимальний переріз, який прогартується наскрізь. З рис. 4.19 видно, що $D_{кр}$ у воді більший, ніж в оливі.

Критичний діаметр можна визначити експериментально. Для цього загартовують циліндричні зразки різних діаметрів і вимірюють твердість по їхньому перерізу. Зіставляючи добуті дані, визначають найбільший наскрізно прогартований переріз, який і є критичним діаметром. Такий метод досить трудомісткий і високовартісний, оскільки пов'язаний із розрізанням твердої загартованої сталі.

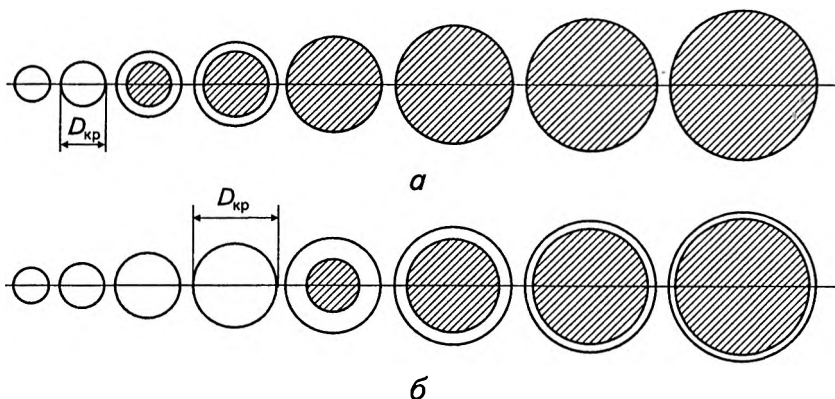


Рис. 4.19

Прогартуваність сталевих циліндрів різного діаметра з охолодженням у воді (а) й оливі (б)

Прогартовуваність тіл простої геометричної форми (кулі, циліндри, паралелепіпеди) можна досить точно визначити за допомогою спеціальної номограми (рис. 4.20, а).

Для того щоб не пов'язувати прогартуваність зі способом охолодження, використовують поняття *ідеального критичного діаметра* D_{∞} . Це діаметр максимального перерізу, який прогартується наскрізь в «ідеальній» рідині, що відбирає теплоту з нескінченно великою швидкістю.

За допомогою номограми можна визначити максимальні розміри деталей, які прогартуються наскрізь, залежно від температури нагрівання, охолодного середовища, реального співвідношення розмірів циліндра (l/d) або паралелепіпеда (l/a). Вихідною характеристикою для сталі при цьому є напівмартенситна відстань, визначена за допомогою торцевої проби. Максимальний розмір деталі, що прогартується до центральної осі, визначається для структур двох типів: 1) 100 % мартенситу; 2) 50 % мартенситу і 50 % трооститу. Залежно від вимог використовується одна зі шкал, розташованих над номограмою: верхня — для одержання 100 % мартенситу; нижня — для напівмартенситної структури. Для обох шкал береться одна й та сама характеристика — відстань від охолодженого торця до напівмартенситної зони.

Номограма дає змогу визначити прогартуваність за відомою критичною швидкістю $v_{кр}$ (рис. 4.20, б). Для цього на шкалі знаходять швидкість, яка дорівнює критичній швидкості охолодження для цієї сталі. Від точки $v_{кр}$ проводять горизонталь до перетину з похилими графіками, які відповідають різним охолодним середовищам. Із точок перетину (наприклад, повітря — 1, олива — 2) опускають перпендикуляри до горизонтальної шкали, яка відповідає заданій формі тіла. Наприклад, якщо кулю виготовлено зі сталі, для якої $v_{кр} = 40$ °С, то вона прогартується наскрізь з охолодженням на повітрі при діаметрі $D_n \approx 2,5$ мм, в оливі — при $D_o \approx 24$ мм, а у воді — при $D_b \approx 39$ мм.

Цим методом можна розв'язати й зворотну задачу: знайти критичну швидкість охолодження для забезпечення наскрізної прогартуваності тіла заданої форми. Наприклад, визначимо критичну швидкість охолодження кулі діаметром 10 мм у разі гартування з охолодженням у воді. Для цього знаходимо точку на другій нижній шкалі (для куль), яка відповідає діаметру 10 мм,

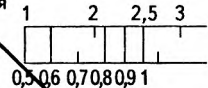
Охолодні середовища

Торцева проба на

Відстань від прогартуваного торця до

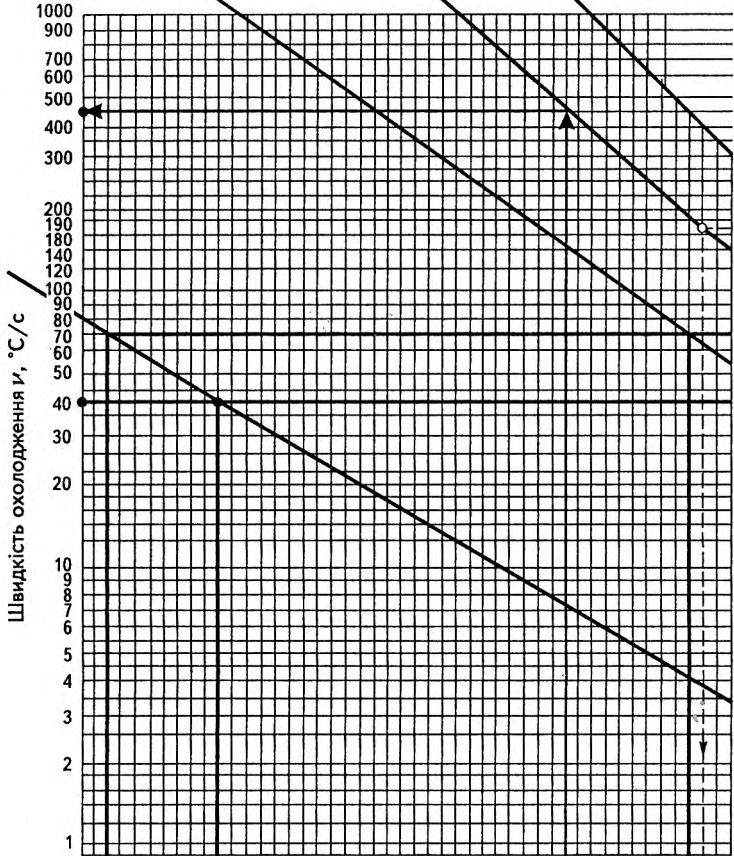
Ідеальне охолодження

Вода (20 °C)



Мінеральна олива

°C/c

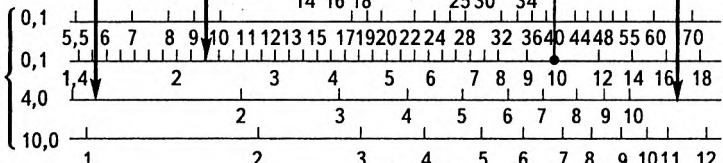


Повітря

Швидкість охолодження v , °C/c

Циліндр
(паралелепіпед)

$$\frac{L}{d} \left(\frac{L}{d} \right)$$

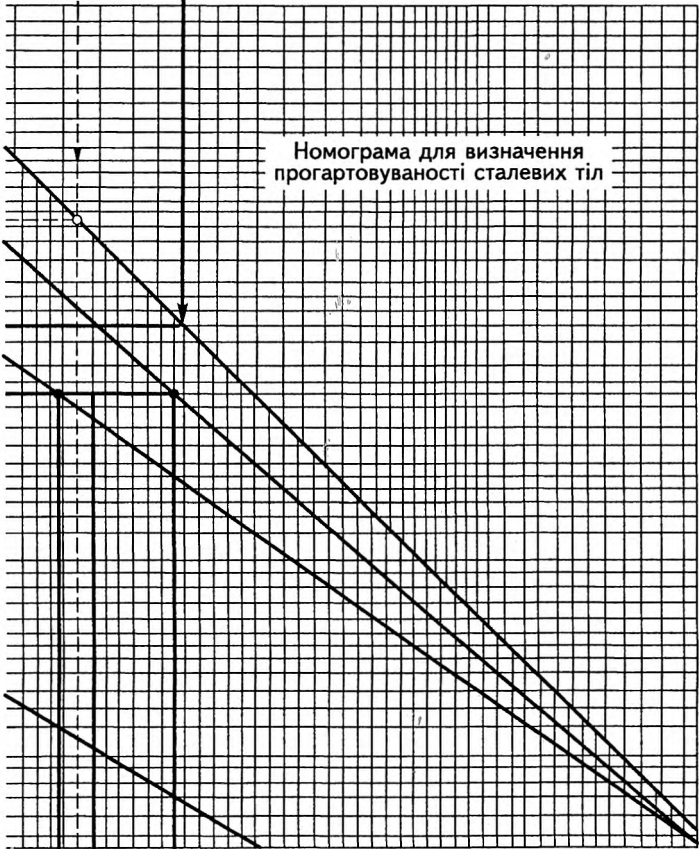
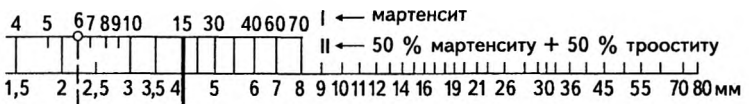


Розмір (діаметр кулі або циліндра d)

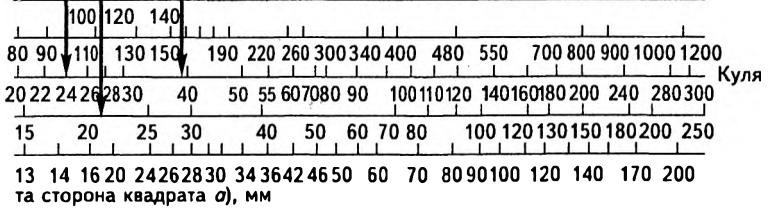
прогартування

напівмартенситної зони, мм

Структура серцевини загартованого тіла



Номограма для визначення прогартуваності сталевих тіл



РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

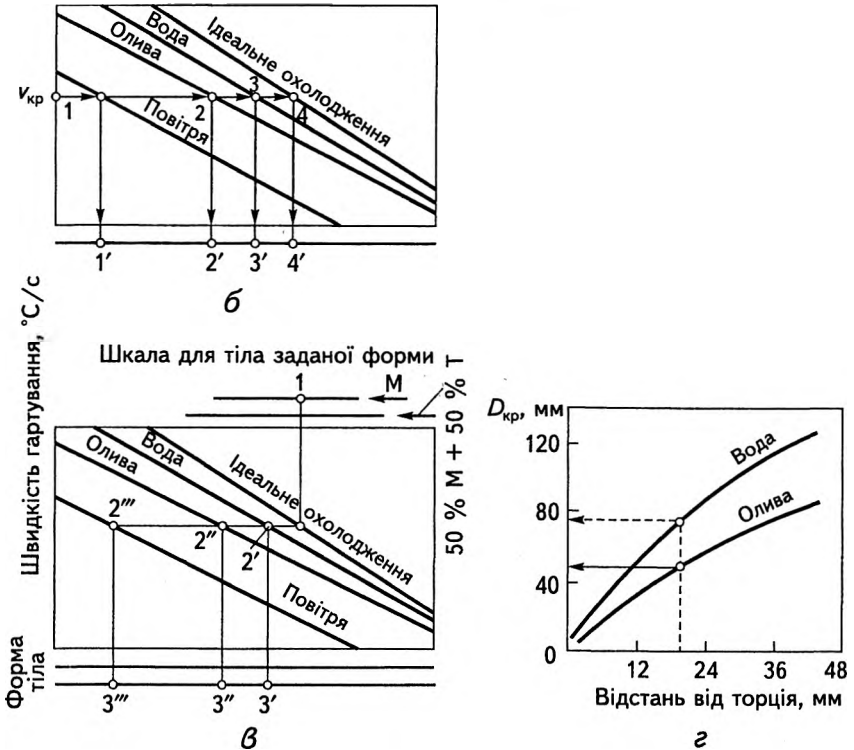


Рис. 4.20

Номограма для визначення прогартуваності сталевих тіл (а)
(с. 142—143). **Визначення прогартуваності за критичною швидкістю $v_{кр}$ (б)**
і за торцевою пробою (в, г)

піднімаємося до точки перетину з похилим графіком, що відповідає воді за температури 20 °C, і рухаємося вліво до точки $v_{кр} = 450$ °C/c.

Номограма дає змогу визначати прогартуваність також за даними торцевої проби (див. ключ на рис. 4.20, в). Для визначення розмірів прогартуваності знаходимо на верхній шкалі M точку 1, яка відповідає відстані до напівмартенситної зони. З цієї

точки опускаємо перпендикуляр до лінії ідеального охолодження (точка 2). З точки 2 проводимо горизонталь до перетину з графіком охолодження в заданому середовищі (2' — вода, 2'' — олива, 2''' — повітря). З цих точок опускаємо перпендикуляри до горизонтальної шкали, що відповідає формі тіла (точки 3', 3'', 3'''), наприклад, точка 1 відповідає відстані 15 мм на верхній шкалі «мартенсит» (див. рис. 4.20, в). Тоді за співвідношення розмірів циліндра $l/d = 4$ аустеніт повністю перетворюється в мартенсит у разі охолодження у воді, якщо діаметр дорівнює 22 мм, в оливі — 13 мм, на повітрі — 1,5 мм.

Для визначення розмірів тіл тієї самої форми, загартованих так, що в серцевині зберігається напівмартенситна структура, необхідно знайти точку, яка відповідає відстані до напівмартенситної структури на шкалі II (M + T) й далі діяти так само. Наприклад, якщо відстань до напівмартенситної зони також дорівнює 15 мм, то для прогартовуваності з охолодженням у воді діаметр циліндра становить 60 мм, в оливі — 46 мм і на повітрі — 5 мм. Отже, при одержанні напівмартенситної структури в серцевині можна значно збільшити розміри деталі, яка піддається гартуванню.

Для практичного використання достатню точність забезпечують графіки, що показані на рис. 4.20, г. На осі абсцис відкладають відстані від торця до зони з напівмартенситною структурою ($H_{\text{ІІМ}}$) і піднімають перпендикуляр до перетину з кривою гартування з охолодженням у воді чи оливі. Горизонталь від точки перетину до осі координат покаже критичний діаметр. Наприклад, при $H_{\text{ІІМ}} = 20$ мм $D_{\text{кр}}$ для охолодження у воді ≈ 78 мм, в оливі — ≈ 50 мм.

4.3.3

Способи й режими термообробки

Відповідно до класифікації видів термічної обробки (див. п. 4.1) за характером впливу на фізико-механічні властивості сталі детально розглянемо основні з них: відпали першого й другого роду, гартування та відпускання.

Відпал першого роду

Це вид термообробки, внаслідок якої частково або повністю знімається відхилення від рівноважного стану без фазових перетворень. Як уже зазначалося, причинами відхилення від рівноважного стану можуть бути наклеп холодного деформування, зварювання, ливарні процеси, нерівномірна пружна деформація під час навантажування тощо.

Залежно від того, які відхилення від рівноважного стану необхідно усунути, розрізняють такі види відпалу першого роду:

- *гомогенізаційний (дифузійний);*
- *рекристалізаційний;*
- *для зменшення внутрішніх (залишкових) напружень.*

До основних параметрів процесу відпалу першого роду належать температура нагрівання й видержка. Процеси зменшення внутрішніх напружень, усунення неоднорідності структури тощо схильні до спонтанного перебігу. Відпал першого роду, а саме нагрівання, істотно прискорює їх. При цьому швидкості нагрівання й охолодження мають другорядне значення.

Гомогенізаційний (дифузійний) відпал забезпечує усунення дендритної ліквідації. Внаслідок дендритної ліквідації виникає хімічна мікронеоднорідність усередині кристалів твердого розчину, що спричиняє утворення нерівновісних надлишкових фаз. У литих сплавах це призводить до зниження пластичності, корозієстійкості. В процесі обробки тиском мікроділянки, які мають різний хімічний склад, видовжуються — виникає волокниста структура. Така структура зумовлює анізотропію властивостей матеріалу виробу. При цьому в поперечному напрямі істотно знижуються пластичні властивості.

У результаті гомогенізації відбуваються вирівнювання концентрації всередині зерен твердого розчину й розчинення нерівновісних надлишкових фаз. Оскільки ці процеси за своєю фізичною сутністю є дифузійними, то гомогенізаційний відпал називають також дифузійним. Нагрівання сприяє повнішому перебігу дифузійних процесів. Тому при гомогенізації температура нагрівання має становити $(0,8...0,95)T_{пл}$, але бути нижчою за солідус. Сталі й чавуни, наприклад, нагрівають до температур 1100...1200 °С, леговані сталі — до 1050...1250 °С. Найінтенсивніше дифузійний

процес відбувається в початковий період. Видержка в разі гомогенізаційного відпалу коливається від кількох до десятків годин (час, який витрачається на прогрівання, не враховується). Надто велика видержка при гомогенізації мало ефективна. Набагато ефективніше підвищення температури нагрівання.

Для підвищення продуктивності процесу, зменшення витрат енергії, палива, запобігання інтенсивному окалиноутворенню рекомендується видержка протягом 15...20 год (залежно від розмірів заготовки). Після видержки заготовки охолоджують у середовищі з температурою 800...820 °С, а потім — на повітрі. В результаті гомогенізації за досить високих температур відбувається ріст зерен — утворюється великозерниста структура. Цей недолік у подальшому усувається за допомогою термічної обробки.

Рекристалізаційний відпал — це термічна обробка попередньо деформованого сплаву для зняття деформаційного наклепу, тобто проведення процесу рекристалізації (див. п. 2.1). Здебільшого рекристалізаційний відпал застосовують після холодної обробки тиском або між операціями холодного деформування. Як зазначалося, внаслідок пластичного деформування в холодному стані кристалічні решітки зерен у полікристалах дістають переважну просторову орієнтацію — текстуру деформації. При цьому найважливішою зміною внутрішньої будови є збільшення щільності дислокацій. У результаті значної деформації щільність дислокацій може досягати $10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$, тоді як у відпаленому стані — $10^6 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$, тобто може зрости на 4—5 порядків. Отже, *наклеп*, який виникає внаслідок холодного пластичного деформування, є сукупністю структурних змін і пов'язаних із ними змін властивостей сплаву.

Зі збільшенням ступеня холодної деформації опір холодному деформуванню ($\sigma_{ТЧ}$, σ_T , НВ) зростає, а показники пластичності (δ , ψ) знижуються. Наприклад, унаслідок деформування на 50...70 % тимчасовий опір, залежно від природи металу й виду деформації, збільшується в 1,5...3 рази. Відносне видовження за значної деформації, коли $\sigma_{ТЧ}$ зростає в 1,5...2 рази, знижується в 10...30 разів і більше.

Процес рекристалізаційного відпалу складається з нагрівання до температури вище за початок рекристалізації, видержки й

наступного охолодження. Найнижча температура початку рекристалізації металу або сплаву, яка відповідає великим деформаціям (>60...70 %) і тривалості відпалу 1...2 год, слугує характеристикою матеріалу й називається *температурним порогом рекристалізації* $T_{п.р}$. Між $T_{п.р}$ і температурою плавлення $T_{пл}$ існує практично стале співвідношення (правило Бочвара): рекристалізація починається за температури, яка становить однакову для всіх металів частку від температури плавлення:

$$T_{п.р} = \alpha T_{пл}$$

Наприклад, для технічно чистих металів $T_{п.р} = (0,3...0,4)T_{пл}$; для складних сплавів, твердих розчинів і легованих сталей $T_{п.р} = (0,5...0,8)T_{пл}$, де $T_{пл}$ — абсолютна величина. Отже, $T_{п.р}$ можна визначити за відомою температурою плавлення $T_{пл}$:

$$T_{п.р} = (T_{пл} + 273)\alpha - 273.$$

Найважливішою характеристикою відпаленого металу є розмір рекристалізованого зерна. До основних факторів, які визначають кінцевий розмір зерен, належать температура й тривалість відпалу, ступінь деформації та склад сплаву. Режими рекристалізаційного відпалу можна вибирати за діаграми рекристалізації (рис. 4.21), які показують залежність розміру зерна металу або сплаву від ступеня деформації й температури відпалу за певної видержки, а також дають змогу в першому наближенні визначити режим рекристалізаційного відпалу для одержання бажаної структури.

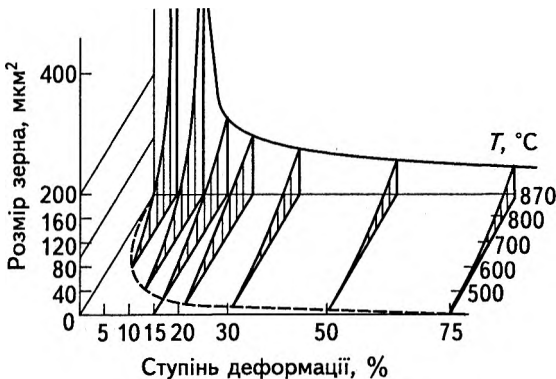


Рис. 4.21
Діаграма
рекристалізації
низьковуглецевої
сталі

Відпал для зменшення внутрішніх напружень — це термічна обробка, за якої головним процесом є повна або часткова релаксація залишкових напружень, які виникли в металі внаслідок різних технологічних процесів: лиття, обробки тиском, різанням, зварювання й т. п. Небезпечність залишкових напружень полягає в тому, що вони спричиняють зміну розмірів і жолоблення виробу. Залишкові напруження зменшуються завдяки пластичному деформуванню за умови, що напруження вищі за границю текучості, або в результаті повзучості — за напружень, менших від границі текучості.

У багатьох випадках зменшення залишкових напружень є побічним процесом, який відбувається під час різних операцій термообробки водночас з основними змінами. Наприклад, ливарні напруження зменшуються завдяки гомогенізаційному відпалу, залишкові напруження від холодної обробки тиском — унаслідок рекристалізації. Відпал для зменшення внутрішніх напружень полягає в нагріванні до температури, нижчої за A_1 , видержці за цієї температури й наступному повільному охолодженні.

Залежно від оброблюваних матеріалів, конструкції деталей і виду попередньої технологічної обробки режим відпалу для зменшення внутрішніх напружень може бути різним. Наприклад, для стабілізації розмірів відливок із сірого чавуну використовують відпал при $T = 500...600\text{ }^\circ\text{C}$ протягом 2...4 год, сталевих виробів —

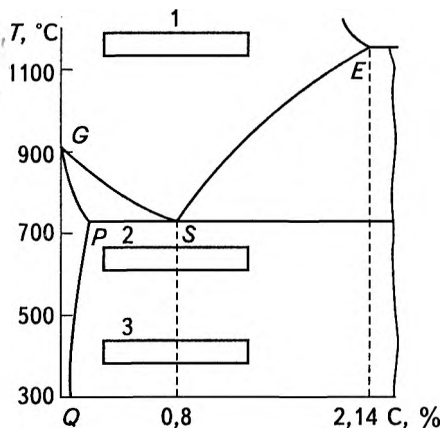


Рис. 4.22

Режими нагрівання в процесі відпалу першого роду:

- 1 — гомогенізаційного (дифузійного);
- 2 — рекристалізаційного;
- 3 — для зменшення внутрішніх напружень

при $T = 160...700$ °С. Деталі точних верстатів піддають дворазовому відпалу: після основної механічної обробки за температури $570...600$ °С протягом 2...3 год і після операції шліфування — при $T = 160...180$ °С протягом 2 год. Великогабаритні деталі складної форми з інструментальної сталі для зняття напружень перед гартуванням відпалюють за підвищених температур — трохи нижчих від A_1 . Зварні з'єднання відпалюють при $T \approx 650...700$ °С.

Орієнтовні області температур нагрівання в процесі відпалу першого роду, нанесені на сталевий кут, на діаграмі стану сплаву показано на рис. 4.22.

Відпал другого роду

Це вид термообробки, що ґрунтується на дифузійних фазових перетвореннях у твердому стані й може супроводжуватися повною зміною фазового складу, коли фази, що існували за кімнатної температури, зникають під час нагрівання, а стабільні високотемпературні фази — у процесі охолодження. Практична доцільність відпалу другого роду визначається впливом структурних змін на властивості сплавів.

Основними параметрами відпалу другого роду є температура нагрівання, видержка за цієї температури й швидкість охолодження. Температура нагрівання й видержка мають повністю забезпечити необхідні структурні перетворення. Швидкість охолодження має бути досить малою, щоб встигли відбутися зворотні фазові перетворення. Зазвичай охолодження відбувається разом із піччю або на повітрі. Для сталей відпал другого роду — це термічна обробка, за якої головними процесами є повна чи неповна аустенізація під час нагрівання з подальшими феритно-цементитними перетвореннями в процесі охолодження.

За методами охолодження й ступенем переохолодження аустеніту розрізняють такі види відпалу другого роду:

- повний;
- ізотермічний;
- неповний (сфероїдизувальний);
- нормалізаційний (або нормалізація);
- патентування.

Кожен із цих відпалів характеризується своїм цільовим призначенням і режимом (рис. 4.23).

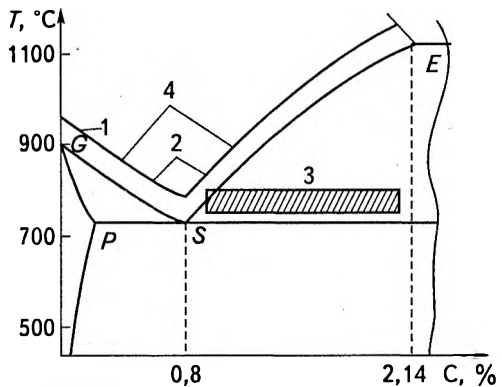
Повний відпал (рис. 4.23, крива 1) проводиться для доевтектоїдних сталей. При цьому сталь нагрівають до температури, яка на 30...50 °С вища за точку A_{c3} .

Охолодження має бути настільки повільним, щоб аустеніт розпадався за невеликого ступеня переохолодження зі швидкостями до 200 °С/год. У легованих сталях аустеніт стійкіший до переохолодження. Тому ці сталі охолоджують зі швидкостями 100...30 °С/год.

Структура доевтектоїдної сталі після повного відпалу рівномірна дрібнозерниста феритно-перлітна, яка утворюється із зернистого аустеніту.

Основною метою повного відпалу є усунення дефектів структури, що виникають під час лиття, обробки тиском, зварювання й т. п., а також зменшення напружень і пом'якшення сталі перед обробкою різанням. Крім того, за допомогою повного відпалу можна усунути великозернистість у виливках після гомогенізації і відманштеттів ферит, який утворюється під час зварювання в навколошовній зоні. Для підвищення оброблюваності різанням м'яких низьковуглецевих сталей застосовують повний відпал на велике зерно з нагріванням до температури 950...1100 °С. При цьому утворюється структура з великими колоніями перліту, що сприяє більшій ламкості стружки й підвищенню якості поверхні.

Рис. 4.23
Режими нагрівання
в процесі відпалу
другого роду:
1 — повного;
2 — ізотермічного;
3 — неповного;
4 — нормалізаційного



Іноді для пом'якшення доевтектоїдної сталі перед обробкою різанням використовують неповний відпал, що дає змогу зменшити вартість процесу й тривалість обробки. За такої обробки здійснюють нагрівання до температур, вищих за A_{c1} , але нижчих від A_{c3} . При цьому пом'якшується феритна складова. Для усунення зазначених вище недоліків структури цей вид відпалу не застосовується.

Ізотермічний відпал (рис. 4.23, крива 2) застосовують в основному для штампованих заготовок і прокату невеликого розміру з легуваних сталей. Метою ізотермічного відпалу є зменшення тривалості процесу й одержання більш гомогенної феритно-перлітної структури. Невеликого ступеня переохолодження аустеніту досягають охолодженням нагрітої до аустенізації сталі з ізотермічною видержкою в температурному інтервалі перлітного перетворення (660...680 °С). Після нагрівання до температури, на 30...50 °С вищої ніж A_{c3} (A_{cm}), сталь прискорено охолоджують до температури початку перлітних перетворень (на ~30...100 °С нижчої за A_1), за якої й проводиться ізотермічна видержка протягом 3...6 год. Під час видержки за такої температури сталь істотно пом'якшується за порівняно невеликий інтервал часу.

Неповний (сфероїдизувальний) відпал (рис. 4.23, крива 3) застосовують для заевтектоїдних вуглецевих, легуваних інструментальних і шарикопідшипникових сталей для підвищення їхньої оброблюваності різанням, а також для підготовки структури до гартування. В результаті неповного відпалу утворюється структура зернистого (глобулярного) перліту (сферодиту), що й дало назву процесу — сфероїдизація.

За неповного відпалу сталі нагрівають до температури 750...780 °С. У результаті нагрівання відбувається лише часткова перекристалізація — перлітно-аустенітний перехід, і при цьому в аустеніті залишається багато нерозчинених включень цементиту, які слугують центрами кристалізації при подальшому розпаді аустеніту.

Для режиму сфероїдизації заевтектоїдних сталей характерний досить вузький температурний інтервал «відпалуваності». Нижня межа на 10...30 °С вища за A_1 , а верхня має бути не дуже високою, оскільки це спричиняє утворення пластинчастого перліту під час охолодження. Особливо вузьким інтервал «відпалува-

ності» виявляється для сталей, близьких до евтектоїдних. Наприклад, для сталей У9 і У10 цей інтервал становить 740...750 °С, а для сталей У12, У13 — 750...780 °С. Леговані сталі можна нагрівати в температурному інтервалі 770...820 °С.

Кінцева структура — зернистий (глобулярний) перліт — залежить також і від швидкості охолодження: чим менша швидкість охолодження, тим більше виростають глобулярні зерна цементиту під час розпаду аустеніту. Регулюючи швидкість охолодження, можна одержувати різні за розміром зерна. Охолодження проводять зі швидкістю 30...60 °С/год до 600 °С, а потім — на повітрі. В разі збільшеного вмісту легуючих елементів охолодження вповільнюють.

Досить часто для інтенсифікації процесу розпаду аустеніту й коагуляції карбідів застосовують ізотермічний режим охолодження. При цьому після повільного охолодження (30...50 °С/год) до температури 620...680 °С робиться ізотермічна видержка протягом 1...3 год залежно від маси деталі.

Сталь зі структурою зернистого перліту має найменшу твердість, легше оброблюється різанням, що особливо важливо для масового виробництва. Крім того, така структура є оптимальною перед гартуванням, оскільки вона менш схильна до росту аустенітного зерна під час нагрівання й дає змогу розширити інтервал гартівних температур.

Якщо внаслідок одноразового відпалу не відбувається повна сфероїдизація цементиту, то застосовують *маятниковий*, або *циклічний, відпал*, тобто нагрівання й охолодження здійснюють кілька разів.

Нормалізаційний відпал (нормалізація) (рис. 4.23, крива 4) — це термічна обробка сталі, що полягає в нагріванні до температур, на 30...50 °С вищих за лінію *GSE*, з подальшими видержкою й охолодженням на повітрі.

У процесі нагрівання відбувається повна фазова перекристалізації до аустенітного стану як доевтектоїдних, так і заевтектоїдних сталей, що дає змогу видалити великозернисту структуру.

Прискорене охолодження на повітрі зі швидкістю приблизно 7...7,5 °С/с (для невеликих мас) зумовлює дещо більше переохолодження аустеніту, й у результаті утворюється тонша структура перліту або сорбіту. Отже, міцність сталей після нормалізації більша, ніж унаслідок звичайного відпалу.

Нормалізація може бути проміжною або завершальною операцією. Як проміжну операцію нормалізацію застосовують для усунення дефектів будови й загального поліпшення структури перед гартуванням, а також для пом'якшення структури перед обробкою різанням. Як завершальну операцію нормалізацію застосовують для середньо- й високовуглецевих доевтектоїдних сталей, якщо вимоги до їхніх властивостей помірні й не обов'язково здійснювати гартування з відпусканням, а також для низьковуглецевих і низьколегованих сталей, наприклад для високоміцної будівельної сталі І6Г2АФ.

Для великих масивних деталей або виливків на швидкість охолодження впливають маса й відношення площі поверхні до об'єму, що відбивається на структурі й властивостях нормалізованої сталі.

Патентування застосовують для обробки високоміцного канатного й пружинного дроту. Дріт із середньо- й високовуглецевої сталі з умістом вуглецю 0,45...0,85 % нагрівають до температури, на 150...200 °С вищої за лінію A_{c3} (~870...920 °С) із подальшою ізотермічною видержкою в свинцевій або соляній ванні за температури 450...550 °С. При цьому розпад аустеніту відбувається поблизу нижньої межі температурного інтервалу перлітного перетворення, й утворюється тонкопластинчаста структура — сорбіт і троостит патентування. Високотемпературне нагрівання забезпечує гомогенізацію аустеніту. Швидкість руху дроту крізь розплав має бути такою, щоб час перебування за температури 450...550 °С був дещо більшим, ніж тривалість перлітного перетворення.

Гартування

Нагрівання. Згідно із загальними закономірностями термічної обробки (див. п. 4.1) для здійснення процесу гартування визначають температуру, до якої необхідно нагріти виріб по всьому об'єму (*об'ємне гартування*) або його поверхневий шар (*поверхнєве гартування*). Для підвищення продуктивності процесу нагрівання необхідно проводити максимально швидко. Разом із тим для деяких високолегованих сталей (наприклад, швидкорізальних), щоб зменшити термічні напруження, проводять ступінчасте нагрівання.

Температуру нагрівання визначають за діаграмою стану. Доевтектоїдні сталі нагрівають до температур $A_{c3} + (30...50\text{ }^\circ\text{C})$ (рис. 4.24). Слід зазначити, що розмір зерна майбутнього мартенситу залежить від спадковості зерна. В разі спадково дрібнозернистої структури допускається деякий перегрів сталі. Перегрів спадково великозернистої структури призводить до утворення крупногочастого мартенситу. Через недогрів доевтектоїдних сталей (неповне гартування від температурного інтервалу $A_{c1} - A_{c3}$) у структурі поряд із мартенситом міститься надлишковий ферит, який погіршує механічні властивості сталі.

Від кінця 70-х років ХХ ст. метод гартування доевтектоїдних сталей почали застосовувати для низьковуглецевих і низьколегованих сталей (06ХГСЮ, 06Г2СЮ), які використовують у машинобудуванні для листових штампованих деталей, а також для холодної висадки деталей кріплення. Після гартування від температур $(\alpha + \gamma)$ -області в таких сталях утворюється феритна матриця з рівномірно розподіленими острівцями мартенситу, частка якого становить приблизно 15...25 %. Такі сталі називають двофазними феритно-мартенситними (ДФМС), або (за кордоном) сталями з дуальною структурою.

Висока штамповність таких сталей пояснюється тим, що завдяки специфічному складу й структурі вони не мають площинки текучості на кривій деформування, характеризуються низькою границею текучості, малим відношенням $\sigma_{0,2} / \sigma_{Tч}$ і великим рівномірним видовженням.

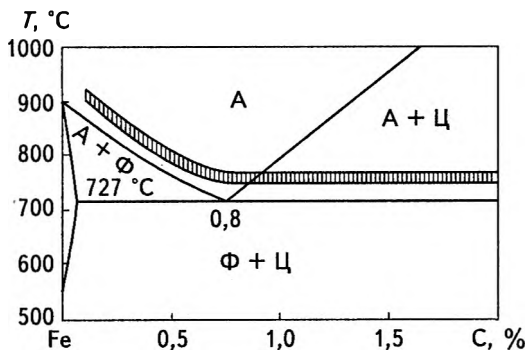


Рис. 4.24
Температурні
інтервали нагрівання
вуглецевих сталей
у процесі гартування

Гартування заевтектоїдних сталей здійснюють від температур $A_{c1} + (30...50 \text{ }^\circ\text{C})$ (рис. 4.24), тобто від температурного інтервалу $A_{c1} - A_{c \text{ см}}$. При цьому в структурі поряд із мартенситом залишається вторинний цементит, який підвищує твердість і зносостійкість сталей. Нагрівання заевтектоїдних сталей вище за $A_{c \text{ см}}$ спричиняє розчинення карбідів і підвищення вмісту залишкового аустеніту, що негативно впливає на механічні властивості сплавів. Крім того, спостерігається ріст зерен аустеніту й збільшуються гартівні напруження. Температурний режим нагрівання для гартування кожної легованої сталі добирають експериментально. Рекомендований діапазон — $800...880 \text{ }^\circ\text{C}$. Сталі з великим умістом карбідоутворювальних елементів (W, Mo, V, Cr) гартують від більш високих температур (які навіть можуть наближатися до солідуса) для максимального розчинення карбідів. Наприклад, швидкорізальну сталь Р6М5 гартують від температур $1200...1230 \text{ }^\circ\text{C}$, а штампову Х12Ф1 — від $1030...1050 \text{ }^\circ\text{C}$. Видержка за температури нагрівання має забезпечити максимальну гомогенізацію аустеніту.

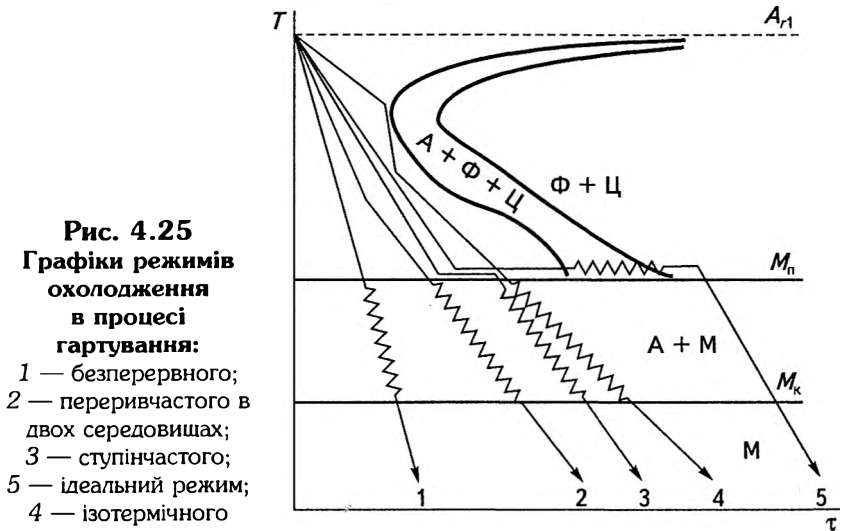
Охолодження. Оскільки не існує гартівного середовища зі змінними в часі охолоджувальними властивостями (див. рис. 4.15, 4.25, крива 4), які змогли б забезпечувати різні швидкості охолодження в міру зміни температури оброблюваної деталі, то такі умови створюються штучною зміною режиму охолодження.

За режимом охолодження й особливостями розрізняють такі основні способи гартування:

- *безперервне з охолодженням в одному середовищі;*
- *переривчасте з охолодженням у двох середовищах;*
- *ступінчасте;*
- *ізотермічне (бейнітне);*
- *з обробкою холодом;*
- *із самовідпусканням;*
- *поверхневе.*

Безперервне гартування з охолодженням в одному середовищі (рис. 4.25, крива 1) — найпростіший і широко застосовуваний спосіб.

Для дрібних (до 5 мм у перерізі) виробів із вуглецевих сталей і деталей більшого діаметра з легованих сталей як гартівне середовище використовують оливу.



Для великих деталей, а також спрощеної форми з вуглецевих сталей як гартівне середовище використовують воду або водні розчини лугів (5...15 %-й розчин NaCl; 40...50 %-й розчин NaOH і т. п.).

Для великих виробів складної форми, виготовлених зі сталей із високою стійкістю аустеніту (з високою прогартуваністю), типовими гартівними середовищами є чисті мінеральні оливи або їх суміші, наприклад 50 %-на суміш індустріальних олив 12 і 20.

Цей метод гартування характеризується значними залишковими напруженнями, що може призводити до жолоблення й тріщиноутворення.

Переривчасте гартування з охолодженням у двох середовищах (рис. 4.25, крива 2) застосовують для зменшення швидкості охолодження в інтервалі мартенситних перетворень. Деталь спочатку занурюють у воду ($v_{\text{ох}} \approx 600 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$) і видержують до температури $\sim 300 \text{ }^\circ\text{C}$, а після цього переносять у м'якіший охолоджувач — оливу (гартування крізь воду в оливу).

Цей спосіб гартування дає змогу наблизитися до оптимального режиму (рис. 4.25, крива 4). Швидке охолодження у воді запо-

бігає перлітному перетворенню, а наступне повільне охолодження в оливі зменшує гартівні напруження в інтервалі мартенситних перетворень. Найважливіше в цьому процесі — точно встановлення видержки у воді. Як правило, видержки для деталей певної форми визначають експериментально.

Переривчасте гартування широко застосовують для деталей із вуглецевих сталей, у тому числі різального інструменту. Оскільки вуглецева сталь має невисоку прогартуваність, то різальний інструмент із неї не можна гартувати з охолодженням в оливі.

Ступінчасте гартування (рис. 4.25, крива 3). За цього способу нагріту до температури гартування деталь швидко занурюють у розігріте гарівне середовище, видержують у ньому до вирівнювання температури по всьому об'єму деталі й потім охолоджують на повітрі або в холодній оливі.

Температуру нагрівання середовища визначають за С-подібною діаграмою. Ця температура (поличка на кривій охолодження) має бути на 20...30 °С вищою від температури початку мартенситних перетворень M_p . Видержка в розігрітому середовищі (довжина полички) має бути меншою за інкубаційний період, коли починається розпад аустеніту.

За ступінчастого гартування аустенітно-мартенситне перетворення відбувається одночасно по всьому об'єму завдяки попередньому вирівнюванню температури в процесі видержки. Це суттєво зменшує термічні напруження й тріщиноутворення, що особливо важливо для тонких і довгих виробів. Одразу після виймання деталі з розігрітого середовища її деякий час можна правити для усунення жолоблення.

Недолік ступінчастого гартування — порівняно невелика швидкість охолодження в гарячому середовищі. У зв'язку з цим застосування цього способу гартування обмежується розмірами перерізу деталей: до 10...12 мм — із вуглецевої сталі й до 20...30 мм — із легованих.

Ізотермічне (бейнітне) гартування (рис. 4.25, крива 5) — це гартування, за якого видержка (довжина полички) в температурному інтервалі бейнітного перетворення більша за час ізотермічного розпаду аустеніту. Завдяки збільшенню видержки до початку бейнітних перетворень різко зменшуються гартівні напруження й жолоблення. Ізотермічне гартування забезпечує в деяких легованих

сталях збереження великої кількості залишкового аустеніту, який не перетворюється в мартенсит під час охолодження. При цьому досягається висока ударна в'язкість, різко зменшується чутливість до концентраторів напружень, отже, підвищується конструкційна міцність сталі.

Гартування з обробкою холодом. У багатьох високовуглецевих і легованих сталях нижня межа інтервалу мартенситних перетворень M_k поширюється до температур, значно нижчих за 0°C . Тому в структурі сталей після гартування поряд із мартенситом міститься залишковий аустеніт, який негативно впливає на механічні властивості сплавів. Для зменшення кількості залишкового аустеніту продовжують (бажано без перерви) гартівне охолодження в області низьких температур до точки кінця мартенситних перетворень M_k . Охолоджувати нижче за точку M_k нераціонально, оскільки це не приводить до подальших мартенситних перетворень. Найнижча температура обробки холодом становить $-70\dots -80^\circ\text{C}$. У багатьох випадках достатньо охолодити загартовану деталь у воді при $T = +5\dots +10^\circ\text{C}$.

Основне призначення обробки холодом полягає у стабілізації розмірів виробу. Залишковий аустеніт у загартованій структурі навіть у разі невеликих знижень температури продовжує перетворюватися в мартенсит. Це супроводжується зміною об'єму й розмірів виробу. Для таких деталей, як підшипники кочення, вимірвальний інструмент, штампи, потрібні висока точність і стабільності розмірів, і тому їх обробляють холодом. У результаті такої обробки підвищуються твердість (у середньому на HRC 1...4) і зносостійкість. Після обробки холодом зазвичай здійснюють низьке відпускання.

Гартування із самовідпусканням ґрунтується на використанні внутрішньої теплоти нагрітої під гартування деталі для забезпечення відпускання, тобто зняття термічних гартівних напружень. Для цього деталь, нагріту для гартування, охолоджують в одному середовищі, й процес охолодження штучно переривають, коли серцевина ще має достатньо високу температуру. За рахунок теплоти серцевини поверхневі шари сталі внаслідок теплообміну знову нагріваються, й відбувається відпускання. Гартування із самовідпусканням застосовують для ударних і різальних слюсарних інструментів, в яких необхідно забезпечити поєднання високої

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

твердості поверхні з підвищеною в'язкістю серцевини (зубила, молотки, кувалди, керни тощо).

Поверхнєве гартування є одним зі способів збільшення твердості поверхневих шарів деталей з одночасним підвищенням зносостійкості й границі витривалості. При цьому серцевина залишається в'язкою, що сприяє гасінню ударних навантажень. Загальною технологічною особливістю різних методів поверхневого гартування є нагрівання поверхневих шарів деталі з подальшим швидким охолодженням. Для нагрівання деталей застосовують струми високої частоти (СВЧ), газове полум'я, лазерні нагрівачі.

Гартування з нагріванням СВЧ, що є найпоширенішим у промислових умовах, ґрунтується на використанні явища індукції й поверхневому розподілі індукованого струму в деталі. Для нагрівання деталей 1 розміщують в індуктор (соленоїд) 2, який становить одно- або багатовиткову порожнисту водоохолоджувальну конструкцію (трубку або шину) (рис. 4.26, а). Змінний струм, проходячи крізь індуктор, створює змінне магнітне поле 3, яке, своєю чергою, спричиняє появу в деталі індукованого струму тієї самої частоти, що нагріває деталь. Особливістю індукованих струмів є концентрація їх у поверхневих шарах виробу, де виділяється основна кількість теплоти. При подальшому швидкому охолодженні ці поверхневі шари піддаються гартуванню.

Глибина загартованого шару δ , мм, визначається залежно від частоти струму f , Гц, магнітної проникності μ , Гн/м, і питомого електричного опору ρ , Ом \cdot м, за формулою

$$\delta = 4,46 \cdot 10^5 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}$$

і коливається від 0,3 до 20 мм. Із формули видно, що зі збільшенням частоти струму зменшується глибина загартованого шару (табл. 4.3). Використовуючи струми малої частоти (промислової), можна досягти суцільного нагрівання деталі.

Час нагрівання за допомогою СВЧ визначається питомою потужністю джерела живлення, а також величинами ρ , f , μ і коливається від 2 до 50 с, що відповідає швидкості нагрівання 50...500 °С/с. Висока швидкість нагрівання зміщує фазові перетворення перліту в аустеніт в область високих температур. Крім того,

Таблиця 4.3

**Залежність глибини загартованого шару
від частоти струму при гартуванні СВЧ**

Частота струму, Гц	Глибина загартованого шару, мм	Мінімальний діаметр деталі при нагріванні під гартування, мм	
		можливий	бажаний
50	15...80	100	200
1000	3...17	22	44
2500	2...11	14	28
4000	1,5...9	11	22
8000	1...6	8	16
10 000	0,9...5,5	7	14
70 000	0,3...2,5	2,7	5,4
400 000	0,2...1	1,1	2,2

внаслідок невеликої видержки дифузія вуглецю не встигає відбутися повністю, й аустеніт є неоднорідним за вуглецем. Для прискорення дифузійних процесів підвищують температуру нагрівання. Тому температура гартування в разі нагрівання СВЧ (для однієї й тієї самої сталі) має бути більшою, ніж у разі звичайного гартування. Наприклад, температура нагрівання сталі з 0,4 % С у звичайних умовах становить 840...860 °С, у разі індукційного нагрівання зі швидкістю $v_{\text{нагр}} = 250 \text{ }^\circ\text{C/c} - 880 \text{ }^\circ\text{C}$, а при $v_{\text{нагр}} = 500 \text{ }^\circ\text{C/c} - 980...1020 \text{ }^\circ\text{C}$.

Раціональні режими гартування за допомогою СВЧ дають змогу одержати структуру дрібногочастого мартенситу з підвищеною міцністю й зниженою крихкістю. Оскільки в процесі нагрівання СВЧ серцевина деталі розігрівається нижче за A_{c1} , рекомендується перед гартуванням піддавати деталі нормалізації для підвищення міцності серцевини.

Охолодну рідину (воду, водні розчини полімерів) для гартування подають під тиском крізь душовий пристрій (спрейер) 4 (рис. 4.26).

Є такі способи поверхневого гартування з індукційним нагріванням:

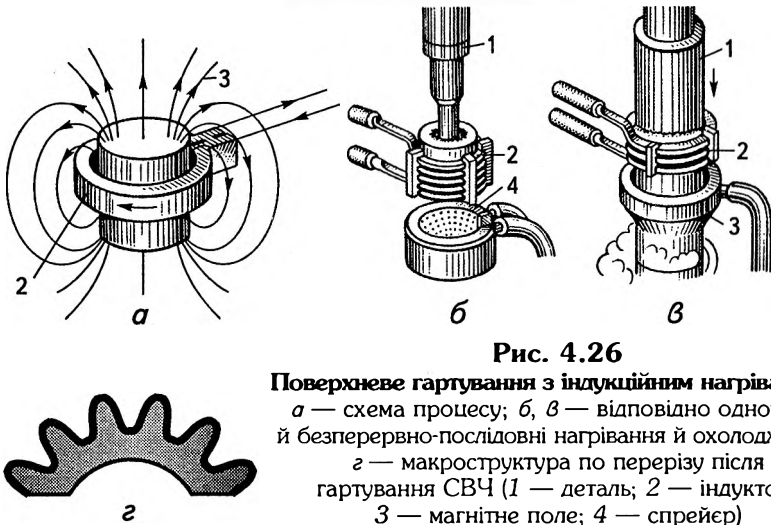


Рис. 4.26

Поверхнє гартування з індукційним нагріванням:
a — схема процесу; *б, в* — відповідно одночасні й безперервно-послідовні нагрівання й охолодження;
z — макроструктура по перерізу після гартування СВЧ (*1* — деталь; *2* — індуктор; *3* — магнітне поле; *4* — спреєр)

- *одночасні нагрівання й охолодження всієї поверхні* (рис. 4.26, *б*) — для виробів, які мають невелику поверхню зміцнення (пальці, валики, інструмент);
- *послідовні нагрівання й охолодження окремих ділянок деталі* (рис. 4.26, *в*) — для шийок колінчастих валів, зуб'їв зубчастих коліс (з модулем, більшим за 6 мм), кулачків розподільних валів двигунів внутрішнього згорання й т. п.;
- *безперервно-послідовні нагрівання й охолодження* (рис. 4.26, *в*) — для довгих осей, валів тощо. Деталь при цьому послідовно переміщується вздовж нерухомого індуктора й спреєра (або навпаки).

Після гартування з індукційним нагріванням деталь піддають низькому відпусканню з температур 160...200 °С, іноді — самовідпусканню.

Поверхнє гартування з нагріванням СВЧ застосовують для сталей з умістом вуглецю 0,4...0,5 % (40; 45; 40X; 45X; 40XH), які після гартування мають твердість HRC 50...60, високу зносостійкість й не схильні до крихкого руйнування. Для легованих сталей нагрівання

СВЧ застосовують рідко, оскільки при цьому не використовується перевага легованих сталей — глибока прогартовуваність.

Гартування з газополуменевим нагріванням застосовують для великогабаритних виробів при індивідуальному виробництві й ремонті, наприклад, для гартування сталевих і чавунних прокатних валків, великогабаритних валів, косозубих шестерень, черв'яків, напрямних станин верстатів і т. п. За цього способу поверхнєве нагрівання реалізується ацетиленокисневим або гасокисневим полум'ям із температурою 3000...3200 °С.

Завдяки високій температурі поверхня виробів швидко нагрівається до температури гартування, тоді як серцевина не встигає прогрітися. Подальше швидке охолодження забезпечує прогартовуваність на глибину 2...4 мм. Твердість сталей з умістом вуглецю 0,45...0,5 % становить HRC 50...56. Структура поверхневого шару — мартенсит, далі — троостомартенсит.

Для великогабаритних деталей цей спосіб часто рентабельніший, ніж гартування з нагріванням СВЧ.

Гартування з нагріванням лазером, або лазерна термообробка (ЛТО), — перспективний метод зміцнення складних виробів, коли гартування їх іншими способами ускладнене. Застосування методу ґрунтується на трансформації світлової енергії в теплову. За рахунок високої концентрації енергії в світловому потоці лазерного випромінювання нагрівання поверхні відбувається дуже швидко — протягом 10^{-2} ... 10^{-7} с. Після призупинення дії випромінювання відбувається самозагартування за рахунок інтенсивного відведення теплоти вглиб металу. При цьому швидкість охолодження становить 10^3 ... 10^5 °С/с.

Особливістю ЛТО є її локальність. Тому для обробки поверхні необхідно вести сканування лазерного пучка з необхідним коефіцієнтом перекриття. Глибина зміцненого шару при ЛТО може коливатися від 0,11 до 1,0 мм. Методом ЛТО ефективно зміцнюють високовуглецеві, середньо- й високолеговані сталі, перлітні сірі, ковкі й високоміцні чавуни.

Відпускання

Відпускання — це термічна обробка загартованого на мартенсит сплаву, за якої головним процесом є розпад мартенситу з виділенням карбідів. Проте процес може ускладнюватися внаслідок

перетворення залишкового аустеніту. Необхідність відпускання пояснюється тим, що одержана в результаті гартування структура мартенситу є нерівноважною й поряд із великою твердістю має дуже високу крихкість.

Метою відпускання є часткове зниження твердості за підвищення в'язкості й пластичності, зменшення внутрішніх напружень. Відпускання — завершальна термічна обробка, в результаті якої сталь дістає необхідні механічні властивості, й повністю або частково знімаються внутрішні напруження.

Процес відпускання полягає в нагріванні загартованих деталей до температур, нижчих від A_{c1} , видержці за даної температури й подальшому охолодженні з певною швидкістю.

Залежно від температури нагрівання розрізняють три види відпускання:

- *низьке (низькотемпературне);*
- *середнє (середньотемпературне);*
- *високе (високотемпературне).*

Низьке (низькотемпературне) відпускання полягає в нагріванні загартованої сталі до температур 120...250 °С. Після видержки (зазвичай протягом 1...3 год) знижуються гартівні мікронапруження за рахунок перетворення тетрагонального мартенситу у відпущений (кубічний). При цьому частково підвищуються (на 2—3 одиниці) або не змінюються показники твердості й міцності, частково поліпшується в'язкість. Можливе невелике зростання твердості пояснюється перетворенням залишкового аустеніту в кубічний мартенсит. Високовуглецеві сталі після низького відпускання дістають твердість HRC 58...63 і високу зносостійкість. Для середньовуглецевих сталей твердість практично не змінюється порівняно із загартованим станом.

Низьке відпускання застосовують, наприклад, для різального й вимірювального інструменту, деталей шарикових і роликів підшипників, після хіміко-термічної обробки легованих сталей.

Середнє (середньотемпературне) відпускання полягає в нагріванні загартованої сталі до температур 350...500 °С. Утворена в результаті структура — троостит відпускання або трооститомар-

тенсит — забезпечує поєднання високих твердості (HRC 40...45), міцності, пружності та в'язкості.

Середнє відпускання застосовують для пружин, ресор, а також штампів.

Охолодження після середнього відпускання слід проводити у воді, що сприяє збільшенню границі витривалості пружних елементів, яка зростає завдяки утворенню на поверхні стискальних залишкових напружень.

Високе (високотемпературне) відпускання полягає в нагріванні загартованої сталі до температур 550...650 °С. Утворена після такого нагрівання й видержки структура — сорбіт відпускання — має найліпші співвідношення міцності й в'язкості. На відміну від сорбіту, одержаного в результаті нормалізації, в якому цементит має пластинчасту будову, сорбіт високого відпускання має зернисту будову. Саме це сприяє підвищенню ударної в'язкості за однакової міцності. Тому високе відпускання застосовують для деталей машин, які в процесі експлуатації зазнають дії високих напружень та ударних навантажень. При цьому комплексну термообробку — гартування з високим відпусканням — називають *поліпшенням*. Поліпшення значно підвищує конструкційну міцність середньовуглецевих (0,3...0,5 % С) сталей, зменшує чутливість до концентраторів напружень, збільшує роботу розвитку тріщин і знижує температуру порогу холодноламкості.

Видержка за температури відпускання становить 1...6 год залежно від габаритних розмірів виробів. Залишкові термічні напруження повністю знімаються протягом 1...2 год. Видержка легованих сталей у процесі відпускання порівняно з вуглецевими збільшується, оскільки всі дифузійні процеси відбуваються повільніше. Крім того, в легованих сталях до високих температур відпускання зберігаються дрібнодисперсні карбіди, що є причиною вторинної твердості, тобто збільшення твердості після високого відпускання. Це характерне для сталей, легованих Cr, Mo, V та іншими елементами. Завдяки цьому леговані конструкційні сталі після високого відпускання мають вищі міцність і пластичність. Тому їх використовують для виготовлення важливих деталей, які працюють в умовах складного навантажування.

Зазвичай зі зростанням температури відпускання збільшується ударна в'язкість. Проте для деяких конструкційних сталей

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

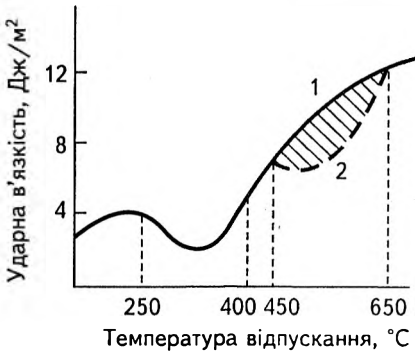


Рис. 4.27

Вплив температури відпускання на ударну в'язкість сталей, чутливих до відпускнуї крихкості:

- 1 — швидке охолодження у воді або оливі;
- 2 — повільне охолодження на повітрі або з ліччю

спостерігається зменшення ударної в'язкості (рис. 4.27). Це явище називають *відпускнуї крихкістю*. Розрізняють відпускнуї крихкість першого й другого роду.

Відпускнуї крихкість першого роду виникає в області нагрівання до температури 300 °C як у вуглецевих, так легованих сталей. У разі повторного нагрівання не спостерігається.

Відпускнуї крихкість другого роду виникає в легованих сталей після повільного охолодження з температур 450...550...650 °C і спостерігається в разі повторного нагрівання й повільного охолодження. Тому вироби зі сталей, схильних до відпускнуї крихкості другого роду (наприклад, штампи для гарячого штампування), після нагрівання до високовідпускнуї температур необхідно швидко охолоджувати.

4.4

Термічна обробка чавунів

У чавунах, подібно до сталей, відбуваються фазові перетворення в твердому стані. Тому для них також можуть використовуватися методи зміни властивостей за допомогою термообробки. Проте фазові перетворення в чавунах ускладнюються процесами, пов'я-

заними з поведінкою графітових включень, які найбільше впливають на властивості чавунів.

Чавун можна піддавати гартуванню або нормалізації, нагріваючи його до температур 800...930 °С залежно від структури основи, з охолодженням у воді або оливі. Після цього здійснюють відпускання, температура якого становить 200...550 °С і залежить від потрібної твердості. Графіт при цьому ніяких змін не зазнає.

Досить ефективно для зміцнення чавунів ізотермічне й поверхневе гартування. Для зміцнення сірих чавунів, особливо високоміцних із глобулярним графітом, застосовують нормалізацію, яка підвищує їхні міцність, твердість і зносостійкість. Нормалізації піддають виливки з феритною, перлітно-феритною й (рідше) перлітною основою. Для цього відливки нагрівають до 850...950 °С і після видержки протягом 0,5...3 год охолоджують на спокійному повітрі. Виливки складнішої форми після охолодження до $T \approx 500$ °С рекомендується далі охолоджувати разом із піччю.

Зміцнення в процесі нормалізації досягається за рахунок підвищення концентрації зв'язаного в цементиті вуглецю й збільшення дисперсності перліту. Твердість чавуну при цьому підвищується до HB 2000...2500.

Найбільше зміцнення досягається в разі нормалізації феритного чавуну, оскільки м'яка феритна основа замінюється твердішою перлітною. В перлітних чавунах зі збільшенням дисперсності евтектоїду зносостійкість підвищується в 1,5 раза.

Найпоширеніший *графітизувальний відпал*, що застосовується для білих, сірих, високоміцних чавунів, мета якого — зменшення внутрішніх напружень, зміна структури білих чавунів, усунення вибілювання виливків.

Відпал білого чавуну на ковкий. Білі чавуни мають дуже високі твердість і крихкість через присутність цементиту в структурі. Для переробки їх на ковкий чавун застосовують спеціальний відпал. У ковких чавунах графіт міститься у формі пластівців, що надає цим чавунам високої міцності й пластичності. Для виробництва ковкого чавуну використовують виливки доевтектичного білого чавуну, який містить: ~2,2...3,1 % C; ~0,7...1,5 % Si; ~0,3...1 % Mn; до 0,08 % Cr; <0,2 % P; <0,1 % S. Невисокий уміст вуглецю дає змогу одержати невелику кількість графітових включень і запобігти утворенню пластинчастого графіту.

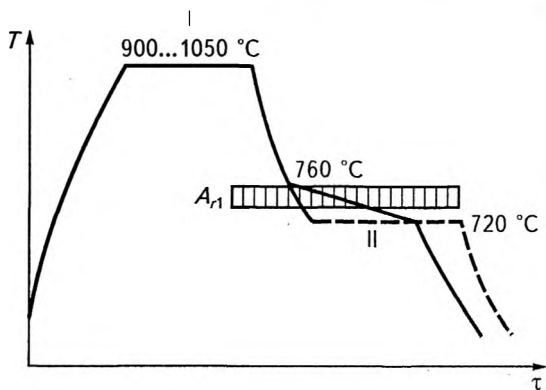


Рис. 4.28
Графік відпалу білого чавуну на ковкий:
 I і II — відповідно перша й друга стадії графітизації

Процес графітизації складається з двох стадій (рис. 4.28). Під час першої стадії при $T = 900 \dots 1050 \text{ }^\circ\text{C}$ структура з аустенітно-цементитної перетворюється в аустенітно-графітну. Тривалість цієї стадії ~ 10 год. Під час другої стадії для забезпечення повноти графітизації необхідно вповільнити охолодження чавуну в температурному інтервалі $760 \dots 720 \text{ }^\circ\text{C}$, тобто в області евтектичного перетворення. В процесі цієї видержки відбувається розпад аустеніту евтектичного складу на ферит і графіт. Якщо в області евтектичного перетворення прискорювати охолодження, то поряд із феритом у структурі міститимуться зерна перліту. Отже, змінюючи швидкість охолодження, можна одержати ковкий чавун зі структурою перліту й пластівчастого графіту.

Відпал чавуну для усунення вибілювання. Внаслідок прискореного охолодження в тонких перерізах деталей із сірого чавуну й високоміцного з глобулярним графітом у структурі утворюється ледебурит, тобто білий чавун. У процесі лиття в металеві форми (кокілі) вся поверхня заготовки може вибілитися. Для поліпшення оброблюваності різанням і підвищення пластичності таких виробів здійснюють графітизувальний відпал, що сприяє усуненню вибілювання. Графітизація в сірих і високоміцних чавунах через збільшений уміст кремнію (до 3,3 %) відбувається швидше, ніж у ковких. Для усунення вибілювання виливки нагрівають до $T \approx 850 \dots 950 \text{ }^\circ\text{C}$ і

після видержки протягом 0,5...5 год охолоджують на повітрі. Залежно від складу чавуну й швидкості охолодження у вибілених ділянках утворюється феритна або феритно-перлітна структура.

Низькотемпературний пом'якшувальний відпал застосовують для виливків із сірих чавунів із перлітною або перлітно-феритною основою для поліпшення оброблюваності різанням, зменшення твердості й підвищення циклічної в'язкості. Виливки відпалюють за температур 670...750 °С протягом 1...4 год для часткової графітизації і сфероїдизації цементиту. Механізм цих процесів такий самий, як ізотермічної видержки на другій стадії графітизації ковкого чавуну.

4.5

Термомеханічна обробка сталей

Термомеханічна обробка (ТМО) — це сукупність термічної обробки й операцій пластичного деформування, в результаті яких змінюються структурна будова й механічні властивості сплавів, а саме підвищуються міцність, границя текучості й пластичність.

Є два шляхи підвищення міцності: утворення бездислокаційних кристалів та, навпаки, істотне збільшення щільності дислокацій. Ширші можливості відкриває другий шлях, пов'язаний зі збільшенням щільності дислокації, вакансій, дефектів пакування тощо. Дефекти кристалічної будови, своєю чергою, істотно впливають на деформування структури під час фазових перетворень. Характер розподілу недосконалостей кристалічної будови та їхня щільність найбільшою мірою зумовлюються пластичним деформуванням. Саме тому його можна застосовувати перед фазовими перетвореннями або в період їх розвитку для створення оптимальної структури термообробленого сплаву. В цьому напрямі радикальним способом впливу на дислокаційну структуру є гаряче пластичне деформування.

Важливою особливістю ТМО є те, що операції пластичного деформування й термічної обробки можуть бути суміщені або

рознесені в часі, наприклад виконуватися з розривом у кілька діб. При цьому важливо, щоб фазові перетворення відбувалися в умовах підвищеної щільності дефектів кристалічної будови, одержаної в результаті пластичного деформування. Стосовно сталей, які гартуються на мартенсит, розрізняють низькотемпературну (НТМО) й високотемпературну (ВТМО) термомеханічну обробку.

Високотемпературна термомеханічна обробка відрізняється тим, що деформування аустеніту на 20...30 % здійснюється в області його термодинамічно стабільного стану за температури, вищої від A_{c3} (рис. 4.29, графік 1). Після деформування проводять гартування на мартенсит і низьке відпускання. Основна мета ВТМО — підвищення механічних властивостей сталі.

Оскільки деформування в процесі ВТМО здійснюється за високих температур і ступінь деформування невелика, то спеціалізоване потужне обладнання не потрібне.

ВТМО застосовують для вуглецевих, середньо- й низьколегованих сталей. При цьому основні механічні властивості після ВТМО досягають дуже високих значень: $\sigma_{ТЧ} = 2200...2600$ МПа; $\sigma_{0,2} \approx 1900...2200$ МПа; $\delta = 7...8$ %; $\psi = 25...40$ %.

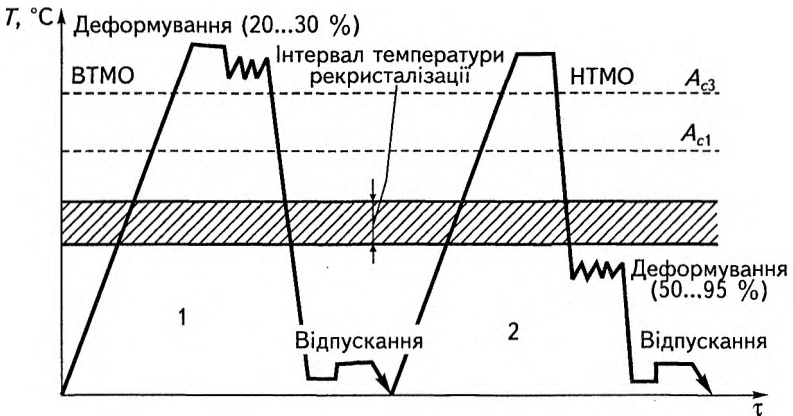


Рис. 4.29
Графіки режимів ВТМО (1) і НТМО (2)

За високої міцності забезпечується велика в'язкість руйнування, тобто опір поширенню тріщин. За однакової міцності вуглецеві сталі після звичайного гартування й низького відпускання мають набагато менший опір поширенню тріщин.

Низькотемпературна термомеханічна обробка складається з операцій деформування аустеніту в області його підвищеної стійкості, але обов'язково нижче від температури початку рекристалізації, з подальшим охолодженням і фазовим перетворенням у мартенсит і низьким відпусканням (рис. 4.29, графік 2). Цей процес називають *аусформінгом*, оскільки деформування зазнає аустеніт. Причиною зміцнення сталі внаслідок НТМО є усадкування мартенситом дислокаційної структури деформованого аустеніту.

Аустеніт за температур, нижчих від температури рекристалізації, але вищих ніж M_p , можна деформувати значною мірою. Деформування в процесі НТМО проводять у температурній області відносної стійкості аустеніту ($\sim 400 \dots 600$ °C). Ступінь деформації становить не менше ніж 50 % і може досягти 75...95 %. Одразу після деформування здійснюється гартування й низьке відпускання. При цьому тимчасовий опір конструкційних легованих сталей зростає до 2800...3000 МПа при $\delta = 5 \dots 7$ %. НТМО застосовують лише для легованих сталей, які характеризуються підвищеною стійкістю переохолодженого аустеніту.

Недоліком НТМО є те, що для її проведення необхідне досить потужне обладнання, оскільки опір деформуванню за таких температур дуже високий. Зміцнені сталі після НТМО мають невисокий опір крихкому руйнуванню.

4.6

Хіміко-термічна обробка сталей

Згідно з характером умов експлуатації і навантажувань до багатьох деталей різних машин ставляться вимоги високої міцності й зносостойкості лише поверхневих шарів за достатньо

високої в'язкості глибинних шарів, особливо в разі динамічного навантажування. Разом із тим, велику групу низьковуглецевих конструкційних сталей не можна використовувати для виготовлення таких деталей через неможливість застосування для них зміцнювальної термообробки. Одним із способів одержання твердої й міцної поверхні деталей за збереження в'язкої й пластичної серцевини є хіміко-термічна обробка, методи якої задовольняють вимоги ефективного використання низьковуглецевих і низьколегованих сталей в умовах досить великих навантажувальних, інтенсивного поверхневого тертя, корозійного руйнування тощо.

Хіміко-термічна обробка (ХТО) полягає в дифузійному насичуванні поверхневих шарів сталевих деталей одним або кількома хімічними елементами (металами або неметалами) для зміни складу, структури й фізико-механічних властивостей і створення сприятливих умов для подальшої термічної обробки.

Процеси ХТО реалізуються зануренням деталей у середовище, збагачене насичувальними елементами. За певних температур починаються процеси утворення високої концентрації вільних атомів (іонів) насичувального елемента на межі з поверхнею деталі. Після утворення хімічних зв'язків між атомами основного металу й насичувального елемента починається дифузійний процес проникнення елементарних частинок у глибинні шари основного металу.

Отже, хіміко-термічна обробка може розглядатись як сукупність трьох елементарних етапів:

- *дисоціація* молекул у насичувальному середовищі з утворенням високої концентрації насичувального елемента у вигляді вільних атомів або іонів;
- *адсорбція* атомів поверхнею металу з утворенням хімічних зв'язків між основним металом і насичувальним елементом;
- *дифузія* адсорбованих атомів углиб, яка відбувається завдяки градієнту концентрації насичувального елемента між поверхневими й глибинними шарами та тепловому рухові елементарних частинок.

Хіміко-термічну обробку здійснюють за допомогою активних твердих, рідких і газових середовищ.

У машинобудуванні найпоширеніші такі процеси насичування: вуглецем — *цементація*; азотом — *азотування*; вуглецем і азотом — *ціанування* або *нітроцементація*. Досить широко застосовуються також споріднені процеси дифузійного насичування поверхневих шарів металами й неметалами: алюмінієм — *алітування*; кремнієм — *силіціювання*; бором — *борування* й т. д.

4.6.1

Цементація

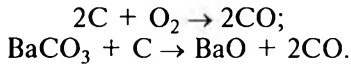
Це процес дифузійного насичування поверхневих шарів деталей, виготовлених із низьковуглецевих і низьколегованих сталей, вуглецем із подальшою термічною обробкою. Цементації підлягають сталі з умістом вуглецю 0,10...0,3 % і легуючих елементів до 2...2,5 %. На цементацію надходять деталі після механічної обробки з припуском на шліфування в межах до 0,1 мм. У результаті цементації підвищуються твердість і зносостійкість поверхневих шарів, але залишається в'язкою серцевина деталі.

Після цементації вміст вуглецю в поверхневих шарах збільшується до 0,8...1,2 %. У міру заглиблення від поверхні концентрація вуглецю зменшується. Товщина цементованого шару за звичайних умов процесу залежно від часу змінюється від 0,5 до 2,5 мм. За підвищеного тиску можна досягти глибини насичення 5...6 мм. *Ефективною глибиною насичення вважається така, де вміст вуглецю становить ~0,4 %, що в подальшому забезпечує достатнє сприйняття гартування до цієї глибини.*

Для забезпечення ефективного перебігу процесу цементації необхідно досягти температури існування стійкого аустеніту, в якому вуглець розчиняється в достатніх кількостях. Із підвищенням температури середня швидкість процесу насичування зростає. Згідно з діаграмою стану для низьковуглецевих сталей такою температурою є 930...960 °С. Після цементації для поверхневого шару, в якому утворюється достатня кількість вуглецю, здійснюють гартування з низьким відпусканням.

Цементація здійснюється в насичувальних середовищах — джерелах живлення вуглецем, які називаються *карбюризаторами*. Використовують тверді, рідкі й газові карбюризатори, найпоширенішими з яких є тверді й газові.

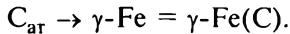
Тверді карбюризатори складаються з деревного вугілля (75...85 %) як основного джерела вуглецю, вуглекислих солей (BaCO_3 або NaCO_3), що є інтенсифікаторами процесу, й невеликої кількості (3...5 %) вуглекислого кальцію (CaCO_3) для запобігання спіканню робочого середовища. Процес здійснюється в герметично ущільнених металевих цементаційних ящиках, в яких оброблювані деталі й карбюризатор безпосередньо контактують. Після нагрівання до температури вище за A_{c3} відбуваються реакції взаємодії:



Оксид вуглецю розкладається на діоксид вуглецю й вуглець:



тобто відбувається процес самоокиснення й самовідновлення вуглецю, який дифундує в γ -решітку аустеніту:



У результаті протягом 8...10 год утворюється дифузійний шар завтовшки ~ 1 мм.

Недоліками процесу цементації в твердому карбюризаторі є велика трудомісткість і низька продуктивність. Разом із тим така технологія не потребує спеціалізованого обладнання.

Газовими карбюризаторами є вуглеводневі сполуки типу C_nH_m (метан (CH_4), пропан (C_3H_8), бутан (C_4H_{10}) тощо) з домішками інших газів. Газова цементація є основним процесом у масовому виробництві завдяки підвищеній продуктивності: дифузійний шар завтовшки 1 мм утворюється протягом 6...7 год. При цьому на швидкість насичування впливає температура нагрівання (рис. 4.30).

Ефективність газової цементації підвищується в разі нагрівання деталей СВЧ до $T \approx 1100$ °С. При цьому зменшується тривалість процесу й не спостерігається значний ріст зерен аустеніту. Газова цементація дає змогу автоматизувати процес, контролювати й регулювати товщину дифузійного шару, гартувати деталі безпосередньо після цементаційного нагрівання.

Рідкі карбюризатори складаються з розплавів солей (Na_2CO_3) (~75...80 %), хлористого натрію (NaCl)(~15 %) й карбиду кремнію.

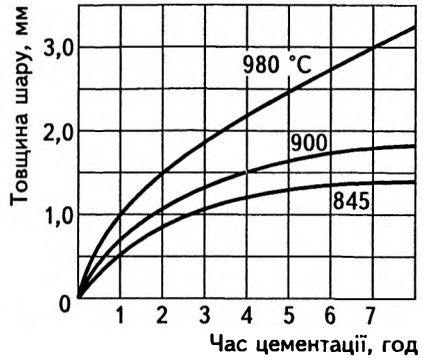


Рис. 4.30

Температурна залежність середньої тривалості й глибини цементації

Процес цементації в рідкому карбюризаторі здійснюється при $T \approx 900 \text{ }^\circ\text{C}$ і застосовується в основному для дрібних деталей. Дифузійний шар завтовшки 0,1...0,2 мм утворюється протягом 30...40 хв.

Структура після цементації. Після цементації й охолодження деталі (незалежно від виду карбюризатора) спостерігається нерівномірний розподіл вуглецю по глибині поверхневого шару. Відповідно й структура неоднакова по перерізу деталі. Це пояснюється тим, що вміст вуглецю швидко зменшується від поверхні до серцевини (рис. 4.31, а). Це явище можна наочно уявити, сумістивши «сталевий кут» діаграми Fe—C із графіком зміни вмісту вуглецю по глибині цементованого шару. Біля поверхні розташовується заевтектоїдна зона, яка складається з перліту й цементиту, потім евтектоїдна — перлітна й далі — доевтектоїдна (перлітно-феритна), в яких вміст вуглецю зменшується в напрямі до осі деталі (рис. 4.31, б).

Виходячи зі змінної концентрації вуглецю по глибині, розрізняють повну й ефективну глибину цементації. *Ефективною глибиною цементації* вважається сумарна товщина заевтектоїдної, «евтектоїдної» й половини доевтектоїдної зон (рис. 4.31, а), тобто

$$h_{\text{еф}} = h_{(\text{П}+\text{Ц})} + h_{\text{П}} + h_{(\text{Ф}+\text{П})} / 2.$$

У загальному випадку $h_{\text{еф}}$ становить 0,5...2 мм і може збільшуватися до 5...6 мм у разі великих контактних навантажень на поверхню в процесі цементації.

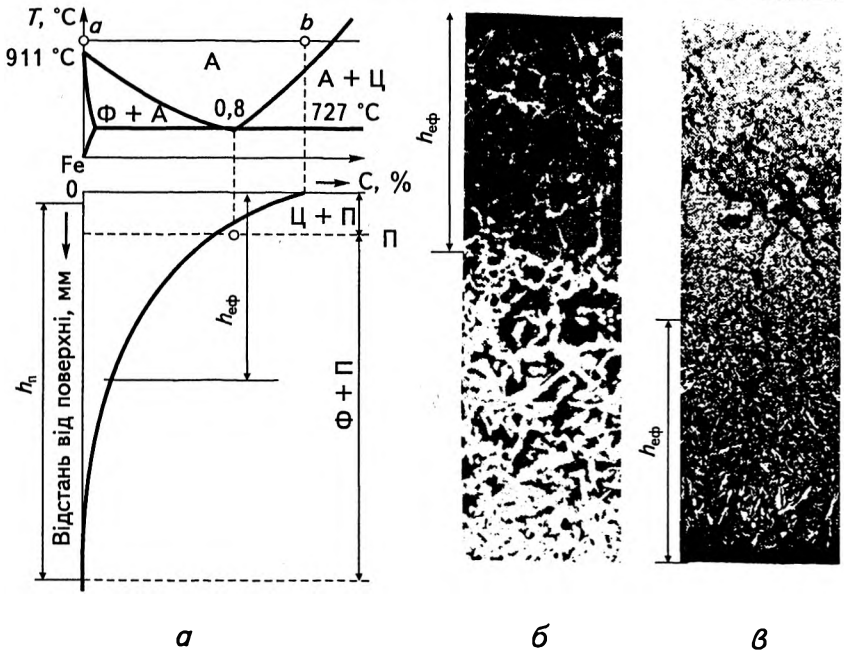


Рис. 4.31

Зміна вмісту вуглецю (а) й структури сталі (б) по глибині цементованого шару та структура після термообробки цементованого шару (в)

У зв'язку з тривалою видержкою деталей за високої температури в процесі науглецювання структура після цементації виявляється великозернистою. При цьому ізотермічна видержка в процесі цементації залежить від потрібної глибини цементованого шару й марки сталі.

Кінцевих властивостей цементованій деталі надають за допомогою термічної обробки після цементації. Залежно від умов експлуатації режим термозміцнення після цементації може бути різним.

Термообробка після цементації здійснюється для виправлення структури й подрібнення зерна серцевини та цементованого шару, які перегріваються внаслідок тривалої видержки під час це-

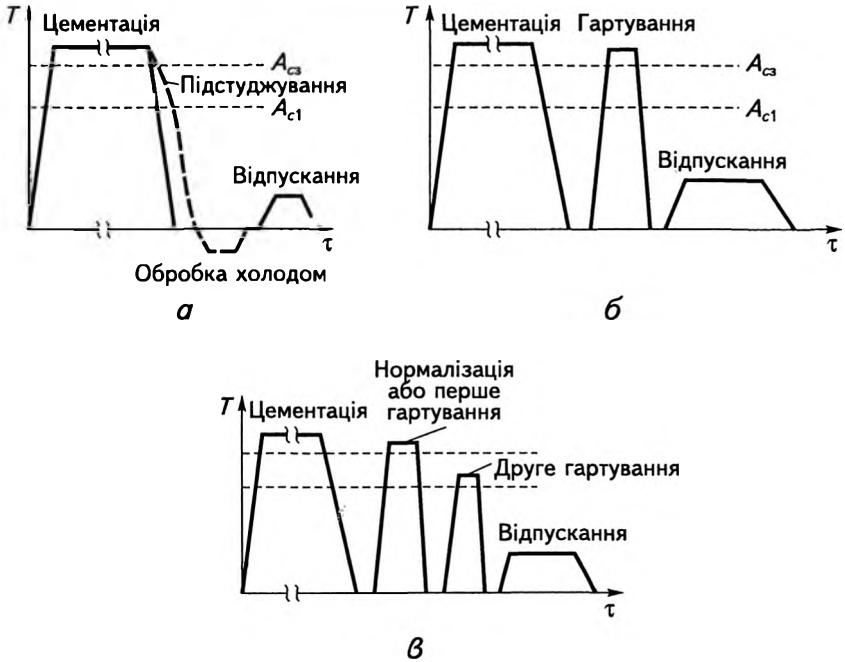


Рис. 4.32

Режими термічної обробки після цементції сталі

ментацийного нагрівання. Крім того, термообробка дає змогу одержати високу твердість цементованого шару й в'язку серцевину та усунути цементитну сітку, яка виникає в результаті перенасичення вуглецем.

Не дуже важливі деталі піддають гартуванню безпосередньо після цементацийного нагрівання з подальшим низьким відпусканням (рис. 4.32, *a*). Великозерниста структура аустеніту при цьому дає грубокристалічний мартенсит відпускання в поверхневому шарі й великозернисту феритно-перлітну структуру в серцевині деталі. Ці недоліки частково усуваються в разі використання спадково дрібнозернистих сталей, а також застосуванням газової цементції, під час якої зменшується тривалість високо-

температурного впливу. Підстуджування в процесі гартування до $T = 750...800$ °С знижує внутрішні напруження, а обробка холодом зменшує вміст залишкового аустеніту в цементованому шарі.

У разі підвищених вимог до структури деталі після цементації її охолоджують на повітрі, піддають одноразовому гартуванню за температури, вищої від A_{c3} , і низькому відпусканню (рис. 4.32, б). При цьому в серцевині й на поверхні відбуваються перекристалізація та подрібнення зерен. Однак при цьому дещо перегріваються поверхневі шари деталі, оскільки оптимальним є нагрівання заевтектоїдних сталей вище за A_{c1} , але нижче від A_{cm} .

Для особливо важливих високонавантажених деталей, які працюють в умовах тертя й динамічних навантажуваль, застосовують комплексну термічну обробку, яка складається з подвійного гартування й низького відпускання (рис. 4.32, в).

Під час першого гартування (або нормалізації) деталь нагрівають до температури, вищої за A_{c3} серцевини цементованої сталі, що дає змогу одержати дрібнозернистий аустеніт у всьому об'ємі деталі й забезпечує дрібнозернисті продукти розпаду за подальшого охолодження. Водночас відбувається розчинення цементитної сітки в поверхневому шарі.

Під час другого гартування деталь нагрівають до температури, на $30...50$ °С вищої за A_{c1} . При цьому мартенсит, одержаний під час першого гартування, відпускається з утворенням глобулярних карбідів, що збільшує твердість поверхневого заевтектоїдного шару. Крім того, друге гартування забезпечує дрібне зерно в поверхневому науглецьованому шарі.

Завершальною операцією термічної обробки є низьке відпускання з температури $160...200$ °С, яке зменшує залишкові напруження й практично не змінює твердість сталі.

Отже, після подвійного гартування й низького відпускання поверхневий шар матиме структуру відпущеного мартенситу з включеннями глобулярних карбідів (рис. 4.32, в).

Структура серцевини визначається хімічним складом сталі. Внаслідок цементації вуглецевих сталей із низькою прогартуваністю серцевина має феритно-перлітну структуру. У результаті цементації легованих сталей, залежно від вмісту легуючих елементів, серцевина може мати структуру сорбіту й трооститу або низьковуглецевого мартенситу, який характеризується високою ударною в'язкістю.

Для підвищення продуктивності процесу останнім часом застосовують іонну цементацію за підвищених (до 1050 °С) температур.

Твердість поверхні цементованого шару становить HRC 60±2, серцевини — HRC 30...45. Ефективна глибина відповідає зоні шару від поверхні насичення до межі зони HRC 50. Твердість цементованого шару зберігається до температури ≈250 °С.

4.6.2

Азотування

Це процес дифузійного насичування поверхневого шару деталей, виготовлених із легованих і середньовуглецевих сталей, азотом. До групи азотованих належать леговані сталі, з легуючими елементами яких азот утворює нітриди (типу C_3N_2 , AlN , Mo_2N), твердіші, ніж нітриди заліза. Такі сталі ще називають *нітралоями*. Найефективніше азотування для сталей 38Х2МЮА, 35ХМА, 38Х2Ю, 3Х2В8. Азотуванню піддають гільзи циліндрів двигунів внутрішнього згоряння, деталі турбін, інструмент, колінчасті вали тощо.

Метою азотування є досягнення високих твердості, зносостійкості та опору втомленості поверхневого шару деталей. Досягається це за рахунок високої твердості нітридів легуючих елементів, які утворюються в процесі азотування.

Технологія процесу азотування полягає в тривалій (до 60 год) видержці деталей в атмосфері аміаку за температури 500...600 °С (*низькотемпературне азотування*). Товщина азотованого шару — 0,3...0,6 мм. Сталі феритного й аустенітного класів і тугоплавкі метали (Мо, Ті та ін.) підлягають *виськотемпературному азотуванню* за температури 600...1200 °С. Реакція дисоціації аміаку за високої температури



Азот, що виділяється, адсорбується поверхнею металевих деталей і дифундує в його кристалічну решітку, утворюючи азотисті фази (Fe_4N , Fe_2N і т. п.). У разі азотування легованих сталей легуючі елементи, які розчинені у фериті, утворюють спеціальні нітриди

(TiN, CrN та ін.) у дрібнозернистому стані, що сприяє підвищенню твердості поверхневого шару.

Для підвищення якості азотованого шару й зменшення тривалості процесу в два-три рази останнім часом застосовують *іонне азотування*. В спеціальних контейнерах під дією різниці потенціалів і за підвищеного тиску відбувається бомбардування поверхні деталі позитивними іонами газу, які насичують поверхню деталі, а потім дифундують углиб.

Після азотування твердість поверхневого шару вища, ніж після цементації, й становить HRC 70 (HV 12 000). Вона зберігається до температур 400...600 °С. Товщина азотованого шару невелика — 0,25...0,75 мм залежно від тривалості процесу (рис. 4.33).

Азотуванню піддають готові вироби, які пройшли механічну й завершальну термічну обробку (гартування й високе відпускання з $T = 600...675$ °С). Після такої термообробки структура металу — сорбіт, що має високі твердість і в'язкість. Ця структура зберігається в серцевині деталі й після азотування. Висока міцність металевої основи сприяє тому, що тонкий і крихкий шар азотованої поверхні не продавлюється під час роботи. Висока твердість після азотування досягається відразу, й подальша термообробка деталі не потрібна, що є важливою перевагою цього процесу над

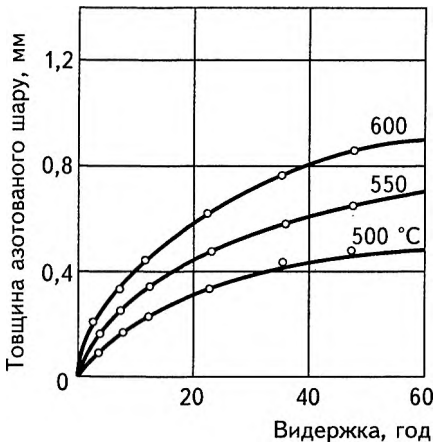


Рис. 4.33
Вплив температури й тривалості азотування на товщину азотованого шару

іншими. Крім того, після азотування спостерігаються значно менші зміна розмірів деталі й жолоблення як наслідок низької температури нагрівання. Азотовані поверхні мають високу корозійну стійкість.

Використовують також *рідинне азотування в розплавах* ціанистих солей при $T = 570$ °С. Протягом 0,5...3 год досягається товщина шару 150...500 мкм, твердість якого HRC 30...68 (HV 6000...11 000). У результаті рідинного азотування підвищуються зносостійкість поверхні й границя витривалості. Недоліками процесу рідинного азотування є висока вартість і токсичність, тому його зазвичай застосовують у серійному виробництві.

Оскільки азотуванню підлягають високовартісні леговані сталі, то цей вид обробки використовують для важливих деталей із підвищеними вимогами до якості поверхні.

4.6.3 Ціанування й нітроцементация

Ці процеси застосовують для середньовуглецевих і середньо-легованих сталей.

Процес одночасного дифузійного насичування поверхневого шару сталевих виробів вуглецем і азотом у розплаві, що містить ціанисті солі (NaCN і KCN), за температури 820...960 °С називають ціануванням.

Процес одночасного насичування сталі вуглецем і азотом в газовому середовищі (азоту — 40 %, водню — 40 %, оксиду вуглецю — 20 %) за температури 850...870 °С називають нітроцементациєю.

Ефективність ціанування й нітроцементациї вища порівняно з цементациєю й азотуванням завдяки тому, що дифузія вуглецю значно прискорюється в присутності азоту. Основною метою цих процесів є підвищення твердості та зносостійкості поверхневих шарів деталі. Склад і властивості поверхневого шару деталі залежать від температурного режиму. В результаті хімічних реакцій за високих температур вуглець і азот дифундують у поверхневі шари.

Ціанування залежно від температури поділяють на низько-, середньо- й високотемпературне.

Низькотемпературне ціанування близьке до азотування й полягає в насичуванні поверхневих шарів азотом. Низькотемпературному ціануванню піддають в основному деталі з конструкційних сталей (колінчасті вали, шестерні), а також штампи, прес-форми, різальний інструмент. Цей процес іноді виокремлюють і називають *карбонітрацією*. Дифузійне насичування сталей азотом і вуглецем відбувається в розплавах карбонатів і ціанідів (наприклад, KCN , NaCN , Na_2CO_3) шляхом продування цих солей повітрям за температури 500...600 °С. При цьому вільні азот і вуглець дифундують у сталь, утворюючи зносостійкий карбонітридний шар $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ завтовшки 15...20 мкм, під яким розташовується азотований шар ($\approx 0,5$ мм). Твердість вуглецевих сталей після низькотемпературного ціанування становить HRC 40...42 (HV 4000). Тривалість процесу — від 0,5 до 3 год.

Середньотемпературне ціанування дає змогу дістати ціанований шар завтовшки 0,15...0,35 мм. Цей процес здійснюють за температури 820...860 °С у розплавах карбонатів і ціанідів. Тривалість процесу залежить від необхідної глибини шару й становить 0,5...1,5 год. У ціанованому шарі міститься $\sim 0,6...0,7$ % вуглецю й 0,8...1,2 % азоту. Середньотемпературне ціанування дає змогу здійснювати гартування безпосередньо від температури процесу, а після цього — низькотемпературне відпускання (180...200 °С). Після термообробки ціанованого шару його твердість становить HRC 58...62 (HV 6940...8250). Цей вид ціанування використовують для дрібних деталей двигунів внутрішнього згорання, підвіски, рульового керування, деталей зі швидкорізальних і високохромистих сталей і т. п.

Високотемпературне ціанування використовують для одержання дифузійних шарів завтовшки 2 мм. Температура процесу становить 930...950 °С, що сприяє прискоренню дифузії азоту й вуглецю. Вміст вуглецю досягає 0,8...1,2 %, азоту — 0,2...0,3 %, тобто процес наближений до цементації. Видержка деталей у розплавах солей — 1,5...6 год. Після високотемпературного ціанування деталі охолоджують на повітрі, потім гартують із нагріванням у соляній ванні або в печі. Безпосереднє гартування від температури процесу не рекомендується, оскільки при $T > 930...960$ °С відбувається

ріст зерен аустеніту, й для подрібнення їх необхідне повторне нагрівання.

Мікроструктура ціанованого шару по глибині після термообробки складається з таких зон: на поверхні — азотований мартенсит, далі — мартенсит і троостит, і в серцевині — троостит.

Переваги цього процесу порівняно з цементацією полягають у меншій тривалості процесу, менших деформаціях і жолобленнях деталей складної форми (шестерні, валики тощо), вищих зносостійкості й опору корозії. Загальні недоліки — висока вартість і токсичність процесу, що потребує спеціальних засобів для забезпечення охорони праці.

Нітроцементация здійснюється в газовому середовищі (див. вище) протягом 4...10 год і дає змогу одержати дифузійний шар завтовшки 0,25...1 мм. Основна мета — підвищення зносо- й корозійної стійкості, границі витривалості при згинанні й твердості. Після гартування й низького відпускання твердість поверхневого шару становить HRC 58...60. Характеристики процесу нітроцементации такі самі, як і звичайної цементации, але забезпечується менше жолоблення деталей складної форми.

4.6.4

Дифузійне насичування

Процеси дифузійного насичування споріднені до розглянутих вище цементации, азотування, нітроцементации, тобто полягають у зміні властивостей поверхневих шарів за рахунок дифузії в них різних елементів (Si, B, Al, Cr, Ti та ін.) за високих температур. Насичування поверхневих шарів металевих виробів металами називають *дифузійною металізацією*. Під дією різних хімічних елементів поверхня оброблюваних деталей набуває низку цінних властивостей, наприклад жаростійкості, твердості, зносостійкості. Розглянемо деякі з цих процесів.

Силіціювання — це дифузійне насичування поверхні металів і сплавів кремнієм для надання поряд із високою зносостійкістю також високої корозійної стійкості у соляній, азотній, сірчаній кислотах і в морській воді. Застосовують для деталей, які вико-

ристовуються в хімічній і нафтовій промисловості, для гнізд клапанів двигунів внутрішнього згорання, циліндрів, вкладишів підшипників і т. п.

Товщина силіцьованого шару становить 0,3...1 мм. Процес здійснюється в порошкових сумішах феросиліцію або в газовому середовищі, що містить хлор, у присутності карбїду кремнію за температури 950...1100 °С протягом 2...12 год. Структура силіцьованого шару — твердий розчин кремнію в α -залізі. Завдяки силіцьованню сталей, легованих Cr, Al, Ti, підвищується їхня окалинотійкість.

Борування — процес дифузійного насичування поверхневого шару металів і сплавів бором на глибину 0,1...0,4 мм для підвищення зносо-, корозійної, жаро- й окалинотійкості. Застосовують для важконавантажених деталей із низько- й середньовуглецевих і легованих сталей, а також тугоплавких і нікелевих сплавів. Процес здійснюється за температури 850...950 °С протягом 2...6 год у середовищі, що містить розплави боровмісних речовин ($\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$) чи солей хлору або в газовому (B_2H_6 , BCl_3), після чого проводиться завершальна механічна обробка (шліфування або полірування).

Структура поверхневого шару — бориди (FeB і Fe_2B) у вигляді стовпчастих кристалів, під якими знаходиться перехідний шар твердого розчину бору в α -залізі.

Алітування — процес дифузійного насичування поверхневого шару металів або сплавів алюмінієм для підвищення окалино- (жаро-), корозійної і ерозійної стійкості — застосовують для сталей, чавунів і мідних сплавів. Алітування проводять у порошках, у ваннах із розплавами алюмінієвмісних речовин, у газовому середовищі й напиленням рідкого алюмінію. Найпоширеніше алітування в порошках із насичуванням із газової фази. На поверхні утворюється густа плівка оксиду алюмінію (Al_2O_3), яка запобігає окисненню виробів. Алітування здійснюють за температури 950...1050 °С протягом 3...12 год. Товщина алітованого шару — 0,2...0,8 мм.

Алітуванню піддають чохла термопар, деталі розливних ковшів, клапани та інші вироби, які працюють в умовах високих температур. Слід зазначити, що вакуумним алітуванням можна одержувати покриття високої чистоти.

Хромування — процес насичування поверхневого шару сталі хромом для підвищення корозійної та зносостійкості й твердості. Найширше застосовується хромування в сумішах порошків: фе-

рохрому або хрому, хлористого амонію й оксиду алюмінію. Хромування проводять за температури 1000...1050 °С протягом 6...12 год. Товщина хромованого шару — до 0,2 мм. Зазвичай хромують низьковуглецеві сталі. При цьому структура хромованого шару складається з твердого розчину хрому в α -залізі й містить 30...40 % хрому. В разі хромування середньо- й високовуглецевої сталей шар складається з карбідів хрому $(Cr, Fe)_7C_3$ та ін. Хромуванню підлягають клапани компресорів, матриці штампів для холодної висадки тощо.

Цинкування — насичування поверхні сталевих виробів цинком за температури 300...550 °С — найширше застосовується в техніці. На цинкові покриття припадає приблизно 60 % загальної поверхні металевих покриттів. Вони добре захищають залізо та його сплави від корозії на повітрі й у воді. Товщина цинкового покриття становить 6...36 мкм і залежить від умов експлуатації виробів. Оцинковані листи й штаби застосовують у житловому будівництві (покрівля, водостічні труби), для виготовлення місткостей, в автомобільному й залізничному транспорті тощо.

Останнім часом успішно застосовується *лазерна хіміко-термічна обробка* (ЛХТО), в процесі якої насичування легуючими елементами відбувається завдяки дифузії й масопереносу в твердій фазі, з плазми й рідкої фази. На поверхню виробу попередньо наносять легуючі елементи у вигляді порошків, обмазок, напилення й т. ін. ЛХТО проводиться в режимі розплавлення.

Є позитивний досвід ЛХТО для цементації, азотування, борування, дифузійної металізації заліза, сталі, а також металів, які не зазнають поліморфних перетворень (Ni, Al, Cu та ін.).

4.7

Дефекти внаслідок термічної обробки

Технологічні процеси термічної обробки деталей мають забезпечувати необхідну зміну властивостей за гарантованої надійності результатів термообробки, а також незмінність інших

властивостей виробів, а саме — первинної геометричної форми, розмірів і якості поверхні.

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

Найпоширенішими дефектами, що виникають у результаті термообробки, є *деформації*, *жолоблення* й *тріщини* внаслідок внутрішніх термічних напружень. Ефективно запобігати цьому можна повільним охолодженням в області мартенситних перетворень. Для зменшення цих дефектів оброблювані деталі мають бути невеликих розмірів, спрощеної форми, без гострих кутів і різких переходів. Деталі складнішої форми мають бути виготовлені з легованих сталей, які загартовують в оливі.

У разі недогріву деталі або малої видержки за температури гартування структура має *недостатню твердість*. Причиною цього може бути й недостатній уміст вуглецю або невеликий ступінь переохолодження, в результаті чого структура частково або повністю складається з трооститу або сорбіту. Для усунення цих дефектів необхідно підвищувати температуру нагрівання або збільшувати видержку, а також застосовувати інтенсивніше охолодження.

Перегрів під час гартування спричиняє *підвищення крихкості* деталі, що пояснюється збільшенням розміру зерен аустеніту. Усунення такого дефекту досягається повторним гартуванням від нормальних для даної сталі температур.

Для зменшення *окиснення* й *зневуглецювання поверхневих шарів* термічно оброблюваних деталей застосовують гартування в термопечах зі створенням штучно контрольованої атмосфери. Якщо це неможливо, то необхідно передбачати припуск на шліфування, що істотно ускладнює технологічний процес виготовлення деталі й здорожчує його.

**ЗАПИТАННЯ
ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ**

- 1 Яка мета застосування різних методів термічної обробки металів і сплавів?
- 2 Як класифікують види термообробки?
- 3 Які основні параметри процесу термічної обробки?
- 4 Які види власне термообробки розрізняють за характером впливу на властивості сталі?
- 5 Який процес називають старінням металів? У чому його особливості?
- 6 У чому полягає фазове перетворення в сталях у процесі нагрівання до аустенітного стану?
- 7 Що таке дійсний розмір зерна?
- 8 Які є металографічні методи визначення розміру зерна? В чому полягає найпоширеніший із цих методів?
- 9 У чому полягають явища перегріву й перепалу? Як вони впливають на властивості сталі?
- 10 Які основні елементарні перетворення відбуваються на етапі нагрівання сталі в процесі термообробки?
- 11 Як легуючі добавки впливають на процес аустенізації?
- 12 Як впливають температура й швидкість нагрівання на процес перлітно-аустенітного перетворення?
- 13 Які перетворення аустеніту відбуваються під час охолодження?
- 14 Як впливають уміст вуглецю й ступінь переохолодження на характер перетворення аустеніту під час охолодження?
- 15 Що характеризує діаграма ізотермічного перетворення аустеніту?

РОЗДІЛ 4

Основи термічної обробки сталей і чавунів

- 16 Які структурні складові утворюються в результаті переохолодження аустеніту?
- 17 Що таке критична швидкість охолодження і як вона визначається?
- 18 Який вплив легуючих елементів на процес перетворення аустеніту?
- 19 Які фазові перетворення відбуваються під час вторинного нагрівання загартованих сталей (відпускання)?
- 20 Як впливають легуючі елементи на процес відпускання?
- 21 Які послідовність і режими основних видів термообробки?
- 22 Чим зумовлюються гартівні напруження?
- 23 Які характеристики основних гартівних середовищ?
- 24 Що таке загартовуваність і прогартовуваність? Як визначити глибину прогартовуваності й критичний діаметр?
- 25 Для чого використовують поняття ідеального критичного діаметра?
- 26 Які є методи визначення прогартовуваності?
- 27 У чому полягає процес відпалу? Які його види й призначення?
- 28 З яких етапів складається процес гартування?
- 29 Які основні способи гартування, їхні режими й призначення?
- 30 Що таке відпускання й які його види?
- 31 Які особливості термічної обробки чавунів?
- 32 У чому полягає термомеханічна обробка сталі? Які є її види й режими?
- 33 У чому полягає хіміко-термічна обробка сталей і з яких етапів вона складається?

- 34 Які основні види ХТО та яке їх призначення?
- 35 Які структурні перетворення відбуваються в процесі цементації і як вони впливають на механічні властивості сплавів?
- 36 У чому полягає технологія процесу азотування?
- 37 Які особливості процесів ціанування й нітроцементації?
- 38 Які основні способи дифузійної металізації?
- 39 Які найпоширеніші дефекти внаслідок термообробки?

Розділ

5

Конструкційні сталі

5.1

Загальні положення

Конструкційна сталь — один з основних металевих матеріалів, широке застосування якого зумовлене необхідним комплексом його фізико-механічних, технологічних і експлуатаційних властивостей.

Номенклатура конструкційних сталей, що застосовуються в машинобудуванні й будівництві, досить широка. Сталі, які використовують для виготовлення деталей машин і механізмів, металевих конструкцій, поряд із високими міцністю й надійністю, мають чинити опір ударним і циклічним навантаженням, тобто характеризуватися високим опором утомленості, а в умовах тертя — зносостійкістю. В багатьох випадках умови експлуатації потребують високої корозійної стійкості сталей. Ураховуючи наявність дефектів структури й штучних концентраторів напружень, конструкційні сталі мають характеризуватися високим опором крихкому руйнуванню й поширенню тріщин.

Крім високих фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, не менше значення мають технологічні властивості, якими зумовлюється можливість виготовлення тієї чи іншої деталі або конструкції: ливарні (рідкотекучість, усадка), деформованість (за обробки тиском), зварюваність, оброблюваність різанням. Іще конструкційні сталі мають бути якомога дешевшими, не містити дефіцитних легуючих домішок, масове застосування яких спричиняє істотне здорожчання кінцевого продукту — ма-

шин, механізмів, металоконструкцій. Разом із тим легування дає змогу істотно підвищити механічні властивості сталей.

Як конструкційні використовують вуглецеві й леговані сталі. Уже зазначалося (див. п. 3.4), що конструкційні сталі за загальним призначенням поділяють на будівельні й машинобудівні.

Будівельні сталі використовують для виготовлення металевих конструкцій у будівництві, металевих споруд, магістральних трубопроводів тощо. Серед будівельних окрему групу становлять сталі для виготовлення арматури — *арматурні*, що використовуються як зміцнювальні елементи в залізобетонних конструкціях.

Машинобудівні сталі класифікують за такими ознаками:

- найдоцільнішою термічною й хіміко-термічною обробкою (цементовані, азотовані, поліпшувані);
- переважним використанням за умови необхідної термообробки (пружинна, шарикопідшипникова);
- особливими технологічними властивостями (для холодного штампування, з підвищеною оброблюваністю різанням);
- експлуатаційними властивостями (зносо-, корозійно-, жаростійкі, криогенні, жаро- й високоміцні).

Крім механічних та експлуатаційних характеристик, однією з основних загальних вимог до всіх будівельних і машинобудівних сталей є зварюваність.

Зварюваність металів і сплавів — комплексна технологічна характеристика, яка показує реакцію зварюваного матеріалу на тепловий і металургійний вплив процесу зварювання й визначає здатність цього матеріалу утворювати нерознімне з'єднання із заданими властивостями в разі застосування технологічно випробуваних методів і режимів зварювання й зварюваних матеріалів.

Зварюваність сталей оцінюється за вуглецевим еквівалентом $C_{ек}$, який зазвичай обчислюється так:

$$C_{ек} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2},$$

де C, Mn, V, Mo, Ni, Cu, P — уміст вуглецю й легуючих домішок, %, а цифри в знаменнику — постійні коефіцієнти для даних елементів.

За показником зварюваності будівельні й машинобудівні сталі поділяють на чотири групи: добре, задовільно, обмежено й погано зварювані.

Добре зварювані сталі ($C_{ек} \approx 0,25...0,27 \%$) можна зварювати без попереднього підігрівання будь-яким способом. Під час зварювання й після нього тріщини не утворюються. Зварний шов можна обробляти різальним інструментом. До цієї групи сталей, наприклад, належать БСт1кп, БСт2сп, 08сп, 20сп, 14ХГС.

Задовільно зварювані сталі ($C_{ек} \approx 0,28...0,39 \%$) зварюються без підігрівання за температури навколишнього середовища $>0 \text{ }^\circ\text{C}$. У разі зварювання складних конструкцій, особливо з товщиною стінки $\geq 20 \text{ мм}$, необхідне супровідне підігрівання до температури $120...200 \text{ }^\circ\text{C}$, а після зварювання — термообробка для зняття внутрішніх напружень (відпускання). До цієї групи сталей, наприклад, належать ВСт5кп, 30сп, 35сп, 18ХГН, 18ГС.

Обмежено зварювані сталі ($C_{ек} \approx 0,4...0,5 \%$) у звичайних умовах схильні до утворення тріщин, тому перед зварюванням їх підігрівають до температури $250...350 \text{ }^\circ\text{C}$, а іноді — $500...600 \text{ }^\circ\text{C}$. Якщо зварюються конструкції зі стінками значної товщини ($\geq 15 \text{ мм}$) і зварювання проводиться в кілька шарів, необхідно протягом процесу підтримувати температуру попереднього шару й одразу після зварювання здійснити термообробку для зняття внутрішніх напружень (відпал). До цієї групи сталей, наприклад, належать ВСт6сп, 40сп, 45сп, 30ХГСА, 40Х.

Погано зварювані сталі ($C_{ек} \approx 0,51...0,65$) схильні до утворення тріщин. Під час їх зварювання необхідні особливі застережні заходи. Перед зварюванням цих сталей здійснюють відпал із попереднім підігріванням до температури $\approx 500...600 \text{ }^\circ\text{C}$, а після зварювання — високе відпускання. Механічна обробка ускладнена. Для важливих конструкцій оптимальні умови зварювання іноді визначають експериментально. До сталей цієї групи, наприклад, належать 65Г, 70, 80, 9ХС.

5.2 Будівельні сталі

До будівельних належать низько- й середньовуглецеві та низьколеговані сталі. Загальні вимоги до цих сталей пов'язані з умовами експлуатації будівельних металевих і залізобетонних конст-

рукцій, в яких використовується сталева арматура. Такі конструкції зазвичай експлуатуються в атмосферних умовах за нормальних і знижених температур, і при цьому вони мають тривалий час (багато десятків років) зберігати високі міцнісні характеристики й пластичність. Оскільки сучасні металеві конструкції виготовляють за допомогою зварювання, то однією з основних вимог до будівельних сталей є добра зварюваність. Під час зварювання недопустимі поява тріщин і зниження ударної в'язкості в пришовній зоні. Як показано вище, зварюваність матеріалів цілком визначається їхнім хімічним складом. У зв'язку з цим для важливих будівельних конструкцій використовують тільки сталі групи В (див. п. 3.4) з нормативними показниками хімічного складу й механічних властивостей.

Згідно зі стандартом на сталі для будівельних металевих конструкцій рівень гарантованої границі текучості задовольняють такі сталі: С235, С245, С255, С275, С285 (*низько- й середньовуглецеві*); С345, 345К, С375, С390, С430К, С440, С590, С590К (*низьколеговані*) (табл. 5.1).

Добираючи сталі для будівельних конструкцій, крім вимог зварюваності й міцності, ураховують також умови експлуатації: динамічні, статичні, вібраційні навантаження, згинальні, розтягальні зусилля тощо. Конструкції кожної групи поділяються також за кліматичними умовами району будівництва.

Таблиця 5.1

Хімічний склад та механічні властивості деяких низьколегованих будівельних сталей

Марка	Хімічний склад, %				$\sigma_{Tч}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	C	Si	Mn	Cr			
09Г2	до 0,12	0,17...0,37	1,45...1,75	0,3	440	305	21
14Г2	0,12...0,18	0,17...0,37	1,2...1,6	0,3	450	325	23
17ГС	0,14...0,2	0,4...0,6	1,0...1,4	0,3	490	335	23
14ХГС	0,11...0,16	0,4...0,7	0,9...1,3	0,5...0,8	490	345	22
10ХСНД	до 0,12	0,8...1,1	0,5...0,8	0,6...0,9	530	390	19
15ХСНД	0,12...0,18	0,4...0,7	0,4...0,7	0,6...0,9	470	325	21
15Г2СФД	0,12...0,18	0,4...0,7	1,3...1,7	0,3	550	390	18

Використання низьковуглецевих сталей у будівельних металевих конструкціях зумовлене зменшенням інтервалу кристалізації в процесі зварювання. Як показує діаграма стану сплавів, інтервал кристалізації зростає зі збільшенням умісту вуглецю. Метал шва й пришовної зони нагрівається до плавлення. В процесі охолодження відбувається розпад аустеніту, який супроводжується об'ємними змінами. Чим більший уміст вуглецю, тим більші об'ємні зміни й тим вища ймовірність утворення холодних тріщин.

Сталі для важливих конструкцій випробовують на схильність до старіння після наклепу. Як зазначалося вище, внаслідок старіння $\sigma_{тч}$ і $\sigma_{т}$ зростають, проте зменшуються пластичність і ударна в'язкість. Штучне старіння здійснюють так. Зразок деформують на 10 % і видержують протягом 1 год при $T = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$ із подальшим охолодженням на повітрі. Показник чутливості сталі до деформаційного старіння визначають за формулою

$$K = \frac{\alpha_{в} - \alpha_{с}}{\alpha_{с}} 100,$$

де $\alpha_{в}$ — ударна в'язкість матеріалу зразка у вихідному стані; $\alpha_{с}$ — те саме, після старіння.

Якщо $K > 0,5$, то з такої сталі не можна виготовляти металоконструкції.

Арматурні сталі — у вигляді стержнів, дроту й канатів — застосовують для армування залізобетонних конструкцій.

Залежно від механічних властивостей і технології виготовлення арматуру поділяють на класи й позначають так: стержневу — А; дріт — В й канати — К.

Загальні технічні умови на *стержневу арматурну сталь* діаметром від 5,5 до 40 мм регламентуються стандартом. Класи арматури визначають залежно від нормативного значення умовної границі текучості. Випускають стержневу арматуру таких класів:

- А240 — із гладким профілем;
- А300...А800 та А1000 із періодичним профілем.

Позначення класів у разі потреби доповнюються індексами, які показують спосіб виготовлення, особливі властивості або призначення арматури. Так, термомеханічно й термічно оброблену стержневу арматуру позначають $A_{т}$, сталь спеціального приз-

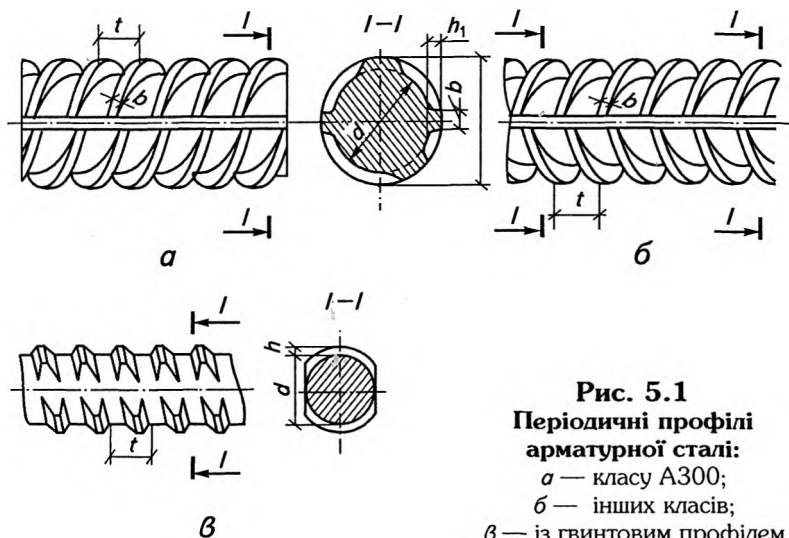


Рис. 5.1
Періодичні профілі
арматурної сталі:
а — класу А300;
б — інших класів;
в — із гвинтовим профілем

начення (північного) — A_c , термомеханічно й термічно оброблену сталь для зварювання — літерою С (наприклад, А600С), а таку саму сталь із підвищеною стійкістю проти корозійного руйнування під напруженням — літерою К (А600К).

Арматурна сталь періодичного профілю (рис. 5.1) — це круглі стержні, на яких є два поздовжніх ребра й поперечні виступи по тризаходній гвинтовій лінії.

Стержневу арматурну сталь залежно від класу й діаметра стержнів виробляють із вуглецевої й низьколегованої сталей (табл. 5.2).

Зварюваність арматурних сталей забезпечується технологією їх вироблення й дотриманням усіх вимог щодо хімічного складу.

Арматурна сталь гвинтового профілю (рис. 5.1, в) має постачатися в комплекті зі з'єднувальними елементами (муфтами, гайками й контргайками). Застосування такої арматури дає змогу відмовитися від зварювання, що особливо важливо в разі виготовлення виробів підвищеної довжини з високоміцною стержневою арматурою.

РОЗДІЛ 5
Конструкційні сталі

Таблиця 5.2

**Номенклатура й механічні властивості
стержневої арматурної сталі**

Клас арматури	Діаметр стержнів, мм	Марка сталі	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	δ , %
A240	5...40 6...18 8...40	Ст3 (кп,сп,пс), Ст3Гпс, Ст5сп, Ст5пс	235	375	25
A300	40...80 10...32	18Г2С	295	490	19
A _с 300	(36...40)	10ГТ	295	440	25
A400	6...40 6...22	35ГС, 25Г2С, 32Г2Рпс	390	590	14
A _т 400С	6...40 10...18	Ст5сп, Ст5пс, 80С	440	590	14...15
A600	(6...8) 10...32 (36...40)	20ХГ2Ц	590	885	6
A _т 600	10...40	20ГС	590	780	11
A _т 600С	10...40	25Г2С, 35ГС, 28С	590	780	11
A _т 600К	10...32 (6...8)	10ГС2, 08Г2С, 25С2Р	590	780	7
A800	10...32 (36...40)	23Х2Г2Т	785	1030	7...8
A _т 800	10...32	20Г2С, 20ГС2, 10ГС2, 08Г2С, 25Г2С, 28С	785	980	7...8
A _т 800К	18...32	35ГС, 25С2Р	785	980	7...8
A1000	10...22	20ХГ2СР, 22Х2Г2АЮ, 22Х2Г2Р	980	1230	6
A _т 1000	10...32	20ГС, 20ГС2, 25С2Р	980	1180...1230	6...7
A _т 1000К	10...32	20ГС, 20ГС2, 25С2Р	980	1180...1230	6...7
A _т 1000	10...32	30ХС2	1175	1370...1420	5...6

Примітка. Розміри в дужках — за погодженням із замовником.

Арматурний дріт діаметром 3...8 мм виготовляють способом холодного волочіння й за формою поперечного перерізу поділяють на гладкий і періодичного профілю (рис. 5.2), а також за класами міцності: 400, 600, 1200, 1300, 1400, 1500, які відповідають гарантованому значенню умовної границі текучості (табл. 5.3). Гладкий дріт позначають літерою В, дріт періодичного профілю — V_p , наприклад: 5В1400 — гладкий дріт діаметром 5 мм класу міцності 1400; 5 V_p 1400 — те саме, періодичного профілю.

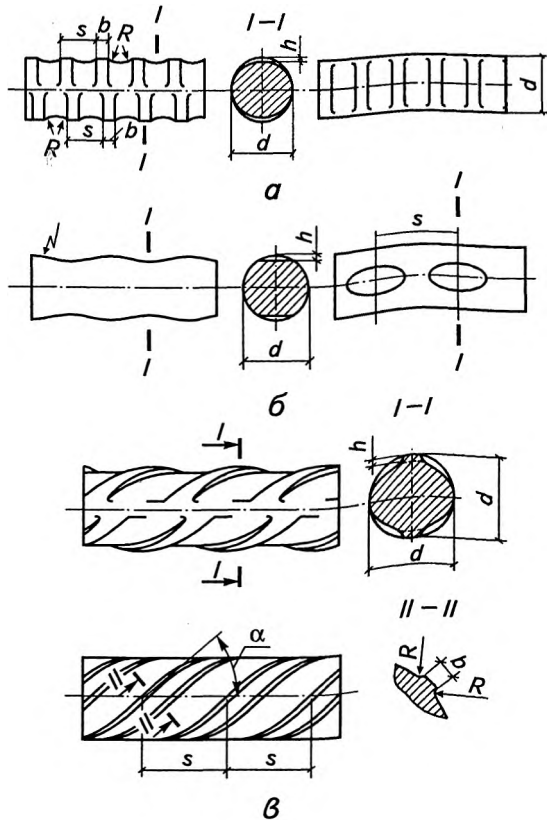


Рис. 5.2

Періодичні профілі
арматурного дроту:

а — низьковуглецевого
класу В400;

б — високоміцного
 V_p 1400;

в — підвищеної міцності
класу В600

Характеристика арматурного дроту

Клас дроту	Клас міцності	Номинальний діаметр, мм	Розривне зусилля, кН	Відносне видовження на довжині 100 мм, %, не менше	Зусилля, що відповідає умовній границі текучості, кН
В _p	400	3	3,9	2	3,5
		4	7,1	2,5	6,2
		5	10,6	3	9,7
	600	4	10,5	2,5	8
		4,5	13,2	2,7	10,2
		5	16,4	3,4	12,5
6		22,6	3,4	18	
В, В _p	1500	3	12,6	4	10,6
	1400	4	21,4	4	18
	1400	5	32,8	4	27,5
	1400	6	47,3	5	39,7
	1300	7	60,4	6	50,7
	1200	8	74	6	62

Для ненапруженої арматури застосовують дріт класу В_p400, який виготовляють із низьковуглецевої сталі. Для напруженої арматури застосовують дріт гладкий і періодичного профілю класів міцності 1200, 1300, 1400 і 1500, який виготовляють із якісної вуглецевої сталі марок 65—85. Дріт класу В600, який виготовляють зі сталей СтЗкп і Ст5пс із термічною обробкою, можна застосовувати як для ненапруженої, так і для напруженої арматури.

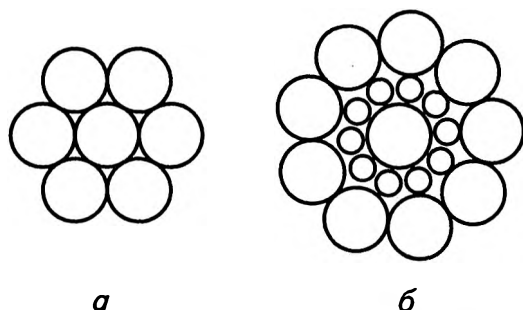


Рис. 5.3
Поперечні перерізи
арматурних канатів:
а — К7; б — К19

Таблиця 5.4

Характеристика арматурних канатів

Клас каната	Клас міцності	Умовний діаметр, мм	Площа перерізу, мм ²	Розривне зусилля, кН	Відносне видовження при розриві, %	Лінійна густина, кг/м
				не менше		
К7	1500	6	23	40,6	4	0,18
	1500	9	53	93,5	4	0,42
	1500	12	93	164	4	0,74
К19	1400	15	139	232	4	1,1
	1400	14	128,7	236,9	4	1,0

Арматурні канати (рис. 5.3, табл. 5.4) виготовляють із високоміцного холоднотягнутого дроту. Для якнайкращого використання міцнісних характеристик дроту в канаті крок завивки приймають максимальним, виходячи з умов нерозкручуваності каната, зазвичай у межах 10...16 його діаметрів.

5.3 Машинобудівні сталі

5.3.1 Цементовані й азотовані сталі

До *цементованих* належать низьковуглецеві, низько- й середньолеговані сталі, які в результаті зміцнення поверхневого шару й серцевини набувають достатньо високих механічних властивостей. Зміцнення поверхневого шару на певну глибину забезпечується за рахунок термодифузійного насичування вуглецем до концентрації 0,8...1,1 % із подальшою термічною обробкою — гартуванням і низьким відпусканням (див. п. 4.6.1). При цьому твердість поверхневих шарів досягає HRC 58...62.

**Режими термообробки,
механічні властивості й застосування
цементованих сталей**

Група	Марка	Температура термообробки, °С			Механічні властивості після ХТО і ТО				Твердість після цементзації й ТО		Приклади застосування
		Цементация	Гартування	Відпускання	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{ТЧ}$	δ	Ψ	серцевини, НВ	поверхні, НРС	
					МПа		%				
I	10	920	820	200	250	420	25	55	1370	60...62	Малонавантажені деталі
	15	—	800	200	270	450	23	50	1500	60...62	
	20	950	800	200	320	550	18	45	1500	60...62	
II	15Г	—	800	200	300	500	17	45	—	—	Деталі з підвищеними міцністю й в'язкістю серцевини
	15Х	930	880	180	500	600	12	45	≥1800	56...62	
	15ХРА	—	860	180	550	750	15	50	—	—	
	20Х	930	—	180	650	800	11	40	≥2120	56	
	20ХР	930	880	200	650	850	11	45	≥2120	56...62	
	18ХГТ	930	—	200	800	1000	—	50	≥2400	56...62	
	20ХГР	930	—	200	800	1000	9	50	≥2300	58...62	
	15ХГНТА	930	960	200	700	950	10	50	—	—	
III	30ХГТЦ	970	870	200	1100	1500	9	45	—	—	Великогабаритні деталі з високими міцністю й в'язкістю серцевини
	30ХГТ	930	—	200	750	940	12	33	2700	56...62	
	20ХФ	930	—	200	800	900	17	52	2400	56...62	
	12ХН3А	—	860	180	700	950	11	55	—	—	
	20ХГНР	Норм.	—	200	1100	1160	12,5	60	3210	—	
	14ХГ2СР	930	840	200	1070	1170	14	48	3500	56...62	
	15ХНГ2ВА	930	860	190	1180	1280	11	43	3630	56...62	
	15Х2Г2СВА	930	860	180	1150	1240	13,5	44	3630	56...62	
	18Х2Н4В(М)А	930	800	160	1000	1200	10	45	3700	58...63	

Таблиця 5.6

Характеристики деяких азотованих сталей

Марка	Хімічний склад, %					HRC	Приклади застосування
	C	Mo	Cr	Ni	Al		
38X2MЮА	0,35...0,42	0,15...0,25	1,35...1,65	—	0,7...1,1	69...71	Гільзи циліндрів двигунів внутрішнього згоряння, колінчасті вали, шпинделі верстатів
40ХНМА	0,37...0,44	0,15...0,25	0,6...0,9	1,25...1,65	—	56...60	
34ХНЗМ	0,3...0,4	0,2...0,3	0,7...1,2	2,75...3,25	—	56...60	
30X2B8Ф	0,3...0,4	0,5	2,2...2,7	До 0,35	—	HV 1000...1600	

У низько- й середньолегованих сталях у результаті цементації відбувається також зміцнення серцевини. Залежно від типу й вмісту легуючих домішок ступінь зміцнення серцевини різна. За цією ознакою цементовані сталі поділяють на три групи (табл. 5.5).

До першої групи *сталей із незміцнюваною серцевиною* належать низьковуглецеві сталі (10, 15, 20). Із них виготовляють деталі, які не потребують високої міцності серцевини, але необхідні високі зносостійкість і твердість поверхні.

Сталі з добавками хрому й ванадію (15X, 20X, 15XФ, 20ХН), що дають змогу частково зміцнити серцевину, зменшити схильність до перегріву, належать до другої групи *сталей зі слабкозміцнюваною серцевиною*. Внаслідок гартування після цементації в поверхневих шарах утворюється мартенситна структура, а в серцевині — бейнітна. Завдяки цьому хромисті сталі мають вищі міцнісні властивості на поверхні й у серцевині, причому пластичні властивості серцевини дещо погіршуються.

Комплексно-леговані сталі третьої групи з домішками Cr, Mn, Ni і Mo після цементації й подальшого гартування істотно зміцнюються за рахунок утворення в серцевині мартенситної структури. Хромонікелемолібденові (вольфрамкові) сталі 18X2H4MA, 18X2H4BA прогартовуються на повітрі, що сприяє зменшенню жолоблення, а добавки W або Mo, крім того, підвищують прогартовуваність. Такі

сталі використовують для виготовлення великорозмірних особливо важливих деталей.

До *азотованих* (табл. 5.6) належать середньовуглецеві й леговані сталі (див. п. 4.6.2), до складу яких входять елементи (Mo, Cr, Ni, Al), що утворюють з азотом міцні нітриди.

5.3.2 Сталі для штампування

Одним з ефективних процесів, що характеризується мінімальними витратами часу, високим коефіцієнтом технологічного використання металу й високою точністю виробів без подальшої обробки, є формоутворення деталі методом *холодного штампування* з листового металу або висадка з дротику з можливістю подальшого накатування й т. п. Здатність до формозміни без порушення цілісності й за збереження міцнісних характеристик називають *штамповністю*. Метали, призначені для такої обробки, мають характеризуватися підвищеною технологічною пластичністю. Висока штамповність забезпечується співвідношенням між границею текучості й границею міцності $\sigma_{Tч} / \sigma_T \approx 0,55...0,65$ і відносним звуженням $\psi \sim 40 \%$.

На штамповність у холодному стані істотно впливають хімічний склад сталі та її мікроструктура. Штамповність знижується з підвищенням умісту вуглецю. Наприклад, для операції глибокого витягання вміст вуглецю обмежується $\sim 0,1 \%$. Якщо витяжка невелика або коли виконується операція згинання, вміст вуглецю може становити $0,2...0,3 \%$, а при $0,35...0,45 \%$ C допускається лише згинання по великому радіусу. Кремній, підвищуючи границю текучості, знижує штамповність, особливо здатність до витягання.

Мікроструктура сталі для холодного штампування має бути феритною з невеликою кількістю перліту. При цьому бажана однорідність зернистої структури, оскільки різномірність за розміром зерен спричиняє нерівномірність деформації в мікроб'ємах і утворення тріщин. Найкраще деформується дрібнозерниста сталь класів 6—8 за шкалою зернистості. За меншого

розміру зерна виникає ефект пружної післядії й відбувається підвищене зношування штампів. Через збільшений розмір зерна підвищується шорсткість поверхні й порушується цілісність матеріалу.

Для глибокого, складного й особливо складного штампування використовують низькоміцні високопластичні низьковуглецеві сталі з різним ступенем розкиснення (наприклад, 05кп, 08пс, 10, 10кп, 08Ю). Ці сталі постачаються заводами у вигляді тонких листів, які піддаються рекристалізаційному відпалу.

Для виробів підвищеної міцності застосовують низьколеговані «двофазні» сталі, структура яких складається з високопластичної феритної матриці та зміцнювальної фази — мартенситу або бейніту. При цьому вміст зміцнювальної фази невеликий (не більше ніж 20...30 %), щоб не було негативного впливу на пластичність структури в цілому. Таку структуру одержують у низьковуглецевих сталях (09Г2С, 16ГФР, 10Г2Ф, 12ХМ) після гартування з охолодженням у воді від температур міжкритичного інтервалу A_{c1} – A_{c3} .

Застосування сталей із феритно-мартенситною або феритно-бейнітною структурою дає змогу істотно зменшити витрати металу за рахунок використання листів меншої товщини.

Високоєфективним способом вироблення деталей є також *гаряче об'ємне штампування*. В гарячому (аустенітному) стані високу технологічну пластичність мають більшість сталей. Це дає змогу одержувати складні поковки, фасонний прокат різних типорозмірів із різних сталей. У результаті гарячого об'ємного штампування із подальшим відпалом подрібнюють мікроструктуру й усувають ливарні дефекти. При цьому волокна деформованого металу, орієнтуючися вздовж контуру поковок, створюють макроструктуру, яка має приблизно в 1,5 раза більшу конструкційну міцність, ніж литий метал.

5.3.3 Поліпшені сталі

Як уже зазначалося (див. п. 4.4), поліпшення є комплексною термічною обробкою, яка передбачає гартування з високим

відпусканням. Такий вид обробки завдяки своїй ефективності дає змогу використовувати для великої групи деталей машин і механізмів середньовуглецеві (0,3...0,5 % С) і середньолеговані (до 5 % легуючих елементів) сталі.

Залежно від умісту вуглецю й легуючих елементів змінюються границя міцності й границя текучості сталей. Поряд із цим матеріал має характеризуватися високим опором крихкому руйнуванню. Зі збільшенням $\sigma_{тн}$ і $\sigma_{т}$ зменшується опір крихкому руйнуванню й підвищується поріг холодноламкості.

Оскільки легування збільшує прогартовуваність, то для деталей, які працюють в умовах ударних навантажуваль, слід обмежуватися таким ступенем легування, що забезпечує одержання внаслідок гартування мартенситної структури по всьому перерізу деталей.

Для деталей, які працюють на згин або на зріз, без ударів можна обмежитись одержанням по перерізу структури мартенситу на глибину, яка дорівнює половині радіуса деталі.

Серед сталей з однаковою прогартовуваністю перевагу слід віддавати тим, що мають нижчий поріг холодноламкості.

Виходячи з таких міркувань, можна вибирати сталі для деталей, які піддають поліпшенню.

Поліпшувані сталі умовно поділяють на п'ять груп (табл. 5.7).

До *першої групи* належать середньовуглецеві сталі 40, 40Г, 45. Їхні потрібні механічні властивості забезпечуються в деталях діаметром до 10...15 мм унаслідок гартування з охолодженням у воді. Сталі цієї групи піддають також нормалізації.

Сталі *другої групи* (40Х, 40ХР, 45Х, 40ХС, 40ХФА та ін.) прогартовуються наскрізь у деталях діаметром до 25...35 мм. Невеликі добавки хрому й бору частково підвищують прогартовуваність за приблизно однакового з вуглецевими сталями опору крихкому руйнуванню.

Сталі *третьої групи* (40ХГ, 40ХГР, 30ХМА, 30ХГС) додатково леговані Mn, Si, Mo. Вони мають знижений запас в'язкості, тобто вищий температурний поріг холодноламкості.

Сталі *четвертої групи* (40ХН, 40ХНР, 40ХНМА) прогартовуються в деталях діаметром 40...75 мм. До складу цих сталей входить до 1...1,5 % Ni і до 0,15...0,25 % Mo. Ці сталі характеризуються підвищеною прогартовуваністю, низькою температурою холодноламкості й підвищеною конструкційною міцністю.

Таблиця 5.7

**Режими термообробки
й властивості поліпшуваних
конструкційних сталей**

Група	Марка	Температура, °С		Діаметр заготовки, мм	σ_T	$\sigma_{Tн}$	δ	ψ	KCU , Дж/см ²	НВ	Поріг холодноламкості, °С	Прогартуваність, мм	
		гартування	відпускання		МПа		%					D_{95}	D^*_{50} в./о.
I	40	850	550...620	до 60	400	700	18	40	45	1970	+20...-60	10	—
	40Г	840	550	50	590	840	20	—	90	—	—	15	30/15
	45	820...840	560...600	до 100	450	750	17	35	50	1920...2400	+20...-60	12	30/15
II	40Х	850 (о., в.)	540...580	до 50	650...750	800...950	10	40...50	60	2150...3020	0...-100	15	60/40
	40ХР	840 (о.)	540 (в., о.)	25	800	1000	12	50	90	—	+20...-60	20	100/70
III	30ХМА	880 (о., в.)	540 (в., о.)	до 25	750	950	12	50	90	—	-20...-120	20	45/30
	40ХГ	840 (о.)	520 (в., о.)	25	850	1000	9	45	60	—	+20...-60	25	—
	40ХГР	850 (о.)	570 (в., о.)	25	800	1000	11	45	80	—	+40...-60	30	200
	30ХГС	870	550 (в., о.)	60	700	900	9	45	60	≥2550	+20...-60	25	60/40
IV	40ХН	820 (о.)	500	25	800	1000	11	45	70	2400...2800	+30...-100	25	45/30
	40ХНР	830 (о.)	500...550	до 100	750	900	12	50	70	HRC 25...35	0...-80	35	85/60
	40ХНР	850 (о.)	500 (о., в.)	25	900	1100	10	55	80	—	+20...-60	40	200
	40ХНМА	850 (о.)	620 (в., о.)	40	1500	1650	9	45	50	HRC 48...53	-40...-120	40	105/70
V	34ХНЗМ	860 (о.)	600	105...300	750	870	14	38	60	2570...3210	—	50	200
	38ХНЗМ												
	(В)ФА	860 (о.)	620	до 800	750	900	11	38	55	2770...3210	-60...-140	100	—
	30ХН2												
	ВФА	860 (о.)	680	25	800	900	10	40	90	—	-40...-120	100	—

* В чисельнику D_{50} у разі гартування у воді, в знаменнику — в оливі.

Сталі *п'ятої групи* (34ХН3М, 30ХН2ВФА) з підвищеним (до 2...3 %) вмістом нікелю й додатковим легуванням Мо і W, що сприяє зменшенню зворотної відпускнуї крихкості, мають високу прогартовуваність і рекомендуються для деталей діаметром 80...120 мм.

5.3.4 Сталі з підвищеною оброблюваністю різанням (автоматні)

Витрати, пов'язані з обробкою металів різанням, становлять більш як 40 % загальної вартості виготовлення машин. Останнім часом підвищуються вимоги до міцності конструкційних сталей, і їхні властивості часто наближаються до властивостей інструментальних сталей і сплавів. Крім того, через розвиток автоматизації металорізальних верстатів, які в складі автоматичних ліній працюють без постійного обслуговування, постала проблема видалення й транспортування стружки від місця обробки деталей. Це зумовило створення спеціальних сталей і сплавів, які знижують зношення різального інструменту, здатні забезпечити в результаті обробки різанням чисту поверхню, а також утворювати стружку, що легко видаляється. Такі *сталі з підвищеною оброблюваністю різанням названо автоматними* (табл. 5.8, 5.9).

Технологічна властивість — *оброблюваність різанням* — в основному оцінюється інтенсивністю зношування різального інструменту. Кількісна характеристика оброблюваності різанням — це максимально допустима швидкість різання, яка відповідає певній стійкості інструменту.

Тривалий час існували чотири марки автоматних сталей, а останніми десятиліттями освоєно випуск багатьох видів сталей із підвищеною оброблюваністю різанням, які різною мірою задовольняють вимоги технологічності обробки й економічної доцільності.

Показники оброблюваності різанням можна підвищити, утворивши на поверхні структуру фериту й пластинчастого перліту зі збільшеним розміром зерна. Для середньовуглецевих сталей це досягається нормалізацією від підвищених температур. Оброблю-

**Механічні властивості
гарячекатаної автоматної сталі без термічної обробки**

Марка	$\sigma_{Tч}$, МПа	δ , %	ψ , %	НВ
A11	420(500)	22(10)	34	1600 (2070)
A12	420(500)	22(7)	34	1600 (2170)
A20	460(540)	20(7)	30	1680 (2170)
A30	520(550)	15(6)	25	1850 (2230)
A35	520(580)	15(6)	23	2010 (2290)
A40Г	600	14	20	2070

Примітка. В дужках зазначено норми для нагартованої сталі.

ваність різанням низьковуглецевих сталей підвищують методом холодного пластичного деформування, що сприяє утворенню сипкої стружки, що легко видаляється, за рахунок зниження пластичності поверхневого шару.

Найефективнішими методами впливу на оброблюваність різанням сталей є легування такими елементами, як P, S, Se, Te, Ca, Pb. Ці добавки по-різному впливають на зміну оброблюваності різанням. Наприклад, фосфор і сірка, розчиняючись у фериті, зменшують в'язкість і пластичність, сприяють утворенню ламкої стружки й високоякісної поверхні. Свинець, не розчиняючися в сталі, а містяться у вигляді дисперсних частинок, сприяє подрібненню стружки й, плавлячися під дією теплоти різання, зменшує тертя між інструментом і деталлю.

У разі комплексного легування сіркою й селеном утворюються селеніди й сульфоселеніди, які розташовуються навколо оксидних включень, зменшуючи їхню абразивну дію. Селен не знижує корозійних властивостей сталі. Тому його додають у хромонікелеві корозійностійкі сталі (12X18H10E) для підвищення оброблюваності різанням. Добавки кальцію разом зі свинцем і телуrom сприяють одержанню термічно зміцнених сталей, які оброблюють за високих швидкостей різання. Саме в таких умовах інтенсивного нагрівання сполуки кальцію розм'якшуються, що поліпшує оброблюваність різанням.

Таблиця 5.9

**Механічні властивості (не менше)
термічно обробленої автоматної сталі**

Марка	σ_T	$\sigma_{Tн}$	$\delta, \%$	КСУ, Дж/см ²	НВ
	МПа				
АС40	340	580	19		2070
А35Е	320	540	20	—	—
А45Е	360	610	18		2090
А40ХЕ	800	1000	10	60	
АС12ХН	450	650	10	90	—
АС14ХГН	850	1100	8	80	
АС19ХГН	850	1200	7	70	
АС20ХГНМ	950	1200	7	90	2850
АС30ХМ	750	900	12	100	
АС38ХГМ	800	950	11	80	
АС40ХГНМ	850	1000	12	90	3000

Автоматну сталь розподіляють на 6 груп і 20 марок. Ці сталі позначають літерою А (автоматна), яку ставлять перед маркою. Додатки позначають так: свинець — С; селен — Е; кальцій — Ц. Дві цифри після А, АС, АЦ показують середній вміст вуглецю в сотих частках процента.

Виокремлюють такі основні групи автоматних сталей:

- *вуглецеві сірчисті* з вмістом сірки до 0,3 % і фосфору — до 0,15 % (А11, А12, А20, А30, А35 і А40Г). Для запобігання високій червоноламкості в цих сталях збільшено вміст мангану до 0,7...1,55 %. Сталі А11, А12, А20 використовують для деталей кріплення, а також малонавантажених деталей складної форми, до яких ставляться вимоги високої точності розмірів і чистоти поверхні. Сталі А30 і А40Г використовують для деталей, які працюють в умовах підвищених навантажувальних;
- *вуглецеві, що містять свинець* (0,15...0,35 %). Розрізняють вуглецеві сталі з підвищеним вмістом сірки (АС14, АС35Г2, АС45Г2) і леговані хромом, нікелем, молібденом низьковуглецеві (АС12ХН, АС14ХГН, АС20ХГНМ); *леговані, що містять*

свинець (АС30ХМ, АС38ХГМ, АС40ХГНМ). Оброблюваність різанням цих сталей набагато вища, ніж сірчистих. Додатки свинцю дають змогу підвищити на 30...40 % швидкість різання без зниження стійкості інструменту й у 2...7 разів збільшити стійкість інструменту за заданого рівня швидкості різання;

- *вуглецеві сірчистоселенові* (А35Е, А45Е, 12Х18Н10Е) з умістом 0,04...0,1 % Se і 0,06...0,12 S. Додатки селену дають змогу практично вдвоє знизити витрати різального інструменту й до 30 % підвищити продуктивність праці;
- *кальцієві* з умістом кальцію 0,002...0,008 % (АЦ20, АЦ30, АЦ40, АЦ30ХН), а також свинцю й телуру, використовують для виготовлення термічно зміцнених деталей. Такі деталі обробляються твердосплавним різальним інструментом за швидкостей різання >100 м/хв.

5.3.5 Пружинні сталі й сплави

Сталі й сплави, які призначені для виготовлення пружних елементів у машинобудуванні (ресори, пружини, торсіони, амортизатори) й приладобудуванні (мембрани, пружини підвіски, пластини реле, сільфонів тощо), крім високих міцності й в'язкості, мають характеризуватися великими границею пружності, опором утомленості (σ_{-1}) у разі багатоциклових навантажувальних і опором малим пластичним деформаціям ($\sigma_{0,005}$, $\sigma_{0,2}$).

Разом із тим пластичність цих сталей має бути достатньою для виготовлення витих пружин та інших деталей методом деформування без руйнування за перевантажень. Вони мають також чинити опір змінам від утомленості за постійного коливального руху й виникнення власних коливань. Вимоги до опору втомленості й опору малим пластичним деформаціям, які впливають з умов роботи пружних елементів за циклічних навантажувальних, визначають також підвищені вимоги до якості поверхні сталевих прокатів, призначеного для виготовлення пружних елементів. Треба, щоб на поверхні такого прокату не було тріщин, раковин, розшарувань та інших дефектів.

Опір малим пластичним деформаціям за короткочасних статичних навантажувальних характеристик характеризується границею пружності, а в разі тривалих або циклічних навантажувальних — опором релаксації напружень (релаксаційною стійкістю). Релаксація напружень за певної деформації спричиняє перехід частини пружної деформації в залишкову, що призводить до зміни розмірів і форми пружного елемента. При цьому погіршуються його пружні й експлуатаційні властивості. Механізм релаксації напружень унаслідок тривалих і циклічних навантажувальних пояснюється мікропластичними деформаціями, які нагромаджуються в часі.

Для підвищення границі пружності й релаксаційної стійкості пружинних сталей їх легують, зміцнюють холодним пластичним деформуванням, піддають термічній обробці.

Пружинні сталі постачаються *гарячекатаними, відпаленими або після високого відпускання*.

За хімічним складом пружинні сталі (табл. 5.10) поділяють на:

- *вуглецеві* (65, 70, 75, 85);
- *марганцевисті* (60Г, 65Г, 70Г);
- *кремністі* (50С2, 55С2, 55С2А, 60С2);
- *хромокремністі* (60С2А, 70С3А, 60С2ХА, 70С2ХА, 50ХСА);
- *хромоманганові* (50ХГ, 50ХГА, 55 ХГР, 60СГА);
- *хромованадієві й хромоманганово-ванадієві* (50ХФА, 50ХГФА, 60С2ХФА);
- *нікель-кремністі*;
- *вольфрамокремністі* (60С2Н2А, 65С2ВА).

Пружинні сталі мають характеризуватися високими загартовуваністю й прогартовуваністю. В результаті гартування по всьому об'єму необхідно забезпечити структуру мартенситу. Присутність інших структурних складових погіршує всі пружні властивості. Границя пружності загартованої на мартенсит сталі підвищується після відпускання на троостит, який характеризується стабільною структурою й, крім того, забезпечує часткове збільшення пластичності й в'язкості, що важливо для підвищення границі витривалості. Тому пружинні сталі піддають гартуванню й середньому відпусканню. Оптимальну структуру дістають патентуванням.

Опір малим пластичним деформаціям підвищується завдяки подрібненню зерна.

**Хімічний склад,
механічні властивості й застосування
основних пружинних сталей**

Марка	Хімічний склад, %			Темпе- ратура відпус- кання, °C	Механічні властивості		Приклади застосування
	C	Mn	Si		σ_T	$\sigma_{Tч}$	
					МПа		
65	0,62...0,70	0,5...0,8	0,17...0,37	380	800	1000	Різні пружини механізмів і машин
70	0,67...0,75	0,5...0,8	0,17...0,37	320	850	1050	
75	0,72...0,80	0,5...0,8	0,17...0,37	380	900	1100	
50С1	0,45...0,55	0,6...0,9	1,5...2,0	460	1200	1300	Пружини й ресори в авто-, тракторо-, верстатобудуванні, залізничному транспорті; високонавантажені пружини
55С2	0,52...0,60	0,6...0,9	1,5...2,0	400	1500	1700	
60С2	0,57...0,65	0,6...0,9	1,5...2,0	460	1400	1600	
70С3А	0,66...0,74	0,6...0,9	1,5...2,0	460	1600	1800	
60С2ХФА	0,56...0,64	0,4...0,7	1,4...1,8	410	1700	1900	Важливі високонавантажені пружини й ресори; пружини часових механізмів і приладів
65С2ВА	0,61...0,69	0,7...1,0	1,5...2,0	420	1700	1900	
70С2ХА	0,65...0,75	0,4...0,6	1,4...1,7	420	1700	1900	
65Г	0,62...0,70	0,9...1,2	0,17...0,37	480	850	1050	Пружини й ресори автомобілей
50ХГ	0,46...0,54	0,7...1,0	0,17...0,37	420	1300	1500	
60СГ	0,55...0,65	0,8...1,0	1,3...1,8	460	1400	1600	
50ХФА	0,46...0,54	0,5...0,8	0,17...0,37	475	1600	1700	Особливо важливі пружини й ресори
60С2Н2А	0,56...0,64	0,4...0,7	1,4...1,8	420	1600	1750	

Невеликі пружини простої форми виготовляють із термічно обробленого холоднотягнутого дроту. Великі пружини виготовляють із відпаленого дроту, а термообробці піддається готовий виріб.

Підвищенню в 1,5...2 раза опору втомленості пружинних сталей сприяє поверхневий дробоструминний або гідроабразивний наклеп.

У промисловості для виготовлення пружних елементів (ресори, пружини вагонів, торсіонні вали) найчастіше використовують кремністі сталі, які забезпечують високі пружні властивості. Недоліком кремністих сталей є схильність їх до знеуглецьовування поверхневих шарів під час гарячої обробки. Це усувають за допомогою додаткового легування хромом, манганом, вольфрамом, нікелем. Нікель сприяє також підвищенню роботоздатності пружин в умовах великих динамічних навантажуваль. Сталі 50ХФА, 50ХГФА, 60С2ХФА мають високу прогартовуваність, підвищену термостійкість, зменшену чутливість до поверхневих дефектів. Їх використовують для виготовлення високонавантажених великогабаритних пружин і ресор. Найвищі механічні властивості за підвищеної чутливості до поверхневих дефектів мають сталі 70С3А, 60С2Н2А, 65С2ВА. Границя пружності цих сталей $\sigma_{0,01} = 880...1150$ МПа при $\sigma_{Тч} \geq 1800$ МПа. Чутливість до поверхневих дефектів зменшують методом поверхневого пластичного деформування (ППД).

5.3.6 **Шарикопідшипникові сталі**

Ці сталі становлять спеціальну групу. З них виготовляють елементи підшипників кочення, а саме шарики, ролики, зовнішні й внутрішні обойми, кільця. Особливість умов експлуатації підшипників кочення полягає у великих локальних навантаженнях за багатоциклового характеру роботи. Тому основними вимогами до шарикопідшипникових сталей є максимальні зносостійкість й опір утомленості. Крім того, до цих сталей ставляться підвищені вимоги щодо вмісту неметалевих включень (сульфідів, оксидів то-

Таблиця 5.11

**Режими термообробки
деяких шарикопідшипникових сталей**

Марка	Температура, гартування, °С	Охолодне середовище	HRC	Температура відпускання, °С
ШХ15	720...820 820...840	Вода Олива	≥ 62	150...170
ШХ9СГ	790...820 810...820	Те саме	≥ 61	150...170
ШХ15СГ	780...810 810...830	»	≥ 61	150...170

Примітка. Температура відпалу (охолодження разом із піччю) — 720...780 °С.

що) і карбідної неоднорідності, оскільки вони спричиняють передчасне руйнування від утомленості. Як шарикопідшипникові використовуються високовуглецеві сталі з умістом хрому, кремнію й мангану (табл. 5.11). Марки цих сталей починаються з літери Ш. Якщо в процесі виплавлення таких сталей для зменшення вмісту неметалевих включень використовувалося електрошлакове або вакуумно-дугове переплавлення, то це також указується в марці сталі, наприклад: ШХ15Ш, ШХ15ВД.

Для виготовлення елементів шарикопідшипників невеликого перерізу (до 15...17 мм) використовують сталі ШХ4, ШХ9; для шариків і роликів діаметром до 25 мм і кілець приблизно такого самого перерізу — сталь ШХ15 із підвищеним умістом хрому (1,3...1,65 %); для шариків діаметром 30 мм і більших корпусних елементів — сталь із підвищеним умістом мангану й кремнію (ШХ9СГ, ШХ15СГ) із підвищеною прогартуваністю.

Габаритніші елементи виготовляють зі сталі ШХ20СГ, у разі значних ударних навантажувальних — з цементованих на глибину 1...5 мм низьковуглецевих, легованих нікелем, сталей 20ХНМ, 20Х2Н4А, 18ХГТ. Для підшипників, які працюють в агресивних середовищах, застосовують високовуглецеву корозійностійку хромисту сталь 95Х18.

Термічна обробка шарикопідшипникових сталей передбачає попередній (сфероїдизувальний) відпал на твердість приблизно

НВ 2000, що забезпечує оброблюваність заготовок різанням і штамповністю у холодному стані. Гартування деталей проводиться від температури 790...840 °С, низьке відпускання — з 150...170 °С. Температуру гартування добирають з урахуванням габаритних розмірів виробів — чим вони більші, тим вища температура. Для підвищення твердості й забезпечення стабільності розмірів виробів шарикопідшипникові сталі рекомендується піддавати обробці холодом.

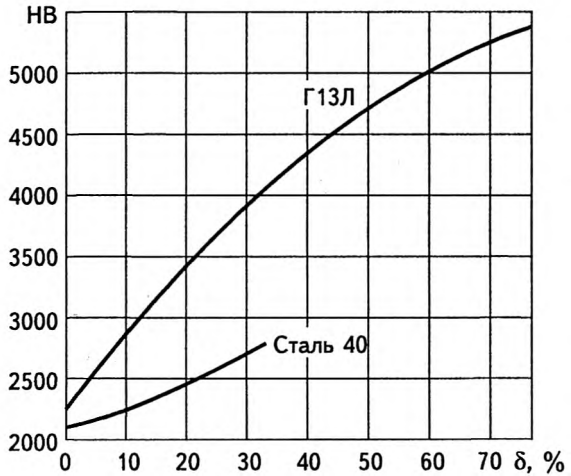
5.3.7 **Зносостійкі сталі й сплави**

На практиці в умовах зношування різної інтенсивності працює переважна більшість деталей, які взаємодіють з іншими деталями або з оброблюваним середовищем. Найінтенсивніше зношуються робочі органи дорожніх, будівельних і гірничих машин (ножі бульдозерів, скрепери, ковші екскаваторів і драг), ланки ходової частини гусеничних машин, деталі дробарок і млинів, залізничні хрестовини, сопла піскометів, ножі сільськогосподарських машин (лемехи, відвали плугів, ножі культиваторів і т. ін.).

Для виготовлення таких деталей створено сталі й сплави у вигляді монолітів, а також біметалів і наплавочних матеріалів, які дають змогу найекономічніше розв'язувати завдання підвищення зносостійкості робочих органів і відновлення їхньої роботоздатності.

Для умов експлуатації, коли переважають тертя з високим тиском і ударним навантажуванням, широко застосовуються високомарганцевисті аустенітні сталі 110Г13Л, 60Х5Г10Л, 30Х10Г10, в яких співвідношення вмісту мангану й вуглецю становить ≥ 10 . Сталь 110Г13Л (сталь Гатфілда, створена й запатентована англійським металургом Р. А. Гатфілдом у 1883 р.) містить приблизно 0,9...1,3 % С і 11,5...14,5 % Мп. Оскільки обробка різанням цієї сталі ускладнена, її постачають у вигляді литих або (рідше) кованих деталей. Структура сталі — аустеніт і спеціальні карбіди $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, які, розташовуючися по межах зерен, знижують міцність і в'язкість сталі. Разом із тим зносостійкість сталі 110Г13Л максимальна, коли вона має однофазну аустенітну структуру. Це

Рис. 5.4
Вплив
наклепу на твердість
вуглецевої сталі 40
і високомарганце-
вистої сталі Г13Л



досягається гартуванням з охолодженням у воді від температур 1050...1100 °С. У разі швидкого охолодження у воді гальмується виділення карбідів і утворюється аустенітна структура. Така структура марганцевого аустеніту здатна до значного деформаційного зміцнення (наклепу) в холодному стані. В результаті холодного пластичного деформування структура аустеніту змінюється: створюються бар'єри для руху дислокацій, утворюються тріщини, що в цілому сприяє високій зміцнюваності сталі.

Зростання твердості зі збільшенням деформаційного наклепу сталей 40 і Г13Л демонструє рис. 5.4. Механічні властивості литої й загартованої на аустеніт сталі Г13Л такі: $\sigma_{ТЧ} = 800...1000$ МПа; $\sigma_{0,2} = 250...400$ МПа; $\delta = 40...50$ %; НВ 1800...2200.

Завдяки холодному деформаційному зміцненню сталь Гатфілда набуває дуже високої зносостійкості саме в умовах великого тиску, ударів і тертя, й її твердість становить близько НВ 6000. Натомість в умовах чистого абразивного зношування за невеликих тисків і ударів зносостійкість цієї сталі невелика.

Ефективне використання високомарганцевистих сталей і для деталей, які працюють в умовах кавітації, коли виникають ударні навантаження й пов'язане з цим зношування від утомленості.

Кавітаційне зношування (ерозію) спричиняють струмені рідини, коли в момент лопання бульбашок газу або повітря виникають численні гідравлічні удари. В умовах кавітації працюють лопаті гідротурбін, циліндри гідронасосів, суднові гребні гвинти тощо.

Як кавітаційностійкі використовують сталі з нестабільною структурою аустеніту (30X10Г10, 08X18Н10Т, 0Х14Г12 та ін.). На поверхні деталей під дією численних гідравлічних ударів відбувається деформаційне зміцнення поверхні, зростає зносостійкість, ускладнюється утворення мікротріщин від утомленості.

На поріг холодноламкості сталі 110Г13Л негативно впливає (особливо за низьких температур) фосфор, який, утворюючи фосфідну евтектику, спричиняє виникнення й поширення крихких тріщин. Тому вміст фосфору в цих сталях має не перевищувати 0,02...0,03 %.

5.3.8 **Корозійностійкі (нержавіючі)** **й жаростійкі сталі та сплави**

Розглянемо основні положення теорії корозії. Вироби з металів і металевих сплавів під дією різних хіміко-фізичних, біологічних, радіаційних факторів руйнуються. При цьому за характером це руйнування істотно відрізняється від процесів руйнування внаслідок механічних навантажуваль (див. розд. 2), що пояснюється хімічною й електрохімічною дією навколишнього середовища. Таке руйнування внаслідок взаємодії з навколишнім середовищем називають *корозією* (від лат. corrudere — роз'їдати), а середовище, в якому відбувається цей процес, — *агресивним*, або *корозійним*.

Унаслідок взаємодії металів з агресивним середовищем утворюються продукти корозії, які й є результатом порушення цілісності деталей або конструкцій. Для відновлення пошкоджених корозією деталей машин і конструкцій у світі витрачається багато матеріальних ресурсів.

Здатність металів чинити опір корозійному впливу зовнішнього середовища називають *корозійною стійкістю*.

Корозійні процеси розрізняють за:

- механізмом реакцій взаємодії металу із середовищем;
- геометричними особливостями корозійного руйнування поверхні або об'єму деталі;
- характером додаткових впливів на метал одночасно з дією корозійного середовища.

За механізмом реакції взаємодії розрізняють хімічну й електрохімічну корозію.

Хімічна корозія — процес руйнування металів і сплавів в середовищі сухих газів за вискої температури (газова корозія). Такої корозії зазнають, наприклад, деталі двигунів внутрішнього згорання, елементи термочей, сопла ракетних двигунів. Хімічна корозія відбувається також у рідких середовищах органічного походження — неелектролітах, тобто непровідниках електричного струму. Хімічна корозія не супроводжується утворенням електричного струму.

Хімічна *газова корозія* пов'язана з явищами, які відбуваються по межах «метал—газ», і дифузією газу крізь раніше утворену плівку оксидів. За звичайної температури дифузійні процеси повільні, але з підвищенням температури швидкість дифузії зростає, й хімічна корозія відбувається інтенсивніше з утворенням на поверхні товстої плівки оксидів — *окалини*. *Корозія в неелектролітах* — це руйнування металевих виробів у мастильних середовищах, які під впливом температури, тиску разом із тертям, окиснення розкладаються з виділенням кислот та інших продуктів, що спричиняють корозію металів.

Електрохімічна корозія — це руйнування під дією водних розчинів електролітів — солей, кислот, лугів. Різновидом електрохімічної корозії є *атмосферна корозія*, що відбувається під дією атмосферних факторів: волога повітря конденсується на поверхні металів, а в ній розчиняються агресивні гази, й на поверхні металевих виробів утворюються розчини-електроліти, в яких містяться іони, котрі і є провідниками струму.

Механізм електрохімічної корозії пояснюється хімічною й фізичною неоднорідністю металів і сплавів. Компоненти сплавів, різні фазові складові структури, чистий метал і оксидна плівка, дві різних ділянки з різною напруженістю утворюють комплекс

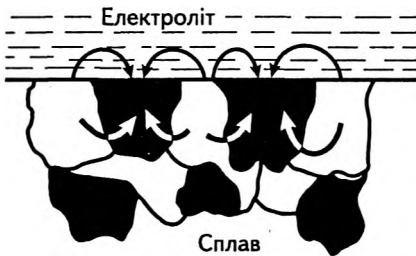


Рис. 5.5
Схема електрохімічної корозії

анодних і катодних ділянок, які становлять мікроскопічні гальванічні пари. Це призводить до того, що на межі «метал—електроліт» розчинюються анодні ділянки, як це відбувається в гальванічному елементі.

Явище корозії двофазного сплаву схематично показано на рис. 5.5, де темні зерна — це фаза з більшим потенціалом (катод). Чорними стрілками показано перехід іонів анода (світлі ділянки) в розчин, а білими — еквівалентний перехід електронів анода до катода. Катод при цьому не руйнується, а електрони з нього видаляються в зовнішнє середовище.

У гальванічній парі руйнується той метал, який виділяє більшу кількість позитивно заряджених іонів і, відповідно, сам дістає високий негативний заряд. Чим нижчий електродний потенціал металу, тим легше він віддає іони в розчин і тим нижча його корозійна стійкість. Якщо розташувати метали в такій послідовності: Au, Pt, Ag, Cu, Bi, Sb, Pb, Sn, Ni, Co, Fe, Cr, Zn, Ti, Al, Mg, то виявляється, що кожен метал, розташований правіше, руйнуватиметься в контакт з металом, який розташований ліворуч, й тим сильніше, чим далі один від одного метали стоять в ряду електродних потенціалів.

Оскільки структура сталі в рівноважному стані складається з двох фаз (фериту й цементиту), то в разі потрапляння на них вологи виникає явище, аналогічне розглянутому. В результаті цього цементит залишається незмінним, а ферит розчиняється й із речовиною електроліту утворює продукти корозії — іржу.

Геометричні особливості руйнування поверхні виробів або їхнього об'єму (рис. 5.6) не залежать від характеру взаємодії з навколишнім середовищем.

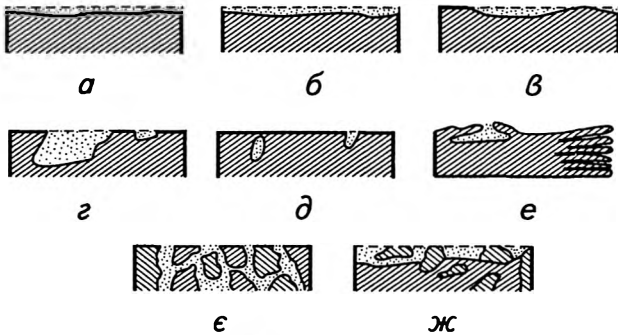


Рис. 5.6
Види корозійного руйнування:

а — рівномірна корозія; б — нерівномірна; в — плямами; г — виразкова;
д — точкова (пітінг); е — поверхнева; е — міжкристалітна;
ж — структурно-вибіркова

Суцільна рівномірна корозія вважається найменш небезпечною, оскільки втрати фізико-механічних властивостей при цьому мінімальні. *Локальна корозія* полягає в руйнуванні металу у вигляді окремих пошкоджень — *плям, виразок, точок*, які з часом переростають у наскрізні. *Підповерхнева корозія* виникає в зонах руйнування захисних покриттів (лакових, плівкових і т. п.) і поширюється під поверхню металу, де й зосереджуються продукти руйнування. Підповерхнева корозія часто спричиняє спучування й розшарування металу.

Найнебезпечнішими є локальна *міжкристалітна корозія*, яка, не руйнуючи зерен, поширюється вглиб по їхніх межах, а також *транскристалітна*, за якої руйнуються тріщинами зерна металевих сплавів.

Серед видів корозії, які розрізняються за характером доповнювальної дії, можна виокремити:

- *корозію під дією напружень* у зоні дії механічних зусиль, у тому числі в нерухомих з'єднаннях (фреттінг-корозія);
- *корозійну ерозію* — руйнування металу за одночасної дії тертя й корозійного середовища;

- *кавітаційну корозію* — руйнування під ударною дією агресивного середовища.

Матеріали, стійкі проти електрохімічної корозії, називають *корозійностійкими*, а стійкі проти газової хімічної корозії — *жаростійкими*.

Підвищення корозійної стійкості металевих сплавів досягається *пасивацією*, тобто створенням таких умов, коли в металевих сплавах гальмується анодне перенесення елементарних частинок у корозійне середовище. Стан підвищеної корозійної стійкості (пасивність) настає в разі утворення міцних оксидних плівок, що рівномірно вкривають усю поверхню виробу.

Утворенню на поверхні густих захисних плівок і підвищенню стійкості проти корозії сприяє легування сталей такими елементами, як Al, Cr, Ni, Si та ін. Оскільки алюміній і кремній негативно впливають на пластичні властивості, більше застосовують хром і нікель. Домішки хрому (>12 %) роблять сталь корозійностійкою в атмосфері, воді й багатьох інших агресивних середовищах.

Крім пасивації, для захисту від корозії застосовують *металеві покриття* (цинкування, кадмування, хромування й т. п.) та *неметалеві* (фосфатування, воронування, покриття лаками й фарбами), а також електрохімічний — катодний і анодний — захист.

Електрохімічний захист полягає в тому, що до металевих конструкцій (трубопроводів, резервуарів, кабелів і т. п.) приєднують ззовні сторонній сильний анод — протектор або джерело постійного струму, внаслідок чого на поверхні захищеної конструкції виникає катодна поляризація електродів мікрогальванічних пар. У результаті анодні ділянки металу конструкції перетворюються на катодні, а це означає, що руйнуватиметься не метал конструкції, а приєднаний анод.

У машинобудуванні найбільше застосовують корозійностійкі хромисті сталі, які після охолодження на повітрі мають феритну, мартенситно-феритну (фериту більше ніж 10 %) або мартенситну структуру, та хромонікелеві з аустенітною, аустенітно-мартенситною або аустенітно-феритною (фериту більш як 10 %) структурою.

Корозійностійкі хромисті сталі (табл. 5.12) зберігають свої властивості за температури, не вищої від 30 °С, у вологому атмо-

Таблиця 5.12

Склад і механічні властивості деяких корозійностійких сталей

Марка	Вміст основних елементів, %		$\sigma_{Tч}$	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ
	C	Cr	МПа		%	
<i>Сталі мартенситного класу</i>						
20X13	0,16...0,25	12...14	850	650	15	50
30X13	0,26...0,35	12...14	950	700	15	50
40X13	0,36...0,45	12...14	1150	900	12	30
<i>Сталі мартенситно-феритного класу</i>						
0,8X13	0,08	12...14	590	410	20	60
12X13	0,09...0,15	12...14	750	500	20	65
<i>Сталі феритного класу</i>						
12X17	0,12	16...18	520	350	30	75
15X25T	0,15	24...27	540	—	40	70
015X17M2Б	0,015	16,5...18,5	450	280	30	60
<i>Сталі аустенітного класу</i>						
12X18H9	0,12	17...19	520	360	30	75
10X14Г14Н4Т	0,10	13...15	620	280	45	60
10X14АГ15	0,10	13...15	750	300	45	55
10X17Н13М3Т	0,1	16...18	580	280	40	60
<i>Сталі аустенітно-феритного класу</i>						
08X21Н6М2Т	0,08	20...22	750	450	50	55
<i>Сталі аустенітно-мартенситного класу</i>						
09X15Н8Ю	0,09	14...16	1250	1000	20	50

сферному повітрі, у воді, в азотній і багатьох органічних кислотах. У морській воді вони зазнають корозійного розтріскування.

Зі збільшенням вмісту кремнію корозійна стійкість сталей зростає.

Кожен із наведених у табл. 5.12 класів сталей має свої особливості термічної обробки для одержання найкращої сукупності властивостей.

Сталі мартенситного класу (30X13, 40X13) піддають гартуванню від температури 1000 °С в оливі та низькому відпусканні при 200...300 °С для одержання структури відпущеного мартенситу.

Сталі мартенситно-феритного класу (08X13, 12X13, 20X13) піддають гартуванню й високому відпусканню при 600...700 °С для одержання сорбітної структури.

Більшу корозійну стійкість мають *сталі феритного класу з підвищеним умістом хрому (12X17, 15X25Т, 15X28, 015X17М2Б та ін.)*. Сталь 12X17 застосовують після рекристалізаційного відпалу з температур 760...780 °С для одержання гомогенного твердого розчину. Її використовують у легкій та харчовій промисловості для виготовлення деталей, які не потребують зварювання. Сталі 15X28, 15X25Т використовують для виготовлення зварних конструкцій без термообробки.

Хромонікелеві корозійностійкі сталі мають вищу корозійну стійкість, ніж хромисті. Термообробка цих сталей полягає в гартуванні від температур 1100...1150 °С з охолодженням у воді без відпускання.

Вміст вуглецю в *сталях аустенітного класу* повинен бути обмеженим для запобігання утворенню спеціальних карбідів, які знижують корозійну стійкість. Невеликі домішки молібдену (до 1,5 %) сприяють істотному підвищенню корозійної стійкості.

Хромонікелеві сталі мають досить високу вартість. У зв'язку з цим у багатьох випадках застосовують дешевші сталі, в яких частину нікелю замінюють манганом (наприклад, 10X14Г14Н4Т — для слабоагресивних середовищ).

Особливу групу становлять *сталі аустенітно-мартенситного класу* (наприклад, 09X15Н8Ю), які поряд із високою корозійною стійкістю мають високі механічні властивості й добре зварюються.

Жаростійкі сталі, для захисту виробів від окалини, легують хромом, алюмінієм або кремнієм, які мають більшу спорідненість із киснем, ніж залізо. Внаслідок цього на поверхні виробів утворюються густі оксиди Cr_2O_3 , Al_2O_3 , SiO_2 , які перешкоджають проникненню кисню й захищають поверхні виробів від окиснення. Головним фактором жаростійкості є хром. За вмісту хрому 5...8 % жаростійкість підвищується до 700...750 °С, а при 15...17 % — до 1100...1300 °С.

Жаростійкість визначається складом сталей, а не їхньою структурою, тому вона практично однакова для феритних і аустенітних сталей за однакового вмісту хрому.

Корозійностійкі сталі залежно від особливих хіміко-фізичних і механічних властивостей мають різні застосування: лопатки турбін і арматура крекінг-установок (12X13, 20X13); хірургічні інструменти, пружини, голки (30X13, 40X13, 95X18); обладнання для роботи з розчинами азотної і фосфорної кислот (15X28); деталі для роботи в розчинах хлористого цинку й фосфатних добрив (09X15H8Ю, 10X17H13M3T) і т. д.

5.3.9 Жароміцні сталі й сплави

Ці конструкційні матеріали здатні тривалий час працювати за високих температур в умовах значних навантажувальних.

Якщо в жароміцних матеріалах уміст заліза більший ніж 50 %, то вони належать до сталей.

Жароміцність деталей або конструкції як експлуатаційна властивість залежить від тривалості навантажувальних за високих температур.

Як зазначалося в п. 2.7.3, вимоги до жароміцних сплавів забезпечуються в основному високим ступенем легування такими елементами, як Cr, Mo, V, Si.

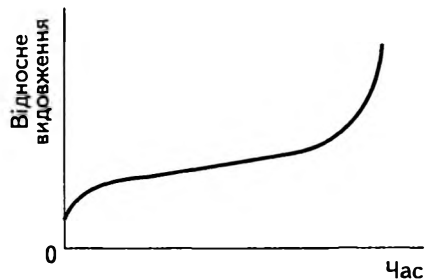


Рис. 5.7
Типова крива повзучості

Під дією напружень за високих температур спостерігається повзучість матеріалу (рис. 5.8). Як свідчить досвід, повзучість виявляється за температур, вищих від 300 °С, що й зумовлює застосування жароміцних сталей для техніки, що працює в умовах високих температур.

За робочих температур до 600 °С використовують сталі на основі твердого α -розчину, а за вищих температур — сталі з аустенітною структурою.

Залежно від хімічного складу, ступеня легування й структури розрізняють жароміцні сталі перлітного, мартенситного, мартенситно-феритного, аустенітного класів.

Сталі перлітного класу (12Х1МФ, 12Х2МФСР, 15Х1М1Ф) використовують за робочих температур до 500...580 °С і невеликих навантажувальних. Якщо температура не перевищує 400 °С, а тиск — 0,8 МПа, використовують нормалізовані вуглецеві «котельні» сталі (12К, 15К, 18К, 22К).

До *мартенситного класу* належать сталі з умістом хрому до 10...11 % (12Х2МФСР, 15Х11МФ, Х5ВФ).

Сталі *мартенситно-феритного класу* містять 11...13 % хрому (18Х12ВМБФР, 18Х12В2МФ).

Висока жароміцність розглядуваних сталей досягається гартуванням від температур 1000...1050 °С з охолодженням в оливі на мартенсит із подальшим відпусканням на сорбіт або троостит.

Із цих сталей виготовляють деталі й вузли газових турбін і паросилових установок (лопатки, труби, ротори, турбодиски), що працюють за температур 580...600 °С.

Для виготовлення клапанів двигунів внутрішнього згорання невеликої й середньої потужності використовують спеціальні жароміцні сталі (Х6С, Х6СМ, 40Х9С2, 40Х10С2М), які називають *сильхромами*. За температур, вищих від 600 °С, жароміцність сильхромів знижується. Тому за жорсткіших умов експлуатації (двигуни з форсажем) використовують *сталі аустенітного класу* (10Х18Н12Т, 08Х15Н24ВЧТР, 45Х14Н14В2М).

Крім того, як жароміцні використовують сплави на нікелевій основі: *ніхром* (Ni + Cr) і *німонік* (наприклад, ХН77ТЮР), *керамічні матеріали* на основі системи Si—Al—O—N, а також *тугоплавкі метали*, які мають дуже високі температури плавлення: Cr (1900 °С); Nb (2415 °С); Ta (3000 °С); W (3420 °С) та ін.

5.3.10 Високоміцні сталі

До високоміцних належать сталі з границею міцності $\sigma_{ТЧ} \approx 1800...2000$ МПа. Такі властивості мають середньовуглецеві високолеговані сталі після низького відпускання й термомеханічної обробки та мартенситно-старіючі сталі.

Широко застосовуються *середньовуглецеві сталі*, які зміцнюють гартуванням і піддають відпусканню з температури 180...200 °С для одержання структури відпущеного мартенситу. Легуючі елементи в ці сталі вводять для поліпшення прогартуваності й підвищення стійкості структури після відпускання. Крім того, легування нікелем разом з іншими елементами знижує чутливість цих сталей до впливу концентраторів напружень.

Мартенситно-старіючі сталі — це практично безвуглецеві ($\leq 0,03$ % С) сплави заліза з нікелем. Крім нікелю, кобальту, алюмінію й титану, ці сплави легуються також іншими елементами. Найбільший ефект зміцнення внаслідок старіння дають Ti і Al, найменший — Mo і Cu.

Високі механічні властивості мартенситно-старіючих сталей (табл. 5.13) досягаються за рахунок суміщення мартенситного перетворення ($\gamma \rightarrow \alpha$), старіння мартенситу й легування твердого розчину. Гартують такі сталі від температур 800...860 °С на повітрі. При цьому утворюється перенасичений залізонікелевий мартенсит, який має досить високі міцність і пластичність. Основне зміцнення досягається в результаті старіння за температури 450...500 °С.

Таблиця 5.13

Механічні властивості деяких мартенситно-старіючих сталей

Марка	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, Дж/см ²
H18K9M5T	2100	1900	8	50	50
H12K15M10	2500	2400	6	30	30
H10X11M2T	1600	1550	8	50	50

Мартенситно-старіючі сталі зберігають високі механічні властивості за дуже низьких температур, навіть до температур зріджених газів. Такі сталі теплостійкі до 500...700 °С, високотехнологічні в переробці, мають практично необмежену прогартовуваність, зварюваність. У загартованому стані обробляються тиском, різанням, не жолобляться під час термообробки. Використовуються мартенситно-старіючі сталі для виготовлення найважливіших деталей у машино- й суднобудуванні, криогенній техніці, авіа- й ракетобудуванні.

До групи високоміцних належать також *ПНП-сталі* (пластичність, наведена перетвореннями), наприклад 30X9H8MЧГ2С2 і 25Н25М4Г1. Для надання цим сталям високих механічних властивостей їх після аустенізації піддають 80 %-й деформації за температури 250...550°С, що сприяє мартенситному ($\gamma \rightarrow \alpha$)-перетворенню. Механічні властивості ПНП-сталей такі: $\sigma_{ТЧ} = 1500...1700$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1400...1550$ МПа; $\delta = 50...60$ %. За однакової міцності ПНП-сталі пластичніші, ніж мартенситно-старіючі. Ці сталі складніше обробляються тиском, мають меншу зварюваність. Їх застосовують для виготовлення високонавантажених деталей, просів, дроту, деталей кріплення і т. п.

5.3.11

Кріогенні (холодостійкі) сталі й сплави

Сталі й сплави для роботи в умовах низьких температур залежно від температурної межі застосування поділяють на: призначені для роботи за низьких (кліматичних) температур (до -60 °С) і кріогенні для роботи за температур, нижчих від -80 °С і до наднизьких температур: зрідження кисню (-183 °С), азоту (-196 °С), водню (-253 °С) і навіть гелію (-269 °С). В умовах низьких температур кріогенні сталі (табл. 5.14) мають забезпечувати механічну міцність і корозійну стійкість.

Залежно від сукупності експлуатаційних умов як кріогенні застосовують низьковуглецеві якісні й звичайної якості (кп, нс, сп) сталі з дрібнозернистою структурою — для температур

–20...–50 °С; низьковуглецеві низьколеговані (09Г2С) — для температур –40...–60 °С; низьковуглецеві нікелеві (0Н6, 0Н9) — для температур –100...–196 °С, а також складнолеговані аустенітні хромо-манганові й хромо-нікелеві з домішками азоту (12Х18Н10, 12Х13АГ19, 07Х21, Г7АН5, 10Х14Г14Н4Т і т. д.) до температури –253 °С.

Для експлуатації при $T = -269$ °С використовують сплав *інвар* (36Н) — 36 % нікелю, решта — залізо.

Основною вимогою до криогенних сталей є низький уміст вуглецю, оскільки з підвищенням умісту вуглецю зростає поріг холодноламкості й погіршується зварюваність.

Нікель, навпаки, сприяє зниженню порогу холодноламкості й підвищенню границі міцності й ударної в'язкості. Наприклад, для сталі з 0,05 % С після нормалізації за звичайних випробувань збільшення вмісту нікелю від 1 до 6 % знижує поріг холодноламкості від –60 до –196 °С. При цьому $\sigma_{тч}$ зростає від 440 до 560 МПа (при $T = +20$ °С).

Таблиця 5.14

Характеристика деяких криогенних сталей

Марка	Структура	Поріг холодноламкості		Механічні властивості	
		T_{90}	T_{50}	$\sigma_{тч}(+20\text{ °С})$ МПа	KCU (–196 °С), Дж/см ²
0Н6	Ферит (мартенсит)	–100	–180	540	80
0Н9	Те саме	–130	< –196	635	120
10Х14Г14Н4Т	Аустеніт	–196	< –196	635	200
10Х18Н10Т	»	< –196	< –196	540	200
07Х21Г7АН5	»	< –196	< –196	685	200
03Х13АГ19	»	–50	–196	685	170
03Х20Н16АГ6	»	< –269	< –269	685	200
03Х19Г10Н7АМ2	»	< –196	< –196	782	100
03Х13Н9Д2ТМ	Аустеніт + мартенсит	< –196	< –196	1080	60

Примітка. T_{90} — практично не допустима присутність у зламі крихкої складової (для умов динамічного навантажування); T_{50} — допускається 50 % крихкої складової в зламі (для деталей, які працюють без ударних навантажень).

**ЗАПИТАННЯ
ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ**

- 1 Що таке конструкційні сталі? Як їх поділяють за призначенням?
- 2 Що таке зварюваність металів і сплавів? За яким показником її оцінюють?
- 3 На які групи поділяють конструкційні сталі за показником зварюваності?
- 4 Які сталі належать до будівельних? Які основні вимоги до цих сталей?
- 5 Які є класи й види арматурної сталі та яке їх призначення?
- 6 Які сталі належать до цементованих і на які групи їх поділяють?
- 7 Яким вимогам має відповідати сталь для холодного штампування?
- 8 Яким вимогам мають відповідати поліпшувані сталі? На які групи їх поділяють?
- 9 Якій термічній обробці треба піддати сталі 40Х, 40ХН, 30ХГС для забезпечення високої конструкційної міцності?
- 10 Як можна підвищити оброблюваність різанням сталей?
- 11 Які сталі називають автоматними й на які групи їх поділяють?
- 12 Які основні вимоги ставляться до пружинних сталей? Як їх класифікують за хімічним складом?
- 13 Які основні вимоги до шарикопідшипникових сталей?
- 14 Яку сталь слід використати для виливків, що працюють в умовах ударно-абразивного зношування (траки гусениць, залізничні стрілки й хрестовини, шоки дробарок, зуб'я ковшів)?

Запитання
для самоконтролю

- 15 Які легуючі елементи підвищують корозійну стійкість?
- 16 Які причини виникнення корозії?
- 17 Що таке хімічна й електрохімічна корозія?
- 18 Які корозійностійкі сталі найбільше застосовують у машинобудуванні?
- 19 Від чого залежить жароміцність деталей або конструкцій?
- 20 На які класи поділяють жароміцні сталі?
- 21 Які сталі належать до високоміцних?
- 22 Які особливі властивості мартенситно-старіючих сталей? Де їх застосовують?
- 23 Які елементи негативно впливають на холодо-стійкість сталей?
- 24 Які сталі використовують для роботи за температур 500...800 °С?

Розділ

6

Інструментальні сталі й сплави

6.1 Основні вимоги до інструментальних матеріалів

У промисловості використовується велика різноманітність інструментів, які істотно відрізняються конструкцією та умовами експлуатації, що відповідають їхньому призначенню.

За призначенням розрізняють інструменти для:

- механічної обробки металів різанням (різці, фрези, свердла, протяжки й т. п.), які мають загальну назву — різальний інструмент;
- механічної обробки металів тиском із використанням ударної дії або без (штампи, пуансони, матриці, кувалди тощо);
- вимірювань (мікрометри, штангенциркулі, скоби, калібри й т. д.)

Для виготовлення різного за призначенням інструменту використовують інструментальні сталі, тверді сплави, оксидно-карбідну й оксидно-нітридну кераміку, надтверді матеріали на основі натуральних і синтетичних алмазів, нітридів бору та ін.

Для інструментів механічної обробки найважливішою вимогою є *великі міцність і твердість*, що забезпечують *високу зносостійкість*. Ця вимога пояснюється тим, що під час механічної обробки виникають високі контактні тиски, які спричиняють зношування робочих поверхонь інструменту. Крім того, внаслідок контактної взаємодії інструменту й оброблюваної заготовки за досить високих швидкостей обробки відбувається інтенсивне

виділення теплоти й, відповідно, нагрівання інструменту. Наприклад, навіть у процесі холодної обробки тиском за рахунок тертя штамповий інструмент самонагрівається до 200...300 °С. У разі гарячої обробки тиском температура оброблюваної заготовки коливається в межах 750...1100 °С. До високих температур (600...1000 °С) нагрівається інструмент також під час обробки різанням.

Для того щоб під дією високих температур не відбувалося пластичне деформування робочих поверхонь, інструментальний матеріал, поряд із високою твердістю (в 2...3 рази більшою, ніж у заготовки), має характеризуватися *високою теплостійкістю* (або *червоностійкістю*). Під теплостійкістю матеріалу інструменту розуміють його здатність зберігати високу твердість за підвищених температур. Для сталей теплостійкість визначається опором знезміцнюванню під дією нагрівання до температур того самого порядку, що й відпускні після гартування. Теплостійкість у таких умовах оцінюється найбільшою температурою, за якої зберігається мартенситна структура гартування й властиві для неї високі твердість і зносостійкість.

Для інструментів, які працюють в умовах ударних навантажуваль (штампи, бойки, кувалди), не менш важливою характеристикою є *в'язкість* інструментального матеріалу, яка забезпечується легуванням і режимом термообробки.

Крім експлуатаційних вимог, до інструментальних матеріалів ставляться технологічні вимоги *прогартуваності, мінімальних об'ємних змін* під час гартування, *оброблюваності різанням і шліфувальності*.

За теплостійкістю інструментальні сталі класифікують так:

- до 200...250 °С — вуглецеві й низьколеговані;
- до 600...650 °С — високолеговані швидкорізальні;
- до 800...1000 °С — тверді сплави;
- до 1000...1600 °С — надтверді матеріали.

Одночасне поєднання окремих експлуатаційних і технологічних властивостей забезпечити досить складно. Тому, вибираючи інструментальний матеріал, зважають на основні властивості, які гарантують найвищу роботоздатність інструменту.

6.2 Інструментальні матеріали для механічної обробки заготовок різанням

6.2.1 Сталі для різального інструменту

Групу сталей зі зниженою теплостійкістю (до 200 °С) і великою прогартовуваністю становлять *вуглецеві якісні й високоякісні сталі* У7(У7А)...У13 (У13А). Для надання цим сталям високої твердості (HRC 62...64) їх піддають неповному гартуванню з охолодженням у воді від температур 770...810 °С і низькому відпусканню при $T = 150...220$ °С, що дає змогу одержати структуру мартенситу й нерозчинні включення цементиту. Завдяки такій твердості ці сталі можна використовувати для обробки основних машинобудівних матеріалів (конструкційних сталей і чавунів у відпаленому стані) з HRC 30...32. Через знижену теплостійкість застосування таких інструментальних сталей для обробки матеріалів із більшою твердістю й за швидкостей різання понад 10...15 м/хв неефективне.

Сталі У7, У8 і У9 піддають повному гартуванню від температури 800...820 °С і відпусканню на троостит з $T = 275...325$ °С (HRC 48...58) або з $T = 400...500$ °С (HRC 44...48). При цьому зберігаються досить висока твердість і достатня в'язкість, що дає змогу використовувати ці сталі для інструментів, які працюють в умовах ударних навантажуваль (деревобробних, слюсарних, ковальських і т. п.).

Прогартовуваність вуглецевих інструментальних сталей становить лише 10...12 мм. Тому їх використовують для виготовлення різальних інструментів із невеликим перерізом або для інструментів діаметром до 25 мм, де можна залишати непрогартовану серцевину, а різальним є тільки поверхневий шар (напильники, мітчики, розвертки тощо).

Низьколеговані сталі для різального інструменту (табл. 6.1) виробляють на основі вуглецевих із невеликим сумарним умістом (до 5 %) Cr, W, V, Mn, Si та інших елементів. Теплостійкість таких сталей — 200...260 °С. Легування сприяє підвищенню стій-

кості переохолодженого аустеніту й більший прогартовуваності. За структурою ці сталі належать до заевтектоїдних перлітного класу. Інструменти з таких сталей піддають неповному гартуванню з охолодженням в оливі або ступінчастому гартуванню й низькому відпусканню, що забезпечує структуру відпущеного легованого мартенситу й надлишкового легованого цементиту та відповідну твердість (HRC 62...69) за високої зносостійкості.

Сталі 11XФ, 13X рекомендуються для інструментів діаметром до 15 мм за гартування їх з охолодженням в оливі, що зменшує деформаційні явища. Вміст ванадію (до 0,3 %) сприяє збереженню дрібнозернистої структури під час нагрівання.

Сталі X, 9XC, XBГ, XBСГ також гартуються з охолодженням в оливі й характеризуються глибокою прогартовуваністю (35...80 мм). Інструменти з цих сталей за підвищеної теплостійкості (250...260 °С) мають високі різальні властивості. Такі сталі рекомендуються для інструментів збільшених розмірів (розверток, плашок, накатних гребінок тощо).

Підвищені твердість і зносостійкість характерні для сталей XB4 і XB4Ф завдяки присутності карбідів вольфраму, які не розчиняються під час гартівного нагрівання. Призначення цих сталей — різці й фрези за невеликої швидкості різання твердих матеріалів (навіть загартованих), гравірувальні інструменти за дуже напруженої роботи, прошивні пуансони тощо.

Таблиця 6.1

Режими термообробки й властивості деяких низьколегованих інструментальних сталей

Марка	Температура, °С		HRC	D _{кр} , мм
	гартування	відпускання		
11XФ	830...860	140...160	62...65	15
13X	780...800	100...120	65...67	15
XBСГ	840...860	140...160	62...64	<100
9XC	860...880	140...160	62...65	<50
X	840...850	150...160	62...64	<35
B2Ф	810...830	140...160	64...65	<45
XBГ	830...850	140...170	64...65	<70
XB4Ф	800...820	100...140	67...69	<55

6.2.2

Швидкорізальні сталі

Групу швидкорізальних сталей із теплостійкістю 600...650 °С становлять високолеговані сталі ледебуритного (карбідного) класу, до складу яких входять карбідоутворювальні елементи W, Mo, V, Cr, що хімічно зв'язують майже весь вуглець. Уміст вуглецю в цих сталях становить від 0,7 до 0,95 %.

Завдяки високій твердості, міцності й теплостійкості швидкість різання під час механічної обробки такими сталями підвищується в 2...4 рази порівняно з вуглецевими й низьколегованими. Тому такі сталі називають *швидкорізальними*. Їх маркують літерою Р (різальна), цифра після якої показує вміст вольфраму в процентах. Уміст хрому в цих сталях становить $\approx 4\%$, ванадій — від 1 до 5 %. Наприклад, сталь Р6М5 містить $\approx 6\%$ W і $\approx 5\%$ Mo. Вміст С і Cr у марках швидкорізальних сталей не вказують.

Швидкорізальні сталі піддають термічній обробці для одержання максимальних твердості й теплостійкості за рахунок зниження до мінімуму кількості залишкового аустеніту. Це забезпечується після гартування й багаторазового відпускання (рис. 6.1). Особливістю гартування швидкорізальних сталей є повільне нагрівання й видержка для додаткового прогрівання за температур 450 і 850 °С у соляних середовищах для запобігання окисненню й зневуглецьовуванню. Гартівне нагрівання швидкорізальних сталей здійснюють до $T = 1270...1290$ °С, що забезпечує повне розчинення вторинних карбідів і одержання після гартування високолегованого мартенситу й, відповідно, високих твердості (HRC 63...65), міцності й теплостійкості (рис. 6.1, графік 1).

Разом із тим після гартування в структурі швидкорізальних сталей залишається значна кількість аустеніту, який не перетворився в мартенсит. Це негативно впливає на різальні властивості інструменту, а саме його стійкість. Для зменшення кількості залишкового аустеніту в структурі загартованих швидкорізальних сталей після гартування здійснюють багаторазове відпускання від температур 550...570 °С. Тривалість кожного відпускання становить ≈ 1 год. Після кожного відпускання вміст залишкового аустеніту зменшується на 3...5 %.

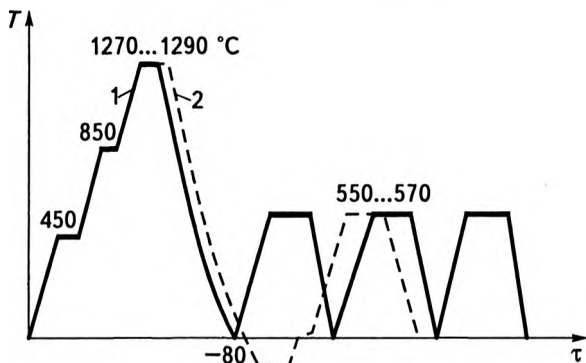


Рис. 6.1

Режими термообробки швидкорізальних сталей:

1 — без обробки холодом; 2 — з обробкою холодом

Для скорочення загальної тривалості термообробки швидкорізальних сталей застосовують також обробку їх холодом (рис. 6.1, графік 2), після чого проводять відпускання. При цьому досягається така сама твердість структури, як і внаслідок триразового відпускання. В термообробленому стані швидкорізальні сталі мають структуру, що складається з відпущеного високолегованого мартенситу та складних карбідів вольфраму, молібдену, ванадію й хрому.

Для подальшого збільшення зносостійкості інструменти, виготовлені зі швидкорізальних сталей, піддають низькотемпературному ціануванню. В результаті на переточуваних поверхнях різального інструменту утворюється тонкий шар нітридів або карбонітридів, які характеризуються підвищеними твердістю й зносостійкістю.

За рівнем допустимих швидкостей різання швидкорізальні сталі поділяють на дві групи (табл. 6.2).

До першої групи належать сталі, що забезпечують нормальну продуктивність процесу різання — *вольфрамові* (P18, P12, P9) з умістом вольфраму 18, 12 і 9 % відповідно й *вольфрамомолібденові* (P6M3, P6M5, P8M5). Ці сталі застосовують для обробки конструкційних сталей, чавунів (HB 2000...2800) і сплавів кольорових металів. Із них сталей виготовляють фрези, протяжки, свердла, мітчики тощо.

Таблиця 6.2

Характеристика деяких швидкорізальних сталей

Група	Марка	Хімічний склад, % (середній уміст)				Температура відпускання	HRC	Приклади застосування
		C	Cr	W	V			
1	P18	0,75	4,1	17,8	1,2	560	63...65	Фрези, свердла, протяжки, зенкери з теплостійкістю до 620 °С
	P12	0,85	3,3	12,5	1,7	560	63...65	
	P9	0,90	3,8	9,2	2,3	560	63...65	
	P6M5	0,84	4,1	6,0	1,9	550	63...65	
2	P14Ф4	1,25	4,3	13,7	3,8	570	64...66	Те саме, підвищеної стійкості
	P10Ф5K5	1,5	4,3	10,8	4,7	570	64...67	Те саме, з теплостій- кістю 635...640 °С
	P8M4K8	1,05	3,3	9,0	2,3	550	65...68	Для обробки сталей із HRC 35...45

До другої групи належать сталі, що забезпечують підвищення продуктивності процесу різання — *ванадієві* (P14Ф4, P12Ф3M8) та *кобальтові* (P18Ф2K5, P6M5K5, P10Ф5K5, P8M4K8). Ці сталі застосовують для обробки жароміцних сталей, сплавів, виконання чорнових операцій точіння, фрезерування та ін.

До швидкорізальних сталей, які забезпечують підвищення продуктивності процесу різання, належать також *високолеговані сплави* В11М7К23, В4М2К23, В18М7К25, В14М7К25. Це сталі зі знизеним умістом вуглецю (0,05...0,15 %) при HRC 68...69 і теплостійкості 700...730 °С і підвищеним умістом кобальту, вольфраму й молібдену. На відміну від інших груп швидкорізальних сталей, властивості цих сталей змінюються внаслідок виділення інтерметалідів (хімічних сполук металів один з одним або напівметалами), а не карбідів. Тому їх ще називають *сталями з інтерметалідним зміцнюванням* (дисперсійно-тверднучими). Найефективніше застосовувати ці сталі для різання важкооброблюваних матеріалів. Так, у разі обробки титанових сплавів стійкість інструментів із дисперсійно-тверднучих сталей у 30...50 разів вища, ніж інструментів зі сталі P18; у разі обробки жароміцних і нержавіючих сталей — у 10...20 разів вища, ніж інструментів зі сталі P12Ф4K5.

Оскільки вольфрам є дефіцитним матеріалом, розроблено *безвольфрамові швидкорізальні сталі*. Наприклад, безвольфрамова сталь 11M5Ф (1,1 % С; $\approx 5,5$ % Мо; $\approx 4,0$ % Сг; $\approx 1,5$ % V) характеризується HRC 62...64, теплостійкістю 620 °С і підвищеною міцністю при згинанні. Вона призначена для обробки відпалених вуглецевих і легованих конструкційних сталей, а також сплавів на основі міді й алюмінію.

У зв'язку з тим, що в структурі швидкорізальних сталей існує «карбідна неоднорідність», тобто нерівномірний розподіл карбідів по межах зерен, останнім часом виробляють швидкорізальний інструмент методами порошкової металургії, що дає змогу зменшити негативний вплив карбідної неоднорідності. Це підтверджується тим, що інструменти однієї й тієї самої марки (наприклад, зі сталей P6M5K5, P9M4K8), виготовлені методами порошкової металургії, мають у 1,2...2 рази вищу стійкість, ніж такі самі інструменти зі звичайних швидкорізальних сталей.

Вартість швидкорізальних сталей у 4...6 разів вища, ніж легованих інструментальних. Тому інструменти з цих сталей доцільно використовувати для різання високоміцних і важкооброблюваних матеріалів. При цьому слід урахувувати, що твердість і зносостійкість швидкорізальних сталей різко знижуються з підвищенням температури й швидкості різання.

Одним із ефективних сучасних методів підвищення зносостійкості різальних інструментів є створення на їхніх робочих гранях тонких поверхневих шарів із заданими властивостями. Найпоширеніша хіміко-термічна обробка (ціанування, нітроцементация, борування) й нанесення зносостійких покриттів із TiC, TiN, TiCN, ZrN, TaN, які дають змогу підвищити стійкість інструменту в 2...3 рази. Для подальшої інтенсифікації процесів різання застосовують тверді сплави й надтверді матеріали з підвищеною теплостійкістю.

6.2.3

Тверді металокерамічні сплави

Ці сплави є основним інструментальним матеріалом, що використовується для обробки широкого спектра конструкційних

матеріалів із різними властивостями. Завдяки тому, що тверді сплави забезпечують підвищення швидкості різання в 2...3 рази порівняно зі швидкорізальними сталями, продуктивність процесу механічної обробки істотно зростає. Поряд із високими теплостійкістю (до 800...1000 °С) й твердістю (HRA 86...90) це робить тверді металокерамічні сплави основним матеріалом для виготовлення різального інструменту, на який припадає 65...70 % всього обсягу обробки різанням (рис. 6.2).

Твердість металокерамічних сплавів вимірюють за Роквеллом (шкала А); зв'язок між HRA і HRC визначається за формулою $HRC = 2HRA - 104$.

Тверді сплави виготовляють методом пресування й спікання порошків карбідів (WC, TiC і TaC) разом із металевими кобальтом, нікелем або молібденом.

Залежно від складу карбідної фази тверді сплави поділяють на чотири групи: одно-, дво-, трикарбідні (табл. 6.3) і безвольфрамові.

У позначеннях марок твердих сплавів перші літери означають групу, до якої належить сплав: ВК — вольфрамокобальтова; ТК — титановольфрамокобальтова; ТТК — титанотанталокобальтова. Цифри показують: після К — вміст (у процентах) кобальту; після Т — TiC; після ТТ — сумарний вміст TiC і TaC.

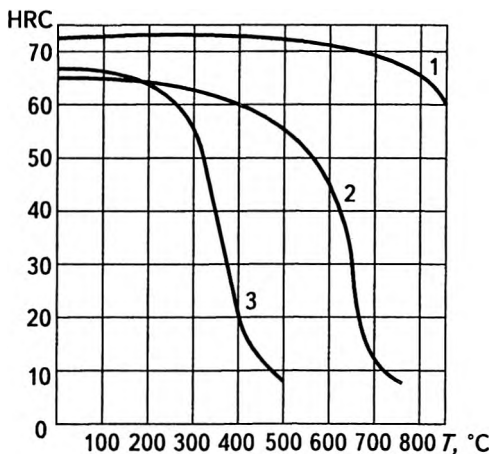


Рис. 6.2
Залежність твердості інструментальних матеріалів від температури:
1 — тверді сплави;
2 — швидкорізальні сталі;
3 — вуглецеві інструментальні сталі

Таблиця 6.3

Характеристика твердих металокерамічних сплавів

Марка	Хімічний склад	HRC	Приклади застосування
BK3	97 % WC; 3 % Co	76	Чистове точіння чавуну, обробка скла, пластмас, гуми
BK6	94 % WC; 6 % Co	73	Чистове й чорнове безперервне точіння чавуну, кольорових металів
BK6M*	94 % WC; 6 % Co	76	Обробка аустенітних сталей
BK6B**	94 % WC; 6 % Co	71	Буріння гірських порід
BK8	92 % WC; 8 % Co	71	Чорнове точіння, стругання. Фрезерування чавунів
BK15	85 % WC; 15 % Co	68	Буріння гірських порід, обробка граніту, волочіння сталі
T30K4	66 % WC; 30 % TiC; 4 % Co	80	Точіння з малим перерізом зрізу, розгортання
T15K6	79 % WC; 15 % TiC; 6 % Co	76	Чистове точіння, фрезерування
T5K12	83 % WC; 5 % TiC; 12 % Co	70	Важке чорнове точіння, стругання
TT7K12	81 % WC; 7 % TiC і TaC; 12 % Co	70	Точіння, стругання за великих навантажень
TT10K8	82 % WC; 10 % TiC і TaC; 8 % Co	70	Те саме

* М — дрібнозернистий.

** В — великозернистий.

Недоліком твердих сплавів є їхня низька міцність на згинання ($\sigma_{зг} = 0,9...1,6$ ГПа) порівняно зі швидкорізальними сталлями ($\sigma_{зг} \approx 3...3,5$ ГПа), тому їх слід використовувати за стискальних навантажень.

Однокарбідні сплави (вольфрамокобальтова група — ВК) містять карбід вольфраму й зв'язувальний металевий кобальт (BK3, BK4, BK6, BK10). Зі збільшенням умісту кобальту зменшується твердість сплавів, підвищується пластичність. Тому сплави BK3, BK4, які мають більшу крихкість, застосовують для чистової об-

робки, а ВК8, ВК10 як в'язкіші — для чорнової. Більшу зносостійкість мають дрібнозернисті й особливо дрібнозернисті сплави (позначаються літерами М і ОМ відповідно), наприклад: ВК6М, ВК10ОМ.

Двокарбідні тверді сплави (титановольфрамкобальтова група — ТК) містить карбіди (WC, TiC) і металевий кобальт (див. табл. 6.3). Ці сплави за однакового вмісту кобальту мають більші твердість і крихкість, ніж однокарбідні. Тому їх зазвичай застосовують для напівчистої й чистої обробки матеріалів високої твердості.

Трикарбідні тверді сплави (титанотанталокобальтова група — ТТК) мають збільшені міцність на згинання ($\sigma_{зг} \approx 1,3...1,6$ ГПа), високі зносостійкість і експлуатаційну міцність, а також високий опір ударним навантаженням і вібраціям. Тому їх використовують для чорнової обробки з великим перерізом зрізаного шару, роботи з ударами в процесі стругання й фрезерування.

Основу **безвольфрамових твердих сплавів** становлять карбід або карбонітрид титану й тугоплавка зв'язувальна нікельмолібденова матриця. Розробка інструментальних матеріалів цієї групи пов'язана з гострою дефіцитністю вольфраму. Для цих матеріалів характерні висока окалиностійкість, низький коефіцієнт тертя, знижена схильність до адгезійної взаємодії. Водночас ці матеріали мають порівняно невелику міцність, особливо за підвищених температур. До цієї групи належать сплави на основі TiC — ТН-20, ТН-30 (цифри показують сумарний уміст Ni і Mo), а також на основі Ti(NC) — КНТ-16. Ці сплави застосовують для чистої й напівчистої обробки конструкційних і низьколегованих сталей та чавунів, а також кольорових металів. У разі обробки твердих матеріалів стійкість безвольфрамових сплавів нижча, ніж сплавів на основі карбіду вольфраму.

6.2.4

Мінералокерамічні сплави

Ці матеріали також належать до групи твердих інструментальних сплавів. За їх допомогою можна підвищити швидкість різання до 900...1000 м/хв. Вони характеризуються високими твердістю (HRA

92...94), теплостійкістю (до 1200 °С) і зносостійкістю. Висока теплостійкість пояснюється відсутністю в структурі цих матеріалів зв'язувальної металевої фази, що зменшує їх знезмцнювання в разі перегрівання. Найпоширеніша нині мінералокераміка оксидного й оксидно-нітридного, оксидно-карбідного типів.

Оксидна мінералокераміка містить до 99 % Al_2O_3 . Основні марки сплавів цього типу — ЦМ-332, ВЗ, ВОК-60, ВОК-63, які випускаються у вигляді пластин, що прикріплюються до корпусу інструмента. Використовують її для чистових і напівчистових операцій тільки на вібростійкому обладнанні, що пояснюється низькою міцністю на згинання цих матеріалів.

Серед **оксидно-нітридних мінералокерамічних матеріалів** використовують «картинід» на основі Al_2O_3 і TiN і силініт-Р на основі нітриду кремнію. Твердість цих матеріалів HRA 94...96.

6.2.5

Надтверді матеріали

До цієї групи інструментальних різальних матеріалів належать алмази й кубічний нітрид бору (КНБ).

Алмази є найтвердішими з відомих матеріалів (твердість близько 100 ГПа), що характеризуються високою зносостійкістю, невеликими коефіцієнтами тертя й адгезією з металами, за винятком заліза та його сплавів із вуглецем. До недоліків алмазу як інструментального матеріалу належать порівняно невелика теплостійкість (~800 °С) і підвищена крихкість ($\sigma_{зр} = 0,3..0,6$ ГПа). Для виготовлення різального інструменту використовують *природні й штучні (синтетичні) алмази*, які одержують із графіту за високих тисків (~1000 ГПа) і температури ~2500 °С із відержкою від мікросекунд до десятків секунд. У таких умовах відбувається перебудова гексагональної решітки графіту на щільнішу кубічну решітку, яка властива для природного алмазу. Механічні властивості природних і штучних алмазів практично не відрізняються, але штучні набагато дешевші. Крім того, властивості штучних алмазів можна регулювати, змінюючи режим процесу їх синтезу. Саме тому синтетичні алмази найширше використовуються в промисловості (більше як 90 %).

Промисловістю випускаються синтетичні алмази у вигляді порошків (монокристалів), полікристалів і композиційних матеріалів.

Алмазні порошки використовують в основному для виготовлення абразивного інструменту.

Для виготовлення лезового інструменту використовують *полікристали синтетичних алмазів*, серед яких найпоширеніші такі марки, як баллас, карбонадо, карболіт. Зерна полікристалів алмазу мають розміри до 8 мм, що дає змогу закріплювати їх на державках інструментів. Крім того, полікристалічні зерна, на відміну від монокристалів, мають ізотропні фізико-механічні властивості. За твердістю полікристалічні алмази близькі до монокристалічних, а їхня міцність на згинання в 2...3 рази вища.

Найефективніше застосовувати інструменти з полікристалічних синтетичних алмазів для обробки титанових, мідних і алюмінієвих сплавів, композиційних та інших матеріалів. Стійкість цих інструментів набагато вища, ніж твердосплавних. Разом із тим, алмазний інструмент малоефективний у разі обробки сплавів на основі заліза, оскільки виявляє до них високу хімічну активність, що за високих температур різання спричиняє інтенсивне зношування інструменту.

Композиційні матеріали конструюють із твердої (вольфрамової або безвольфрамової) підкладки завтовшки 2...4 мм, на яку наносять шар алмазу (~1 мм). Такі двошарові алмазно-твердосплавні (АТП) композиції поєднують високі твердість і зносостійкість синтетичних алмазів і міцність твердого сплаву.

Кубічний нітрид бору є унікальним інструментальним матеріалом, який складається з бору (44 %) й азоту (56 %). Вихідним матеріалом для одержання КНБ є гексагональний нітрид бору. В результаті синтезу за високих тисків і температур гексагональна решітка перетворюється в щільнішу й твердішу кубічну (КНБ). Твердість КНБ становить ~90 ГПа, а теплостійкості (1500 °С) значно перевищує теплостійкість усіх інструментальних матеріалів. До заліза та його сплавів із вуглецем КНБ виявляє надзвичайну інертність.

На сьогодні розроблено цілу гаму композитів на основі КНБ: ельбор-Р (композит 01); белбор (композит 02); гексагоніт (композит 10) та ін. Ці матеріали синтезують у вигляді циліндричних

стовпчиків діаметром 4...8 мм і заввишки 3...6 мм, якими потім і оснащують різальні інструменти.

Інструменти на основі КНБ застосовують для обробки сталей і чавунів різної твердості. При цьому, чим вищі твердість оброблюваного матеріалу й швидкість різання, тим ефективніше використання інструментів на основі КНБ. Наприклад, у разі механічної обробки загартованих сталей із HRC 62...64 стійкість різців із композитів за швидкості різання 80...100 м/хв виявляється в 20 разів вищою, ніж твердого сплаву Т30К4. При цьому забезпечуються такі точність розмірів і шорсткість поверхні, які дають змогу використовувати композиційні інструментальні матеріали для шліфувальних робіт.

6.3

Інструментальні матеріали для механічної обробки заготовок тиском

6.3.1

Загальні положення

Мета механічної обробки тиском — одержання напівфабрикатів або виробів пластичним деформуванням заготовок без знімання стружки, тобто в процесі деформування відбувається зміна форми без зміни маси. Отже, обробкою тиском можна одержати вироби з матеріалів, яким властива пластичність, тобто здатність необоротно деформуватися під дією зовнішніх сил без руйнування.

За низьких температур пластичність металів зменшена внаслідок малої рухомості елементарних частинок. Із підвищенням температури пластичність збільшується, а опір деформуванню зменшується (рис. 6.3).

У зв'язку з цим обробка тиском в гарячому стані супроводжується меншими енергетичними витратами, ніж у холодному. Внаслідок цього холодне деформування застосовується тільки в тих випадках, коли гаряча обробка неможлива або для тонкостінних (до 4 мм) конструкцій.

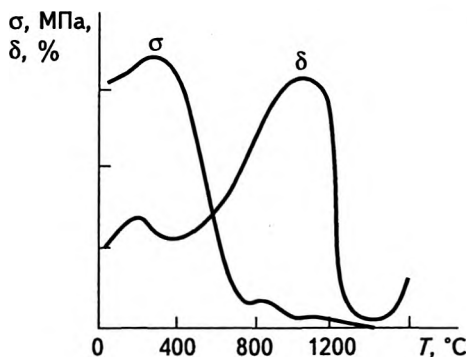


Рис. 6.3
Вплив температури
нагрівання сталі
на її опір деформуванню
 σ і пластичність δ

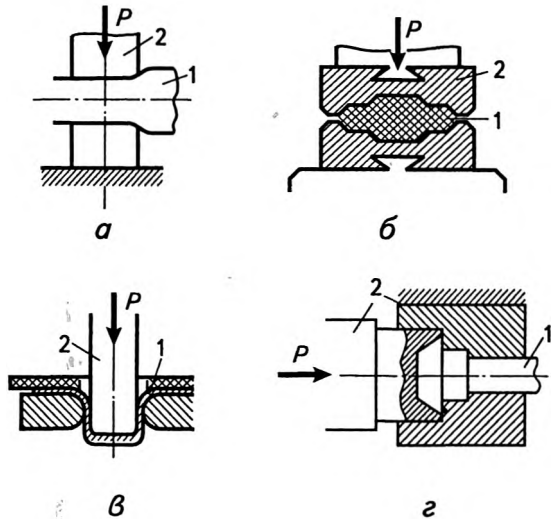
Методи обробки тиском у найзагальнішому вигляді можна класифікувати так. Для виготовлення напівфабрикатів типу кутиків, швелерів, двотаврів, кругляків і т. п. використовують прокатку, пресування, волочіння в умовах спеціалізованих металургійних підприємств. На машинобудівних і ремонтних підприємствах для одержання заготовок або деталей в умовах ковальсько-пресових цехів використовують кування, об'ємне й листове штампування, штампування на горизонтально-кувальних пресах (рис. 6.4).

Проектуючи ці технологічні процеси, спеціалісти-механіки й технологи-машинобудівники мають розв'язувати завдання конструювання штампового інструменту, що потребує розробки конструкцій, вибору інструментального матеріалу та його термічної обробки.

Найважливішими особливостями, які впливають на вибір інструментального матеріалу для обробки металів тиском, є температурний і силовий режими деформування. Виходячи з великої різноманітності процесів деформування, форми й розмірів оброблюваних заготовок і деталей і враховуючи температурні умови експлуатації штампового інструменту, для його виготовлення використовують різні сталі. При цьому основною класифікаційною ознакою для вибору інструментальної штампової сталі є температура, за якої відбувається процес деформування.

Рис. 6.4
Схеми одержання заготовок і деталей методами обробки тиском:

- a* — куванням;
б — об'ємним штампуванням;
в — листовим штампуванням;
г — штампуванням на горизонтально-кувальних пресах;
 1 — заготовки;
 2 — штапові інструменти



6.3.2

Сталі для штапів холодного деформування

Штапи холодного деформування працюють в умовах високих циклічних напружень, зношування робочої поверхні, підвищених до (400...500 °С) температур, які виникають унаслідок самонагрівання в процесі деформування високоміцних матеріалів за великої інтенсивності процесу штампування. В таких умовах експлуатації основними причинами виходу з ладу штапів для холодного деформування є:

- малоциклова втомиленість — крихке руйнування внаслідок високих циклічних напружень;
- зміна форми й розмірів штапа в результаті абразивного або ударно-абразивного зношування;
- зміна форми й розмірів штапа в результаті пластичного змінання.

Вимоги до штампових сталей холодного деформування визначаються умовами їх експлуатації. Основними вимогами є підвищені твердість і зносостійкість, високий опір малим пластичним деформаціям, задовільні міцність і в'язкість, а також достатня теплостійкість за жорстких умов штампування. Висока твердість (не менше ніж HRC 56...60) є необхідною умовою процесу холодного штампування, що й визначає опір пластичній деформації. При цьому завдяки достатнім міцності й в'язкості в поєднанні з високою твердістю підвищуються опір крихкому руйнуванню й опір утомленості. Теплостійкість (не менш як 400...500 °C) визначає опір сталі змінанню за важких умов штампування.

Залежно від виду операцій, властивостей штампованого матеріалу, стану обладнання та інших факторів вплив кожної з властивостей може змінюватися, й цим визначається вибір сталі та її термообробки. Так, для невеликих витяжних і висаджувальних штамсів за невеликих ударних навантажень використовують вуглецеві інструментальні (У8, У10, У12), а також низьковуглецеві (Х, 9ХС, ХВГ; ХВСГ) сталі, які після термічної обробки мають твердий поверхневий шар і (через ненаскрізну прогартовуваності) в'язку серцевину. Сталі з високим умістом хрому (Х12, Х12М, Х12Ф1) і домішками молібдену й ванадію, які мають прогартовуваність до 150...200 мм і високу зносостійкість, використовують для великих інструментів: вирубних, обрізних, карбувальних штамсів, накатних роликів і т. п.

Штампові сталі для холодного деформування (табл. 6.4) за способом їх зміцнення поділяють на дві групи:

- сталі, що зміцнюються в результаті мартенситного перетворення (гартування на первинну твердість);
- сталі, що зміцнюються внаслідок мартенситного перетворення й дисперсійного тверднення (гартування на вторинну твердість).

До сталей, які гартуються на первинну твердість, належать високохромисті зносостійкі сталі (Х6ВФ, Х12М, Х12Ф1 та ін.) і сталі високої в'язкості (7ХГ2ВМ, 6ХЗФС та ін.). На первинну твердість їх гартують від нижчих температур, наприклад, сталь Х12Ф1 — від 1020...1075 °C (табл. 6.4). Після низького відпускання (150...170 °C) зберігаються твердість (HRC 61...63) і найбільша міцність. Разом

Таблиця 6.4

Режими термічної обробки й властивості основних штампових сталей для холодного деформування

Марка	Гартування			$\sigma_{г}$, МПа	КСУ, Дж/см ²	Відпускання	
	Температура, °С		Охолодне середовище			Температура нагрівання, °С	HRC
	підігрівання	завершального нагрівання					
X12	650...700	950...980	Олива	2000...2200	10...20	180...200	60...62
X12BM	650...700	1000...1030	»	2100...2200	20...30	350...400	58...59
X12M	650...700	1000...1030	»	2500...2700	40...50	320...350	56...59
X12Ф1	650...700	1030...1050	Селітра	2800...3200	50...80	190...210	60...62
			Олива	2300...2600	25...35	320...350	57...58
X6ВФ	650...700	950...1000	Селітра	2750...3200	60...80	180...200	60...62
			Олива	2600...3100	70...100	400...420	56...58
8Х6НФТ	650...700	950...1000	Селітра	3500...3600	90...100	150...170	62...63
			Олива	3800...3900	70...80	280...300	56...58
9Х5ВФ	650...700	950...1000	»	3600...3700	90...100	280...300	56...57
			»	2800...3300	60...70	400...420	54...56
Х6Ф4М	650...700	950...1020	»	4000...4200	50...60	280...300	57...58
		1140...1160	»	3400...3600	40...50	400...420	54...56
8Х4В3М3Ф2	860...880	1150...1175	»	3400...3500	50...60	180	61...62
			»	3700...3800	45...50	550	62...64
7ХГ2ВМ	650...700	850...860	Повітря	3200...3500	130...150	(триразове по 1 год) 550...560	60...62
			Селітра	3700...3800	90...120	140...160	59...60
6Х6В3МФС	800...850	1050...1070	Олива	3600...3700	140...180	200	57...58
						540...560	58...60
6Х3ФС	700...750	980...1020	»	3200...3500	35...45	(перше відпускання) 480...500	56...59
						(друге відпускання)	180...200
6Х4М2ФС	800...850	1050...1070	»	4000...4500	140...150	520...540	59...61
8Х4В2С2МФ	700...750	1060...1090	»	3750...3850	30...45	530...540	62...63
						(триразове по 1 год)	

Таблиця 6.5

**Рациональне застосування й твердість сталей
для штампів холодного деформування**

Операція	Інструмент	Умови роботи	Рекомендовані сталі	HRC
<i>Об'ємне штампування</i>				
Пресування (видашлюванням)	Пуансони	Тиск, МПа: до 1500 до 1700 > 2000	X6BΦ, У10, 9Х5ВΦ Х6ВΦ, 9Х5ВΦ, 8Х6НФТ Р6М5, Р12, Р6М3, 8Х4В2С2МΦ	59...60 59...61 61...63
	Виштовхувачі	до 1500 до 1700 > 2000	X12М, X12Φ1 6Х4М2ΦС, X12М Р6М5, Р8М3	58...60 59...61 61...63
	Матриці	до 1500 до 1700 > 2000	X12М, X12Φ1, 9Х5ВΦ X12М, 8Х4В3М3Φ2, 6Х8В3МΦС 8Х4В3М3Φ2, X12М, X12Φ1, 8Х4В2С2МΦ	56...58 56...58 56...58
Висадка	Пуансони	М'які матеріали	У10, У11, У12 (діаметром до 30 мм) 7Х3, 6Х3ΦС (діаметром від 30 мм)	56...59 56...59
		Тверді матеріали	6Х4М2ΦС, 9Х5ВΦ, Х6ВΦ, 6Х3ΦС, X12	58...61
	Матриці	М'які матеріали	У10, Х6ВΦ, X12М	57...58
		Тверді матеріали	6Х6В3МΦС, 6Х4М2ΦС, Р6М5, Р12, X12, 8Х4В2С2МΦ	58...62
Дорнування	Дорни	М'які матеріали	X12Φ1, X12М	62...63
		Тверді матеріали	Р6М5, Р3М3, Р12	62...64
Накатування	Ролики для накатування	М'які матеріали	7ХГ2ВМ, 6Х3ΦС, 9Х5ВΦ, Х6ВΦ	57...59
		Тверді матеріали	6Х6В3МΦС, Х6ВΦ, 6Х4М2ΦС, X12М, 8Х4В3М3Φ2	58...60
Карбування	Пуансони	М'які матеріали	7Х3, 6Х3ΦС, У10А	57...59
		Тверді матеріали	Х6ВΦ, 6Х4М2ΦС, 8Х4В3М3Φ2, X12	61...63
	Матриці	М'які матеріали	7ХГ2ВМ, 7Х3	57...59
		Тверді матеріали	ВХ3В3М3Φ, 6Х4М2ΦС, X12	60...62

Закінчення табл. 6.5

Операція	Інструмент	Умови роботи	Рекомендовані сталі	HRC
<i>Листове штампування</i>				
Вируб- вання, проби- вання, обрізання	Пуансо́ни	М'які матеріали, товщина листа, мм, до: 1 2 3	X6BΦ, 7XГ2BM X6BΦ, 7XГ2BM X6BΦ, 7XГ2BM, 9X5BΦ	59...62 58...61 57...59
		Тверді матеріали	X6BΦ, P6M5, P8M3, P12, X12	59...61
Витягання	Матриці	Швидкість витягання: невелика велика	У10, У11, X X12, X12Φ1 (можливе азотування)	60...63 59...62
		невелика велика (нагрівання до 400°C)	XBCГ, X 8X4B3M3Φ2, 6X4M2ΦC, P6M5	59...60 58...62

із тим, присутність залишкового аустеніту після гартування цих сталей знижує опір малим пластичним деформаціям і обмежує їх застосування для інструментів, які працюють в умовах підвищених тисків (>1400...1600 МПа). Крім того, ці сталі характеризуються невисокою теплостійкістю, у зв'язку з чим обмежено застосовуються для умов інтенсивного штампування (табл. 6.5).

Гартування сталей на вторинну твердість здійснюють для підвищення їхньої теплостійкості від вищих температур (як приклад на рис. 6.5 — від 1100...1170 °C). Це спричиняє зниження твердості (до HRC 48...54) внаслідок збільшення кількості залишкового аустеніту. Для подальшого збільшення твердості до HRC 60...62 проводять 3—6-разове відпускання з 500...580°, що сприяє виділенню дисперсних карбідів хрому.

На вторинну твердість рекомендується гартувати сталі з великим опором малим пластичним деформаціям (6X6B3MΦC, 8X4B2C2M3), в яких немає залишкового аустеніту. Ці сталі характеризуються підвищеною теплостійкістю і зберігають робоздатність за тисків до 2000 МПа.

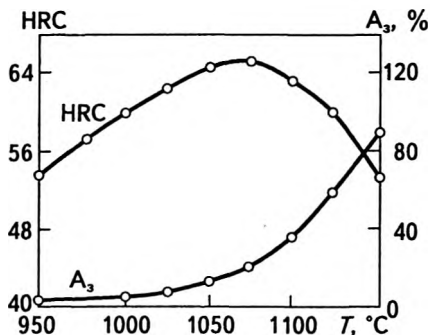


Рис. 6.5
Вплив температури гартування на твердість і кількість залишкового аустеніту (на прикладі сталі X12Ф1)

6.3.3 Сталі для штампів гарячого деформування

Штampi гарячого деформування працюють у складніших і жорсткіших умовах порівняно зі штампами холодного деформування. Для умов гарячого деформування характерні:

- збільшені робочі напруження, рівень яких наближається до границі текучості штампових сталей;
- високі температури нагрівання, близькі до температури фазових перетворень штампових сталей у твердому стані (а іноді більші);
- циклічна дія напружень від знакозмінних зусиль деформування й термічних напружень, які визначаються умовами нагрівання й охолодження штампів, а також напруженнями, що зумовлені фазовими перетвореннями;
- хімічний вплив деформівних матеріалів.

Руйнування штампів гарячого деформування в таких умовах експлуатації відбувається насамперед у результаті пластичного деформування (зминання) або крихкого руйнування. Характер руйнування залежить від величини, знака й характеру діючих напружень і температури деформування. Крім того, в результаті об'ємних змін у поверхневому шарі штампів через різкі зміни температури утворюються сітки тріщин розпалу на робочій поверхні штампів.

Під впливом хімічної дії в процесі штампування (особливо напіввідкого) кольорових металів і сплавів інтенсивно зношуються робочі поверхні штампів.

Виходячи з умов експлуатації, до штампових сталей як матеріалу для інструментів гарячого деформування ставляться вимоги:

- високої теплостійкості, яка визначає опір сталі пластичному деформуванню й зминанню під час нагрівання;
- високої в'язкості, яка визначає опір крихкому руйнуванню, що виявляється в утворенні макротріщин і тріщин розпалу й характеризується насамперед ударною в'язкістю;
- окалиностійкості та опору корозії під дією навантажень, що характеризує опір сталей зношуванню, яке відбувається в результаті утворення окалини й хімічної взаємодії штампа й оброблюваного матеріалу.

Штампові сталі для гарячого деформування (табл. 6.6) найдоцільніше класифікувати за способом їх зміцнювання, а також за умовами експлуатації.

Способами зміцнювання визначаються фізико-механічні й технологічні властивості сталей, а також режими їх термічної обробки. За цією ознакою розрізняють штампові сталі для гарячого деформування, що зміцнюються в результаті мартенситного перетворення й мартенситного перетворення та дисперсного тверднення.

До *сталей, що зміцнюються в результаті мартенситного перетворення*, належать низьколеговані сталі типу 5ХНМ, 5ХНВ, 6ХНВС та ін. Вони характеризуються невисокою (до 350...450 °С) теплостійкістю й підвищеною (більш як 40 Дж/см²) ударною в'язкістю на зразках із надрізом.

Сталі, що зміцнюються в результаті мартенситного перетворення й дисперсного тверднення, — це найчисельніша група штампових сталей, до якої належать сталі з умістом вуглецю до 0,5 %, хрому — 2...6 %, вольфраму й молібдену — до 8...10 %, ванадію — до 1,5 % і кобальту — до 8 % (у сталях підвищеної теплостійкості). Сталі цієї групи характеризуються поєднанням підвищеної теплостійкості (до 650...740 °С) і задовільної ударної в'язкості (до 30...40 Дж/см²) на зразках із надрізом.

За особливостями умов експлуатації виокремлюють сталі для молотових штампів і для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів (табл. 6.7).

Таблиця 6.6

**Механічні властивості сталей
для штампів гарячого деформування**

Марка	HRC після завершальної термообробки	$\sigma_{TЧ}$	$\sigma_{0,2}$	КСУ, Дж/см ²	δ	ψ
		МПа			%	
5ХНМ	45...46	1600...1650	1400...1450	36...38	8...10	40
5ХНВ	42...45	1450...1500	—	35...42	8...10	45
5ХГН	44...47	1500...1600	1400...1500	30...40	9...12	25...35
6ХНВС	42...45	1500...1600	—	20...28	7...9	27...30
7Х3	50...52	1700...1800	1650...1750	18...20	4...7	16...19
8Х3	43...45	1500...1600	1450...1500	20...25	6...9	15...20
4ХМФС	45...46	1580...1640	1380...1450	40...45	12...14	45...50
3Х2В8Ф	42...45	1400...1500	1350...1450	18...25	9...10	28...32
4Х3ВМФ	47...49	1700...1750	1450...1500	40...43	12...14	44...48
4Х5В2ФС	47...49	1800...1850	1650...1700	16...25	7...10	30...36
4Х5МФС	47...49	1700...1750	1450...1500	50...55	10...11	45...48
4Х4ВМФС	48...50	1750...1850	1600...1650	28...40	8...10	30...35
3Х3М3Ф	46...48	1650...1720	1450...1550	45...60	12...13	50...55
5Х3В3МФС	42...46	1600...1640	1500...1540	15...23	8...10	30...35
2Х6В8М2К8	50...51	1750...1800	1650...1750	18...22	8...10	27...30
2Х9В6	42...46	1500...1600	1300...1350	70...80	12...15	45...50

Молотові штампи мають досить великі розміри зі сторонами призматичних заготовок $\leq 200...500$ мм, працюють в умовах ударних навантажень за невеликого розігрівання (до $400...500$ °С). Для виготовлення їх використовують сталі 5ХНМ, 5ХНВ, 5ХГН, 6ХНВС. Завдяки високій прогартовуваності сталь 5ХНМ використовують для великих ($400...500$ мм) штампів складної форми. Сталі 5ХГН і 6ХНВС за такої самої прогартовуваності мають знижену в'язкість, що дає змогу застосовувати їх для виготовлення середніх ($300...400$ мм) штампів або більших простої форми.

Штампи горизонтально-кувальних машин і пресів (гаряча висадка, протягування, пресування) працюють в умовах високих тисків, але без значних ударних навантажень, мають менші розміри, ніж молотові, й нагріваються до вищих температур. Тому для цих штампів найважливіші теплостійкість (до 700 °С) і розпалостійкість (опір утворенню тріщин розпаду, які виникають на поверхні штампів під дією знакозмінних температурних і си-

**Рациональне використання й твердість сталей
для штампів гарячого деформування**

Операція	Інструмент	Умови роботи	Рекомендовані сталі	HRC
Штапування на молотах Чорнове штапування	Блоки суцільні до молотів із масою падаючих частин, т: до 1 до 3 до 6 > 6	Нагрівання до 400...450 °С	5ХНВ, 4ХМФС 5ХНМ, 5ХНВС 5ХГМ, 5ХНВС 27Х3НМФ, 30Х2НМФ	46...50 40...44 36...38 35...36
	Блоки для вставок: литі ковані	Нагрівання до 450...600 °С	5ХНМ, 27Х2НМВФ, 4Х5МФС 4Х8МФС, 4Х5В2ФС 4ХМФС, 4Х3ВМФ	42...46 36...44
	Пуансони для безоблойного штапування	Нагрівання до 600...750 °С	3Х2В8Ф, 4Х5МФС 4Х8В2ФС, 4Х2В8МФС 9Х8В8М2К2	41...46
	Виштовхувачі	Нагрівання до 300 °С	7Х8, 8Х3, 6Х3ФС	45...50
Пресування на кривошипних гарячештапувальних пресах, обробка на горизонтальнокувальних машинах	Пуансони Матриці	Кольорові й м'які матеріали, нагрівання до 500 °С	4Х5МФС, 4Х4ВМФС 5ХГМ, 5ХНВ	45...50 42...46
	Матриці великих розмірів	Нагрівання до 400...500 °С	4Х3МФС, 27Х2Н2МВФ, 30Х2НМФ	35...42
	Обойми матриць і матрице-тримачі	Нагрівання до 330...350 °С	5ХГМ, 5ХНВС	40...54
	Пуансони для прошивки: алюмінію і нелегованих сталей, титану, корозійно-стійких сталей, сплавів на основі нікелю, мідних сплавів	Нагрівання: до 500...620 °С до 700...750 °С і вище	4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 4Х2В5ФМ 2Х6В8М2К8, 5Х3В3МФС	46...51 47...51

Закінчення табл. 6.7

Операція	Інструмент	Умови роботи	Рекомендовані сталі	HRC
	Матриці для пресування титану, корозійностійких сталей і мідних сплавів	Нагрівання вище за 750 °С	2Х6В8М2К8	44...46
Пресування на швидкохідних пресах, машинне штампування	Штампові інструменти невеликих розмірів	Нагрівання до 550 °С та інтенсивне охолодження	3Х3М3Ф 4Х5МФС 4Х4ВМФС	44...46 46...48 44...46
Накатування	Накатники	Нагрівання до 600—700 °С і динамічне навантажування	4Х4ВМФС 5Х3В3МФС 2Х6В8М2К8	50...52 50...52 54...56
Гаряче рубання й різання	Ножі й пилки	Нагрівання: до 300 °С до 600 °С	7Х3, 8Х3 4Х4ВМФС 4Х5В2ФС 4Х5МФС	50...54 48...52 48...53 48...53
Лиття металів під тиском	Прес-форми для лиття цинкових сплавів магнію й алюмінію, мідних сплавів	Нагрівання: до 350...400 °С вище за 400 °С вище за 700 °С	4Х5МФС 4Х5МФ1С 4Х4ВМФС, 2Х9В5 4Х5МФ1С 2Х9В6 2Х9В6 2Х6В8М2К8	45...49 45...49 45...49 47...50 43...46 38...42 40...43
Лиття металів	Форми для лиття залізних і нікелевих сплавів	Нагрівання вище за 800 °С, налипання	Тугоплавкі метали, сплави молібдену	28...30
Лиття неорганічних матеріалів	Форми для лиття скла та ін.	Нагрівання вище за 700 °С, налипання, зношування	Корозійностійкі сталі	25...30

лових навантажувачів). Для виготовлення таких високонавантажених штампів використовують комплексно-леговані сталі 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 4Х5В2ФС та ін.

Комплексно-леговані сталі типу 4Х5МФС, 4Х4ВМФС, 2Х9В6 та ін. використовують також для виготовлення прес-форм для лиття під тиском, які працюють у важких умовах циклічного нагрівання й охолодження і взаємодіють із розплавленим металом (500...650 °С — магнієві сплави; 1000 °С — сплави на основі міді). Для прес-форм, які витримують менше теплове навантаження, використовують сталі Х12, 7Х3, 8Х3, 30ХГС та ін.

Для підвищення роботоздатності прес-форм і штампів їх піддають азотуванню або нітроцементациї, що в 3...5 разів підвищує стійкість проти корозії.

6.4

Сталі для вимірювального інструменту

До вимірювального інструменту насамперед ставляться вимоги стабільності розмірів і форми протягом усього терміну експлуатації. Тому для виготовлення вимірювальних інструментів використовують сталі, які мають високі твердість і зносостійкість після необхідної термічної обробки. В цих сталях під час експлуатації не повинні відбуватися структурні перетворення, які спричиняли б зміну розмірів інструменту, тобто коефіцієнт лінійного розширення цих сталей має бути мінімальним. Найважче забезпечується стабільність розмірів інструментів, оскільки загартовані сталі схильні до старіння. Як зазначалося вище, процес старіння пов'язаний із перерозподілом внутрішніх напружень, що спричиняє деформацію внаслідок зменшення тетрагональності решітки мартенситу й перетворення залишкового аустеніту в мартенсит.

Не менш важливою вимогою до цих сталей є досягнення високої чистоти поверхні після механічної обробки й мінімальної

деформації після термообробки. Виходячи з таких вимог, для виготовлення вимірювального інструменту найширше використовують цементовані сталі 15, 20, 20Х, 12ХН3А, інструментальні вуглецеві У8–У12, високовуглецеві низьколеговані хромисті Х, ХВГ, 9ХС, Х12Ф1 та азотовані 38ХМЮА, 38Х2МЮА.

Термообробку цих сталей здійснюють так, щоб ускладнити процес старіння. Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять від якомога нижчих температур. Після гартування застосовують стабілізувальне низькотемпературне відпускання — штучне старіння (нагрівання до 120...170 °С із видержкою 10...30 год). Крім того, інструменти високої точності піддають обробці холодом за температур $-50...-80$ °С. Інструменти підвищеної точності піддають багаторазовому чергуванню обробки холодом і відпускання. Цементовані сталі 15, 20, 12Х3НА та інші використовують для виготовлення плоских вимірювальних інструментів типу лінійок, шаблонів, контрольних скоб тощо.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

1. Які найважливіші вимоги ставляться до інструментальних матеріалів?
2. Як класифікують сталі й сплави за теплостійкістю?
3. Які переваги й недоліки використання вуглецевих сталей для виготовлення різального інструменту?
4. У чому полягають переваги використання для різального інструменту легованих сталей?
5. Які критерії вибору сталей для різального інструменту?
6. Які є групи швидкорізальних сталей?
7. Який легуючий елемент визначає високу зносостійкість швидкорізальних сталей?

- 8 На які групи поділяють спечені матеріали?
- 9 Де застосовують тверді вольфрамові й безвольфрамові сплави?
- 10 Які види мінералокерамічних сплавів найпоширеніші нині?
- 11 Які ви знаєте надтверді матеріали? Де вони використовуються?
- 12 Які основні вимоги до сталей для штампів холодного деформування? На які групи поділяють ці сталі?
- 13 Які особливі вимоги ставляться до сталей для штампів гарячого деформування?
- 14 Як уповільнюють процеси старіння сталей для вимірювального інструменту?

Розділ

7

Чавуни

7.1 Загальні положення

Чавуни — найпоширеніший конструкційний матеріал на основі заліза, що використовується для виготовлення виливків. Це пояснюється порівняно невеликою вартістю й добрими технологічними властивостями чавунів — високою рідкотекучістю й незначною (~1 %) усадкою під час охолодження. Для одержання виливків використовують ливарний чавун, частка якого становить більш як 15 % доменного виробництва. Основні положення структуроутворення чавунів, їх особливості, класифікацію й маркування викладено в розд. 3, де розглянуто залізовуглецеві сплави.

Чавуни досить широко застосовуються завдяки високим механічним властивостям, оброблюваності різанням, можливості зміни властивостей термообробкою й легуванням. Порівняно з конструкційними сталями чавуни мають вищу рідкотекучість за нижчих температур плавлення, що дає змогу виготовляти деталі складнішої форми.

Разом із тим ливарні властивості матеріалу впливають на конструкційну міцність деталей, оскільки через дефекти литої структури (мікротріщини, пори, хімічна неоднорідність) створюються концентратори напружень. Найкращі ливарні властивості мають евтектичні чавуни, оскільки в них менший температурний інтервал кристалізації. Конструкційні чавуни використовують для одержання виливків різних форми, складності й маси — від поршневих кілець до корпусних деталей, станин верстатів і т. п.

Розглянемо характеристики, властивості й застосування основних видів чавунів.

Як зазначалося в розд. 3, залежно від того, в якому вигляді вуглець міститься в структурі чавунів, а також від форми графітових включень, розрізняють білі, сірі, високоміцні й ковкі чавуни.

7.2 Білі чавуни

Через те, що в білих чавунах увесь вуглець міститься у вигляді цементиту (див. рис. 3.3), вони тверді, крихкі й погано оброблюються різанням. Проте разом із тим висока твердість надає білим чавунам високої зносостійкості, що дає змогу використовувати їх для виготовлення зносостійких деталей машин (шоки дробарок, зуб'я ковшів екскаваторів, молотильні тіла млинів і т. п.).

Білі чавуни не стандартизовані, тобто немає системи їх маркування, позначення й гарантій фізико-механічних властивостей.

Більше застосовуються *вибілені чавуни*. Їх одержують із сірих чавунів швидким охолодженням поверхневого шару. При цьому на глибину 10...30 мм утворюється структура білого чавуну у вигляді твердої кірки, а серцевина зберігає структуру сірого чавуну. Для зняття термічних напружень після вибілювання виливки піддають відпусканню з температур 500...550 °С. Із вибілених чавунів виготовляють деталі, які працюють в умовах зношування (гальмівні колодки, лемехи плугів тощо).

7.3 Сірі чавуни

Такі чавуни випускаються металургійною промисловістю у вигляді виливків (табл. 7.1). Це сплави на основі системи Fe—C—Si з домішками Mn, P і S. Структурно сірі чавуни складаються зі

РОЗДІЛ 7
Чавуни

сталевій основі (феритній, феритно-перлітній або перлітній) й включень пластинчастого графіту (див. рис. 3.4), отже їхні властивості визначаються властивостями основи та включень. Графіт має значно нижчі механічні властивості порівняно зі сталевією основою, тому місця графітових включень можна умовно вважати мікропорухненнями цілісності структури, що й простежується на зразках після руйнування внаслідок розтягання. Чим більше пластинчастих графітових включень, тим більше розмежується сталева основа й тим нижчі механічні властивості чавуну. Разом із тим графітові включення сприяють ламкості стружки під час обробки різанням, що підвищує оброблюваність різанням у цілому.

Між міцнісними характеристиками сірих чавунів існує наближена залежність $4\sigma_{ТЧ} \approx 2\sigma_{ЗГ} \approx \sigma_{СТ}$, яка свідчить про те, що ці чавуни за малого опору розтяганню мають високий опір стисканню.

Чавуни марок СЧ 10, СЧ 15, СЧ 18 мають *феритно-графітну структуру* й застосовуються для виготовлення маловажливих слабо- й середньонавантажених деталей (фланці, корпусні деталі для редукторів і підшипників, гальмові барабани, диски зчеплення тощо).

Чавуни марок СЧ 20, СЧ 21, СЧ 24, СЧ 25 за структурою належать до *феритно-перлітних* із включеннями графіту. Їх застосо-

Таблиця 7.1

Склад і механічні властивості деяких сірих чавунів

Марка	Вміст, %		Товщина стінок виливка, мм							
			4		15		50		150	
	C	Si	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	НВ	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	НВ	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	НВ	$\sigma_{ТЧ}$, МПа	НВ
СЧ 10	3,3...3,7	2,2...2,6	140	2050	100	1900	75	1560	65	1200
СЧ 15	3,5...3,7	2,0...2,4	220	2410	150	2100	1105	1630	80	1300
СЧ 20	3,3...3,5	1,4...2,4	270	2550	200	2300	140	1700	120	1430
СЧ 25	3,2...3,4	1,4...2,2	310	2600	250	2450	180	1870	150	1560
СЧ 30	3,0...3,2	1,3...1,9	—	—	300	2600	220	1970	180	1630
СЧ 35	2,9...3,0	1,2...1,5	—	—	350	2756	260	2290	205	1790

Примітка. За вимогою споживача можливий випуск іще трьох марок — СЧ 18, СЧ 21, СЧ 24.

вують для деталей, які працюють в умовах підвищених статичних і динамічних навантажуваль (поршні циліндрів, картери двигунів внутрішнього згорання, станини верстатів, зубчасті колеса й т. ін.).

Перлітні чавуни СЧ 30, СЧ 35 мають вищі механічні властивості за рахунок подрібнення графітових включень. Це досягається модифікуванням рідкого чавуну, а також домішками в шихту сталевого лому, що сприяє зниженню вмісту вуглецю й кремнію. Такі чавуни використовують для деталей, які працюють в умовах великих навантажуваль або інтенсивного зношування (гільзи блоків циліндрів, розподільні вали, зубчасті колеса й т. ін.). Ці чавуни мають найбільшу густину ($7,3...7,4$) 10^3 кг/м³ (для порівняння: густина чавуну СЧ 10 становить $6,8 \cdot 10^3$ кг/м³). Тому їх застосовують для корпусів насосів, компресорів, гідроприводів.

7.4 Високоміщні чавуни

У цих чавунах вільний графіт міститься у формі кулястих або водночас кулястих (до 40 %) і вермикулярних включень (див. розд. 3), що мінімально послаблює металеву матрицю.

Для одержання кулястої або вермикулярної форми графіту в розплавленій чавун додають невелику кількість модифікаторів (магнію, алюмінію, церію, феросиліцію). Найпоширенішим модифікатором є магній, у присутності якого графіт набирає кулястої форми. Вермикулярна форма графіту є перехідною від пластинчастої (сірі чавуни) до кулястої. Такі включення графіту мають округленішу форму порівняно із сірими. Структура металевої основи цих чавунів така сама, як і сірих (див. рис. 3.4). Залежно від хімічного складу й швидкості охолодження дістають феритну, феритно-перлітну або перлітну основу.

Чавуни з кулястим графітом (табл. 7.2) за своїми механічними властивостями близькі до литих вуглецевих сталей, але мають значно кращу рідкотекучість, меншу усадку (~1 %), вищу зносостійкість та оброблюваність різанням. Крім того, високоміщні чавуни характеризуються високими демпфувальними властивостями завдяки пошаровій будові графіту. Для високоміщних чавунів

Таблиця 7.2

**Механічні властивості й рекомендований склад
чавунів із кулястим графітом**

Марка	Основа структурної будови	$\sigma_{TЧ}$	$\sigma_{0,2}$	НВ	$\delta, \%$	Товщина стінок виливка, мм		
						<50	50...100	>100
		МПа				Вміст вуглецю, % Вміст кремнію, %		
ВЧ 350—22	Феритна	350	220	1400... 1700	22	$\frac{3,3...3,8}{1,9...2,9}$	$\frac{3,0...3,5}{1,3...1,7}$	$\frac{2,7...3,2}{0,8...1,5}$
ВЧ 400—15		400	250	1400... 2020	15	$\frac{3,3...3,8}{1,9...2,9}$	$\frac{3,0...3,5}{1,2...1,7}$	$\frac{2,7...3,2}{0,8...1,5}$
ВЧ 450—10	Феритно- перлітна	450	310	1400... 2250	10	$\frac{3,3...3,8}{1,9...2,9}$	$\frac{3,0...3,5}{1,3...1,7}$	$\frac{2,7...3,2}{0,8...1,5}$
ВЧ 500—7		500	320	1530... 2450	7	$\frac{3,2...3,7}{1,9...2,9}$	$\frac{3,0...3,3}{2,2...2,6}$	$\frac{2,7...3,2}{0,8...1,5}$
ВЧ 600—3	Перлітна	600	370	1920... 2770	3	$\frac{3,2...3,6}{2,4...2,6}$	$\frac{3,0...3,3}{2,4...2,8}$	$\frac{—}{—}$
ВЧ 700—2		700	420	2280... 3020	2	$\frac{3,2...3,6}{2,6...2,9}$	$\frac{3,0...3,3}{2,6...2,9}$	$\frac{—}{—}$
ВЧ 800—2		800	480	2480... 3510	2	$\frac{3,2...3,6}{2,6...2,9}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{—}{—}$
ВЧ 1000—2	Термооб- роблена	1000	700	2700... 3600	2	$\frac{3,2...3,6}{3,0...3,8}$	$\frac{—}{—}$	$\frac{—}{—}$

стандартом передбачено гарантії тимчасового опору при розтяганні $\sigma_{TЧ}$ й умовної границі текучості $\sigma_{0,2}$.

Високоміцний чавун як конструкційний матеріал є заміником вуглецевої сталі, ковкого й сірого чавунів. Із високоміцних чавунів виготовляють як дрібні деталі (поршневі кільця, шестерні, зірочки тощо), так і великогабаритні рами молотів, пресів, прокатних станів, станини верстатів і навіть такі важливі деталі, як колінчасті вали двигунів внутрішнього згорання, до яких ставляться високі вимоги щодо статичної міцності й опору втомленості. Чавунні вали порівняно зі сталевими мають вищу циклічну в'язкість, меншу чутливість до зовнішніх концентраторів напружень, кращі антифрикційні властивості, меншу вартість.

7.5 Ковкі чавуни

Із високоміцних чавунів виготовляють валки прокатних станів, деталі турбін, труби, супорти, планшайби, різцетримачі й т. ін.

Для поліпшення механічних властивостей високоміцних чавунів їх піддають термообробці: для підвищення міцності — гартуванню й відпусканню з температур 500...600 °С; для збільшення пластичності — відпалу для сфероїдизації графіту.

Таблиця 7.3

Механічні властивості й застосування чавунів із вермикулярним графітом

Марка	$\sigma_{\text{тн}}$	$\sigma_{0,2}$	НВ	$\delta, \%$	Приклади застосування
	МПа				
ЧВГ 300—3	300	240	1300...1800	3,0	Деталі машин, які працюють в умовах підвищених циклічних навантажуваль
ЧВГ 350—2	350	260	1400...1900	2,0	
ЧВГ 400—1,5	400	320	1700...2200	1,5	
ЧВГ 450—0,8	450	380	1900...2200	0,8	Деталі, які працюють в умовах значних механічних навантажуваль, тертя, зношування, кавітації й термоциклічних навантажуваль

Чавуни з вермикулярним графітом (табл. 7.3) містять у структурі до 40 % кулястого графіту й випускаються у вигляді виливків таких марок: ЧВГ 300, ЧВГ 350, ЧВГ 400, ЧВГ 450. Як і для чавунів із кулястим графітом, заводами-постачальниками гарантуються для основних марок тимчасовий опір при розтяганні й умовна границя текучості.

7.5 Ковкі чавуни

Ці чавуни за механічними й технологічними властивостями посідають проміжне місце між сталями та сірими чавунами.

Виливки ковких чавунів дістають у результаті спеціального графітізувального відпалу (томління), особливості режиму якого

Таблиця 7.4

Механічні властивості ковких чавунів

Марка	Основа структурної будови	$\sigma_{ТН}$, МПа	НВ	δ , %, не менше
КЧ 30—6	Феритна	294	1000...1630	6
КЧ 33—8		323	1000...1630	8
КЧ 35—10		333	1000...1630	10
КЧ 37—12		362	1100...1630	12
КЧ 45—7	Перлітна	441	1500...2070	7
КЧ 50—5		490	1700...2300	5
КЧ 55—4		539	1920...2410	4
КЧ 60—3		588	2000...2690	3
КЧ 65—3		637	2120...2690	3
КЧ 70—2		686	2410...2850	2
КЧ 80—1,5		784	2700...3200	1,5

висвітлено в п. 4.4. Графіт при цьому набирає пластівчастої форми. Його називають вуглецем відпалу, оскільки він утворюється в результаті розпаду цементиту під час відпалу. Завдяки такій специфічній формі графіту ковкі чавуни мають більшу пластичність порівняно із сірими, проте не піддаються куванню. Деталі з цих чавунів одержують литтям. За структурою металевої основи ковкий чавун поділяють на феритний і перлітний (табл. 7.4).

Міцність і пластичність ковкого чавуну залежить від дисперсності й кількості графіту, а також від структури металевої основи. Ковкий чавун із перлітною основою має більшу міцність, а з феритною — більшу пластичність. Ці чавуни характеризуються високими антифрикційними властивостями й оброблюваністю різанням.

Ковкі чавуни широко застосовуються в усіх галузях промисловості: машино-, вагоно- й суднобудуванні, у виробництві двигунів внутрішнього згоряння тощо. З них виготовляють високонавантажнені деталі машин, які працюють в умовах інтенсивного зношування, ударних і циклічних навантажувальних (картери редукторів і задніх мостів автомобілів, муфти, шестерні, корпуси підшипників, деталі газо- й водопровідних установок). Недоліками ковкого ча-

вуну є обмежена товщина стінок виливків (≤ 50 мм) через небезпеку утворення пластинчастого графіту всередині виливка, а також досить висока вартість, що пов'язане з тривалим відпалом.

7.6

Леговані чавуни

В умовах експлуатації, коли підвищуються температурні й сили навантаження, виникає тертя без мастильних матеріалів, зростає агресивність середовища тощо, ефективнішим виявляється використання легованих чавунів.

Легуючі елементи впливають на властивості металевої основи, розміри й характер графітових включень у чавунах. Залежно від переважного легування та його ступеня чавуни набувають спеціальних властивостей (табл. 7.5), за якими їх поділяють на зносо-, корозійно-, жаростійкі й жароміцні.

У виливках легованих чавунів, в яких утворюється кулястий графіт, стандартом допускаються включення графіту пластинчастої й вермикулярної форми (не більше ніж 20 % загального вмісту графіту).

Хромисті чавуни (ЧХ1, ЧХ2, ЧХ3) мають підвищені корозійно- й жаростійкість у газовому, повітряному, лужному середовищах в умовах тертя й зношування за температур від 500 до 700 °С. Їх використовують для деталей плавильних агрегатів, склоформ, кокілей, для вихлопних колекторів, дизелів тощо. Жаростійкий чавун ЧХ16 витримує температуру до 900 °С, алюмінієві чавуни ЧЮХШ і ЧЮ7Х2 — до 650 і 750 °С відповідно. Вироби з чавуну ЧЮ30 можна експлуатувати в повітряному середовищі за температури до 1100 °С.

Для виготовлення абразивно-зносостійких деталей дробарок, млинів пульпо- й пилопроводів, піско- й дробометів використовують високохромисті чавуни (ЧХ9Н5, ЧХ16М2, ЧХ28Д2, ЧХ22).

Кременисті чавуни (ЧС13, ЧС15, ЧС17) стійкі до дії кислот і лугів. Їх застосовують для деталей хімічного обладнання. Чавуни ЧХ28, ЧХ34 характеризуються також підвищеною хімічною стій-

Таблиця 7.5

Механічні властивості легованих чавунів

Вид чавуну	Марка	σ_{T1} , МПа	σ_{T2} , МПа	НВ
Хромисті	ЧХ1	170	350	2030...2800
	ЧХ2	150	310	2030...2800
	ЧХ3	150	310	2230...3560
	ЧХ3Т	200	400	4400...5860
	ЧХ9Н5	350	700	4900...6070
	ЧХ16	350	700	3900...4400
	ЧХ16М2	170	490	4900...6070
	ЧХ22	290	540	3330...6070
	ЧХ22С	290	540	2150...3330
	ЧХ28С	370	560	2150...2640
	ЧХ28П	200	400	2450...3900
	ЧХ28Д2	390	690	3900...6350
ЧХ32	390	690	2450...3330	
Кремністі	ЧС5	150	290	1400...2940
	ЧС5Ш	290	—	2230...2940
	ЧС13	100	210	2940...3900
	ЧС15	60	170	2940...3900
	ЧС17	40	140	3900...4500
	ЧС15М4	60	140	3900...4500
ЧС17М3	60	100	3900...4500	
Алюмінієві	ЧЮХШ	390	590	1830...3560
	ЧЮ6С5	120	240	2360...2940
	ЧЮ7Х2	120	170	2350...3560
	ЧЮ22Ш	290	490	3560...5360
	ЧЮ30	200	350	2150...2540
Марганцевисті	ЧГ6С3Ш	490	680	4900...5860
	ЧГ7Х4	150	330	1760...2850
	ЧГ8Д3	150	330	1960...2800
Нікелеві	ЧНХТ	280	430	1960...2800
	ЧНХМД	290	690	1830...2800
	ЧНМШ	490	—	2150...2800
	ЧН12Х	290	490	4600...6450
	ЧН4Х2	200	400	1200...2500
	ЧН11Г7Ш	390	—	1200...2500
	ЧН15Д7	150	350	1200...2500
	ЧН15Д3Ш	340	—	1200...2500
	ЧН19Х3Ш	340	—	1200...2500
	ЧН20Д2Ш	500	—	1200...2200

Примітка. Міцність і твердість високохромистих, марганцевистих і нікелевих чавунів — після нормалізації й низькотемпературного відпускання.

кістю за температур 1100...1150 °С. Їх використовують для важко-навантажених деталей, які працюють в агресивних середовищах.

До жароміцних *нікелевих чавунів* належать ЧНМШ, ЧНХМ, ЧН11Г7Х2Ш, ЧН19Х3Ш, ЧН11Г7Ш із кулястим графітом. Ці чавуни зберігають роботоздатність за температур 500...600 °С, мають високі корозійну й ерозійну стійкість у лужному й слабокислому середовищі та високий коефіцієнт термічного розширення. Чавун ЧН20Д2Ш зберігає високі механічні властивості за температур до -100 °С, має високу ударну в'язкість і піддається пластичному деформуванню в холодному стані. Застосовується для деталей машин нафтодобувної й нафтопереробної промисловості, деталей паливної апаратури.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

1. В якому вигляді вуглець може міститися в сплавах на основі системи Fe—С?
2. В яких формах графіт міститься у чавунах?
3. Як графіт впливає на механічні властивості чавунів?
4. Які особливості білих чавунів?
5. Які чавуни мають найкращі ливарні властивості?
6. Який чавун рекомендується для виготовлення поршневих кілець?
7. Які галузі застосування білих, сірих та ковких чавунів?
8. Які властивості високоміцних чавунів? Для чого їх застосовують?
9. Які основні особливості легованих чавунів?
10. Як поділяють леговані чавуни за ознакою переважного легування? Де їх застосовують?

Розділ

8

Сплави на основі кольорових металів

8.1 Загальні відомості

У промисловості й будівництві поряд із чорними металами широко застосовуються кольорові метали та сплави на їхній основі. Попри те, що сплави кольорових металів мають більшу вартість і дефіцитність, використання їх у техніці дедалі зростає. В машинобудуванні серед сплавів кольорових металів найширше застосовуються конструкційні сплави на основі міді й легких металів — алюмінію, титану, магнію.

Основним показником високої якості кольорових металів є мінімальний уміст домішок, тобто чистота, що визначає найприродніші властивості кожного металу та їхній питомий внесок при одержанні сплавів із певними характеристиками. Властивості, особливо міцнісні, кольорових металів і сплавів в основному залежать від технології виготовлення виробів, їхніх розмірів (масштабний фактор) і термічної обробки. Тому вони зазвичай регламентуються в стандартах і технічних умовах на конкретні вироби з кольорових металів і сплавів.

Сплави на основі міді, зберігаючи високі тепло- й електропровідність міді, мають високі механічні, технологічні, антифрикційні властивості й корозійну стійкість.

Сплави на основі легких кольорових металів — Al, Ti, Mg — характеризуються високими питомими міцністю ($\sigma_{T\tau}/\rho g$) та жорсткістю ($E/\rho g$), що дає змогу істотно зменшити масу конструкцій за одночасного підвищення їхніх міцності й жорсткості.

8.2

Мідь і сплави на її основі

Вміст міді в земній корі невеликий: $\sim 0,01\%$. Чиста мідь — це в'язкий пластичний важкий рожево-червоний метал, густина якого становить $8,92 \text{ г/см}^3$, температура плавлення — 1083°C , границя міцності — $\sigma_{\text{ТЧ}} = 250 \text{ МПа}$, твердість — НВ 450, відносне видовження $\sim 50\%$. Мідь — один із найкращих провідників струму (поступається лише сріблу).

Технічно чисту мідь маркують М0, М1, М2, М3, М4 залежно від умісту домішок у процентах чистої міді — від 99,95 до 99,0 % відповідно. Всі домішки істотно знижують електропровідність міді, тому для електропровідників застосовують лише мідь марок М0 і М1.

Мідь добре сприймає деформаційне зміцнення — наклеп, унаслідок чого поліпшуються її фізико-механічні властивості, наприклад: границя міцності зростає вдвоє, твердість — утричі; при цьому пластичність знижується в 15...17 разів.

Мідь у чистому вигляді через порівняно низькі механічні властивості, особливо міцність, зносостійкість, погану рідкотекучість, для виготовлення деталей машин не застосовують. У машинобудуванні використовують сплави на основі міді — латуні, бронзи й мідно-нікелеві сплави. В середній і важкій промисловості практичне застосування дістали латуні й бронзи. Мідно-нікелеві сплави — нейзильбер (Cu—Zn—Ni), мельхіор (Cu—Ni—Fe—Mn), куніаль (Cu—Ni—Al) — використовують в ювелірній промисловості, для деталей точної механіки, в приладобудуванні, побутовій і медичній техніці.

8.2.1

Латуні

Латуні — це сплави на основі міді, що містять до 45 % цинку (табл. 8.1). Такі латуні називають *простими*, або *подвійними*, й позначають літерою Л і цифрами, що показують середній уміст міді в процентах (наприклад, Л96, Л60).

Латуні з легуючими добавками називають *складними*, або *спеціальними*. В марках таких латуней за літерою Л пишуть позначення легуючих елементів (див. табл. 3.1) і через тире після вмісту міді вказують уміст легуючих елементів у процентах. Наприклад, у латуні ЛАЖМц66—6—3—2 міститься 65...68 % Cu, 5...7 % Al, 2,0...4,0 % Fe, 1,5...2,5 % Mn. Залежно від превалюючої домішки складні латуні й дістають назву (алюмінієва, залізоманганова й т. д.).

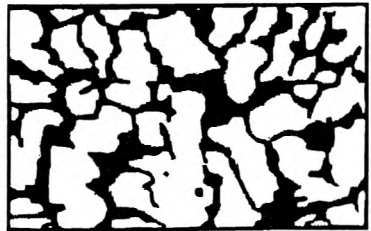
На практиці застосовуються латуні з умістом цинку до 42...43 %. Сплави міді з цинком, в яких більш як 47 % Zn, майже не застосовуються, оскільки переважною їхньою властивістю є крихкість.

Більшість латуней добре оброблюються тиском, особливо пластичні однофазні (Л96 — томпак, Л80 — напівтомпак, Л68), які ефективно деформуються в області низьких і високих температур. Разом із тим, в області температур від 300 до 700 °С існує зона крихкості. Тому за таких температур латуні не деформуються. Деформувати їх слід за температур, вищих від 470 °С. Холодна деформація латуней спричиняє появу наклепу, який знімають відпалом при $T > 400$ °С.

Усі прості латуні, крім Л59, мають структуру α -розчину (рис. 8.1). Поряд із високими технологічними й експлуатаційними властивостями латуней вони мають схильність до корозійного розтріскування у вологому середовищі за збереження деформаційних залишкових напружень рекристалізації. Для усунення схильності до корозійного руйнування здійснюють відпал за температур, нижчих від температури рекристалізації.



а



б

Рис. 8.1
Мікроструктура α -латуні (а) і $(\alpha+\beta)$ -латуні (б)

Склад, механічні властивості й застосування деяких латуней

Назва	Марка	Вміст, %		$\sigma_{ТЧ}$	$\sigma_{Т}$	δ , %	НВ	Приклади застосування
		Cu	інших елементів	МПа				
<i>Деформівні латуні</i>								
Томпак	Л96	95...97	—	240	—	45	500	Листи, стрічки, трубки радіаторів, прокладки
Напівтомпак	Л90	88...91	—	260	120	50	530	
Латунь	Л80	70...81	—	320	110	52	530	Листи для холодного штампування, глибокого витягання
	Л68	67...70	—	320	91	55	550	
	Л62	62...63	—	360	110	50	560	
Олов'яниста (морська)	ЛО70-1	69...71	1,0...1,5 Sn	350	100	60	600	Корозійностійкі вироби
Алюмінієва	ЛА77-2	76...79	1,75...2,5 Al	400	140	55	600	
Свинцевиста (автоматна)	ЛС59-1	57...60	0,8...1,9 Pb	400	140	45	900	Листи, прутки
Алюмінієво-залізна	ЛАЖ60-1-1	58...61	0,75...1,5 Al 0,75...1,5 Fe	450	—	26	950	Важкоавантажені деталі
<i>Ливарні латуні</i>								
Свинцевиста	ЛС59-1Л	57...60	0,8...1,1 Pb	300...350	—	15...20	700...800	Підшипники, втулки, арматура
Алюмінієво-залізна	ЛАЖ60-1-1Л	58...61	0,75...1,5 Al 0,75...1,5 Fe	360...480	—	18...20	700...900	Те саме
Кремниста	ЛК80-3Л	79...81	2,5...4,0 Si	250...300	200	10...15	500...600	Арматура, деталі, що працюють у морській воді
Алюмінієво-залізоманганова	ЛАЖМц66-6-3-2	65...68	5,0...7,0 Al 2,0...4,0 Fe 1,5...2,5 Mn	600...700	—	5...8	1150...1500	Зубчасті й черв'ячні колеса, гайки та натискні гвинти

Складні латуні мають вищі показники міцності й пластичності порівняно з простими (табл. 8.1). Тимчасовий опір розриву ефективно підвищується домішками алюмінію, олова, мангану. Пластичність зростає завдяки легуванню залізом і манганом. Ті самі домішки (Al, Fe, Sn, Ni) сприяють також підвищенню корозійної стійкості. Латуні з домішками олова (ЛО90—1, ЛО62—1) мають високу корозійну стійкість у морській воді («морські» латуні). Латуні з домішками свинцю (до 1 %) добре оброблюються різанням і за аналогією зі сталями називаються автоматними.

Міцнісні характеристики латуней підвищують наклепом.

Усі латуні за технологічними ознаками поділяють на деформівні й ливарні (табл. 8.1). Основний вид термічної обробки *деформівних латуней* — рекристалізаційний відпал. *Ливарні латуні* мають високу рідкотекучість, слабку схильність до ліквації й низький коефіцієнт тертя. Разом із тим під час плавлення випаровується частина цинку, що впливає на механічні властивості виливка. Ливарні латуні дають значну усадку в процесі кристалізації.

8.2.2

Бронзи

Бронзами називають сплави міді (зазвичай багатокомпонентні) з іншими елементами, крім латуней і мідно-нікелевих сплавів. Маркують бронзи літерами Бр, після яких пишуть позначення легуючих елементів (див. табл. 3.1), а через тире — цифри, що показують їх процентний уміст. Наприклад, бронза БрАЖМц10—3—1,5 містить 10 % Al, 3 % Fe, 1,5 % Mn.

Основними легуючими добавками в бронзах є олово, алюміній, кремній, свинець, нікель. Бронзи мають достатньо високі ливарні властивості, наприклад, усадка приблизно в три рази менша, ніж у сталі. Деякі бронзи характеризуються високою пластичністю й добре деформуються під час обробки тиском. Бронзи добре оброблюються різанням, мають високу корозійну стійкість і низький коефіцієнт тертя. Найпоширеніші олов'яні бронзи. Крім того, досить широко застосовуються алюмінієві, берилієві, крем'янисті, марганцевисті й свинцевисті бронзи.

За технологічними ознаками бронзи поділяють на *деформівні* й *ливарні* (табл. 8.2).

Таблиця 8.2

Склад, механічні властивості й застосування деяких бронз

Назва	Марка	Хімічний склад, % (решта — мідь)	$\sigma_{\text{тн}}$, МПа	δ , %	НВ	Приклади застосування
<i>Деформівні бронзи</i>						
Олов'яно-фосфористі	БрОФ4-0,25	3,5...4,55 Sn, 0,25...0,30 P	350	50	650	Листи, стрічки, антифрикційні деталі, мембрани
	БрФ6,5-0,15	6,0...7,05 Sn, 0,1...0,25 P	400	60	700	
Олов'яно-цинкова	БрОЦ4-3	3,5...4,0 Sn, 2,7...3,3 Zn	350	40	600	
Алюмінієва	БрА5	4...6 Al	400	60	700	Пружини, контакти
Алюмінієво-залізна	БрАЖ9-4	8...10 Al, 2...4 Fe	600	40	≈ 1200	Стрічки
Алюмінієво-залізонікелева	БрАЖН10-4-4	9,5...11,0 Al, 3,5...5,5 Fe, 3,5...5,5 Ni	650	40	1400	Шестерні, черв'яки, арматура, втулки, що працюють в умовах великих тисків і тертя, високоміцні пружини, контакти
Берилієва	БрБ2	1,8...2,1 Be, 0,2...0,5 Ni	1250	3	3700	
<i>Ливарні бронзи</i>						
Олов'яні	БрО10	9...11,5 Sn	250...350	5...10	700...1100	Складне литво
	БрОЦС5-5-5	4,0...6,0 Sn, 4,0...6,0 Zn, 4,0...6,0 Pb	150...180	45...6	600...700	Шестерні, антифрикційні деталі
	БрОЦС4-4-17	3,5...5,0 Sn, 14,0...20,0 Pb, 2,0...6,0 Zn	150...170	5...6	600...700	
Свинцевисто-алюмінієво-залісні	БрОЦСН-3-7-5-1	2,5...4,0 Sn, 0,5...2 Ni, 6,0...9,5 Zn, 3,0...6,0 Pb	180...210	5...8	600...700	Шестерні, вкладиші підшипників
	БрС30	27...33 Pb	60...80	4...6	250...300	
	БрАЖ9-4Л	8...10 Al, 2...4 Fe	400...500	8...10	800...1000	Арматура, підшипники, корпуси насосів

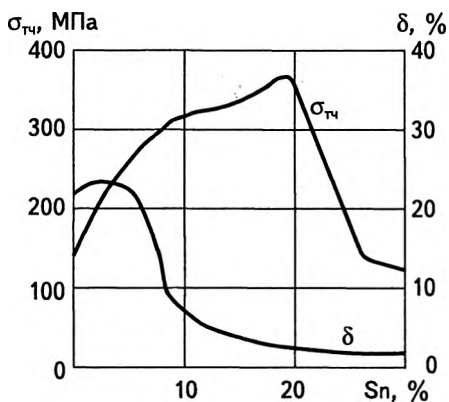
Примітка. Механічні властивості ливарних бронз змінюються залежно від способу лиття.

РОЗДІЛ 8

Сплави на основі кольорових металів

Олов'яні бронзи в реальних умовах охолодження — це твердий однофазний розчин олова в міді з ГЦК-решіткою (α -фаза). Ці сплави містять до 10...14 % Sn і мають найбільше практичне застосування. Зі збільшенням умісту олова (>6,8 %) міцність бронзи підвищується, а пластичність різко знижується (рис. 8.2, а). Це пов'язане з утворенням у системі крихкої механічної суміші.

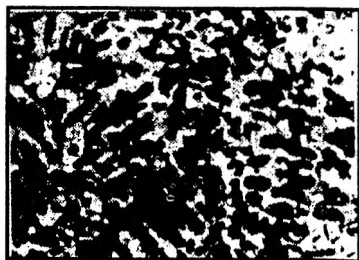
Низькоолов'яні бронзи краще піддаються обробці тиском, а бронзи, що містять механічну суміш, застосовують виключно для лиття.



а



б



в

Рис. 8.2

Вплив умісту олова на механічні властивості бронзи (а) та мікроструктура бронзи з 6 % Sn після відпалу (б) і після лиття (в)

Нікель сприяє збільшенню пластичності й корозійної стійкості бронз, їхньої міцності за кімнатної та підвищеної температури. Бронзи з Ni і Al піддають гартуванню й старінню.

Із ливарних бронз виготовляють різні деталі, в тому числі складної форми, художні вироби й підшипники ковзання.

Алюмінієві бронзи (БрА5, БрАЖ9—4 та ін.) за своїми властивостями не поступаються олов'яним і дешевші за них, тому дедалі більше застосовуються в промисловості.

Пластичність алюмінієвих бронз зростає до вмісту Al $\approx 5\%$, а потім знижується. Оптимальні механічні властивості мають бронзи з 5...8% Al (БрА5, БрА7). Найбільшу міцність на розрив (до 500...650 МПа) мають бронзи БрАЖН10—4—4 і БрАЖН11—6—6. Більшість алюмінієвих бронз термічно не зміцнюються, за винятком БрАЖН10—4—4. Поєднання міцності, хімічної стійкості й антифрикційних властивостей дає змогу застосовувати алюмінієві бронзи для виготовлення шестерень, втулок, сідел клапанів та інших навантажених деталей, які працюють в умовах тертя.

Берилієві бронзи характеризуються високими міцнісними й пружними властивостями, опором утомленості та корозійною стійкістю, електро- й теплопровідністю, достатньою зварюваністю. Разом із тим берилієві бронзи досить ефективно оброблюються холодним деформуванням. Найпоширеніша берилієва бронза з $\sim 2\%$ Be (БрБ2) після гартування й старіння має $\sigma_{ТЧ} \approx 1200\text{...}1300$ МПа при $\delta \approx 4\text{...}6\%$. Її використовують для важливих пружин і пружних контактів. Ця бронза працює в температурному інтервалі $-250\text{...}+250$ °С і не дає іскру. До недоліків берилієвих бронз належать їхня висока вартість і токсичність берилію.

Крем'янисті бронзи містять до 3% Si, оскільки кремній знижує пластичність сплаву. Подвійні сплави Cu—Si не застосовуються. Для підвищення механічних та антикорозійних властивостей такі системи легують Mn і Ni (БрКН—1—3, БрКН—0,5—2). Ці бронзи зміцнюють термічною обробкою — гартуванням від температур 850...875 °С з охолодженням у воді й подальшим відпусканням — старінням при 410...475 °С протягом 1 год. У результаті цього $\sigma_{ТЧ} \approx 700$ МПа при $\delta \approx 8\%$.

Крем'янисті бронзи застосовують для виготовлення важливих деталей, які працюють у важких умовах тертя й температур. Із

них виготовляють сортамент у вигляді прутків, стрічок, круглі пружини тощо. Крем'янисті бронзи використовують як замітник високовартісних берилієвих бронз.

Марганцевисті бронзи містять до 22 % Mn. Завдяки однофазній структурі твердого α -розчину ці бронзи добре оброблюються тиском. Манган підвищує їхню жароміцність. Найпоширенішою є бронза БрМц5, що має відмінну корозійну стійкість. Сплави Cu—Mn характеризуються великим внутрішнім тертям, що сприяє їхнім високим демпфувальним властивостям, тобто такі сплави здатні зменшувати коливання під час роботи машин.

Свинцевисті бронзи завдяки тому, що свинець практично не розчиняється в рідкій міді, складаються з кристалів міді й включень свинцю й мають високі антифрикційні властивості. Використовують дві групи свинцевистих бронз: *подвійні* з 30...50 % Pb (БрОС5—25, БрС30) та *леговані оловом і нікелем* (БрСН60—2,5, БрОНС11—4—3). Структура свинцевистих бронз складається із зерен міді й темних ділянок евтектики. Недоліком свинцевистих бронз є схильність до ліквідації за густиною.

Подвійні свинцевисті бронзи використовуються для заливання підшипників ковзання на базі сталевих підкладок. Леговані свинцевисті бронзи мають міцнішу основу (твердий α -розчин) і можуть використовуватися без сталевих підкладок.

8.3 Алюміній і сплави на його основі

8.3.1 Загальні відомості

Алюміній — найпоширеніший у земній корі сріблясто-білий метал густиною $2,7 \text{ г/см}^3$ — є одним із надлегких конструкційних матеріалів. Механічні властивості й температура плавлення (від 667 до 660 °С) алюмінію залежать від його хімічної чистоти. Алюміній характеризується високими електропровідністю й пластич-

ністю ($\delta \approx 35\%$), добре зварюється, оброблюється тиском, проте погано оброблюється різанням, має значну ливарну усадку й невелику міцність ($\sigma_{Тч} = 50$ МПа). На повітрі алюміній легко окиснюється з утворенням густої плівки оксиду (Al_2O_3), яка забезпечує його високу корозійну стійкість.

За хімічною чистотою розрізняють алюміній *особливої чистоти* з 99,99 % Al (A999), *високої чистоти* з 99,995 % Al (A995) і *технічної чистоти* з 99,85...99 % Al (A8, A7, A5, A0). Крім того, виробляють *технічно деформівний* алюміній (АД0, АД1). Постійними домішками в первинному алюмінії є залізо й кремній.

У промисловості як конструкційний матеріал широко застосовуються сплави на основі алюмінію, з яких створюють ефективні й економічні конструкції з невеликою масою й високими міцністю й технологічністю.

Найпоширенішими легуючими добавками до алюмінію є Si, Cu, Mg, Zn, Mn, Li, Ti, Be, Zr. На основі цих елементів утворюються подвійні, потрійні й складніші системи, з яких промислове застосування дістали Al—Cu, Al—Si, Al—Mg, Al—Cu—Mg, Al—Cu—Mg—Si, Al—Mg—Si, Al—Zn—Mg—Cu.

За призначенням і відповідними технологічними властивостями алюмінієві сплави поділяють на три групи:

- *деформівні*, які, своєю чергою, розподіляються на термічно зміцнювані й незміцнювані. З цих сплавів виготовляють поківки, штампівки, сортамент, листи тощо;
- *ливарні*, з яких виготовляють заготовки й деталі методом лиття;
- *спеціальні* — спечені алюмінієві порошки (САП) й сплави (САС), які мають свої технологічні особливості й використовуються для виготовлення як сортаменту, так і заготовок.

Для позначення алюмінієвих сплавів нині застосовують дві системи маркування: традиційну — літерно-цифрову й нову — цифрову.

Літерно-цифрова система маркування передбачає позначення сплавів за такими ознаками:

- за хімічним складом, наприклад, із вмістом мангану — АМц, магнію — АМг;
- за назвою сплаву, наприклад, дюралюміній — Д1, Д6;

- за технологічним методом одержання заготовок, наприклад, алюміній кувальний — АК, ливарний — АЛ, спечений порошок (САП) або сплав (САС);
- за властивостями — високоміцний — В95, В96;
- за видом термічної й механічної обробки, наприклад, м'який відпалений — М, термооброблений — Т (Т1, Т2, ..., Т8 — вид термообробки), нагартований (5...7 %) — Н, напівгартований — П.

Цифрова система маркування передбачає позначення сплаву чотирма цифрами. Перша цифра 1 у всіх марках позначає алюміній, друга — має головне змістове значення й умовно показує хімічний склад основи сплаву (табл. 8.3). Останні дві цифри — це порядковий номер сплаву. Наприклад, у сплаві 1510: 1 — алюміній; 5 — основна система Al—Mg; 10 — номер сплаву.

Таблиця 8.3

Приклади позначення алюмінієвих сплавів

Хімічний склад основи	Умовне позначення основи	Приклади марок	
		Літерно-цифрове позначення	Цифрове позначення
Al—Cu—Mg	1	Д1, В65	1110, 1165
Al—Cu—Mn, Al—Li	2	Д20, Д21	1220, 1221
Al—Mg—Si, Al—Mg—Si—Cu	3	АД31, АД35	1310, 1350
Al—Mn	4	АМц, АМцС	1400, 1401
Al—Mg	5	АМг1, АМг3	1510, 1530
Резервні групи	6, 7, 8	—	—
Al—Zn—Mg Al—Zn—Mg—Cu	9	В95	1950

8.3.2

Термічна обробка алюмінієвих сплавів

Легуючі елементи, які переважно застосовують у сплавах на основі алюмінію (Cu, Mg, Si, Zn та ін.), утворюють з алюмінієм

обмежені тверді розчини змінної концентрації, в яких розчинність елемента зі зниженням температури зменшується (рис. 8.3). З аналізу діаграми випливає, що всі сплави, які знаходяться лівіше від точки D , за допомогою нагрівання можна перевести в однофазний стан твердого α -розчину. Такі сплави мають високу пластичність, добре оброблюються тиском і належать до групи деформівних. Точка D відповідає найбільшій розчинності легуючого елемента в твердому α -розчині за евтектичної температури. Тому сплави, які розміщуються правіше за точку D , мають у структурі поряд із α -розчином евтектику. Ці сплави більш крихкі, погано оброблюються тиском, але завдяки евтектиці мають високі ливарні властивості.

Деформівні сплави (лівіше від точки D), своєю чергою, поділяються на термічно незміцнювані (сплави А, які розташовані лівіше за точку F), термічно зміцнювані (сплави Б, які розташовані між точками F і D). Незміцнювані сплави (А) внаслідок нагрівання не змінюють структуру, зберігаючи зерна твердого α -розчину до солідуса. Термічно зміцнювані сплави (Б) мають змінну концентрацію легуючого елемента по лінії FD , розчинність якого зменшується зі зниженням температури.

Для зміцнення сплавів на основі алюмінію застосовують гартування й старіння, а для знезміцнення й усунення нерівноважних структур (рис. 8.4) і дефектів будови, підвищення пластичності — відпал (дифузійний, рекристалізаційний та ін.).

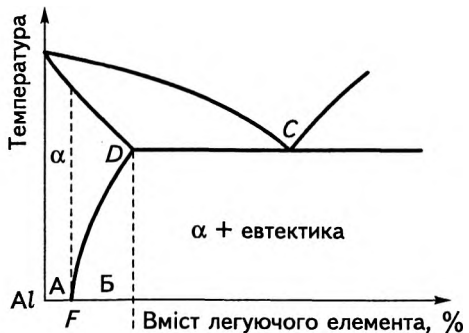


Рис. 8.3
Типова діаграма стану системи «алюміній—легуючий елемент»

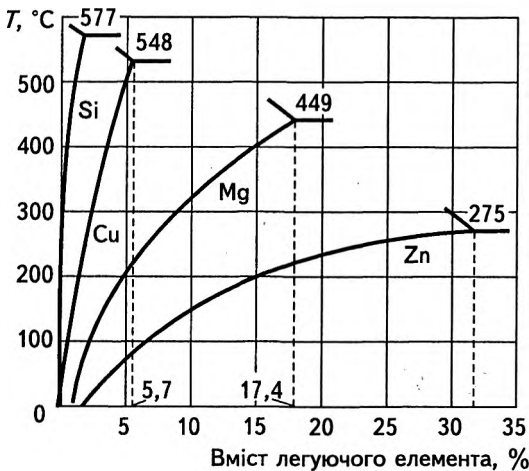


Рис. 8.4
Початкові області
діаграм рівноважного
стану сплавів Al
із Si, Cu, Mg, Zn

Основні принципи термічної обробки алюмінієвих сплавів розглянемо на прикладі сплаву Al—Cu, який є складовою більшої частини алюмінієвих сплавів.

Термічна обробка сплавів Al—Cu ґрунтується на змінній розчинності міді в алюмінії (рис. 8.5). Максимальна розчинність (5...7 %) досягається за температури 548°C , мінімальна (0,3 %) — за кімнатної. Як свідчить аналіз діаграми, під час нагрівання сплавів з ~5 % Cu надлишкова фаза CuAl_2 повністю розчинюється в твердому α -розчині, й за подальшого швидкого охолодження фіксується перенасичений твердий α -розчин з таким умістом міді, який був у сплаві до нагрівання й залишаються нерозчинені зерна сполуки CuAl_2 . Добутий таким чином перенасичений твердий розчин (з >0,3 % Cu) енергетично буде спрямований до рівноважного стану, тобто до зниження розчинності міді в α -розчині до 0,3 % і виділення сполук AlCu_2 .

Перетворення, що спричинені внутрішніми процесами в структурі сплавів і в результаті яких через певний інтервал часу відбувається зміна властивостей сплаву, називають *старінням*, за аналогією з такими самими явищами в залізобуглецевих сплавах (див. розд. 4). Унаслідок цього термообробка сплавів Al—Cu скла-

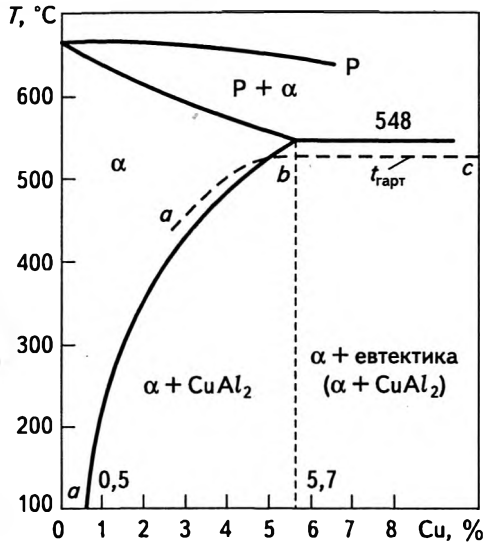


Рис. 8.5
Діаграма стану сплавів
на основі системи Al—Cu

дається з гартування й старіння. Розрізняють *природне старіння*, яке відбувається при $T = 20^\circ\text{C}$, і *штучне* — за підвищених ($150\text{...}200^\circ\text{C}$) температур.

Слід зазначити, що розпад перенасиченого твердого розчину під час старіння супроводжується зміцнюванням сплаву. Механізм зміцнювання пояснюється виникненням у результаті дифузійних процесів у певних ділянках кристалічних решіток зон із підвищеною концентрацією міді — так званих зон Гінье—Престона (Г—П). Це спричиняє істотне викривлення кристалічних решіток, унаслідок чого виникають структурні напруження й відбувається зміцнення сплаву. Наприклад, якщо сплав з $\approx 4\%$ Cu у вихідному стані має границю міцності $\sigma_{\text{ТЧ}} = 200$ МПа, після гартування — 250 МПа, то в результаті гартування й старіння — 400 МПа. Утворенням зон Г—П і завершується процес природного старіння.

У процесі штучного старіння за підвищених температур прискорюються дифузійні процеси й поряд із зонами Г—П з'являються дисперсні включення AlCu_2 , які також сприяють зміцненню сплаву. З підвищенням температури до 200°C і вище або зі

РОЗДІЛ 8

Сплави на основі кольорових металів

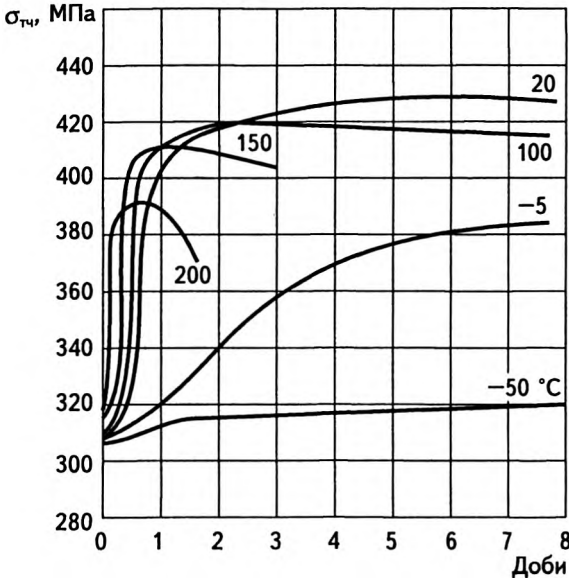


Рис. 8.6
Зміна границі міцності сплаву Al—Cu у результаті старіння за різних температур

збільшенням видержки при 150...200 °C відбувається знеміцнювання сплавів (рис. 8.6).

На практиці більше застосовують алюмінієві сплави після природного старіння, оскільки воно забезпечує вищу міцність. Крім того, утворення дисперсних частинок нової фази в процесі штучного старіння істотно знижує корозійну стійкість сплавів, особливо проти міжкристалітної корозії. З аналізу початкових зон діаграми стану сплавів Al із різними компонентами (див. рис. 8.4) випливає, що всі вони мають змінну розчинність елементів в Al зі зниженням температури. Проте в деяких із цих сплавів ефект від гартування й старіння невеликий, і їх не піддають гартуванню.

Дифузійному відпалу (гомогенізації) піддають виливки алюмінієвих сплавів для усунення дендритної ліквіації перед обробкою тиском. Крім того, гомогенізація сприяє одержанню дрібнозернистої структури й зменшує схильність до корозії під навантаженням. Температура гомогенізації становить 450...520 °C, а видержка — від 4 до 40 год. Охолодження проводять на повітрі або разом із піччю.

Рекристалізаційний відпал здійснюють для усунення наклепу й подрібнення зерна. Температура рекристалізації, залежно від складу сплаву, коливається від 350 до 500 °С із видержкою 0,5...2 год. Для термічно незміцнених сплавів швидкість охолодження визначають довільно, а для термічно зміцнених — швидкість охолодження до 200 °С має становити 30 °С/год. Рекристалізаційний відпал використовують як проміжну операцію в процесі холодного деформування або між гарячим і холодним деформуванням.

Відпал після гартування й старіння здійснюють для повного розпаду перенасиченого розчину й коагуляції зміцнювальних дисперсних фаз. Цей відпал проводять при $T = 360...450$ °С із видержкою протягом 1...2 год. Швидкість охолодження має бути не більшою за 30 °С/год. Після такого відпалу алюмінієві сплави мають високі опір корозії, пластичність і низьку міцність.

8.3.3

Деформівні алюмінієві сплави

Вище зазначалося, що деформівні алюмінієві сплави поділяють на такі, що істотно зміцнюються внаслідок термообробки, й такі, для яких термообробка виявляється неефективною (табл. 8.4).

До *термічно незміцнених деформівних сплавів* належать сплави алюмінію з манганом (АМц) і магнієм (АМг).

Сплави на основі системи Al—Mg називають *магналіями* й маркують АМг1 — АМг6 залежно від умісту мангану — від 0,4...1,6 % (АМг1) до 5,8...6,8 % (АМг6). Включення магнію до ~15 % сприяють підвищенню міцності алюмінієвого сплаву. Пластичність сплаву при цьому зменшується неістотно (на 10...12 %) до вмісту $Mg \leq 12$ %, після чого різко зменшується. З підвищенням умісту Mg понад 6 % погіршується корозійна стійкість сплавів.

Оскільки ефект від гартування й старіння магналіїв невеликий, їх застосовують у відпаленому стані. Підвищення міцнісних характеристик сплавів за незначного зменшення пластичності досягається наклепом (до 20...30 % обтискання). Холодна пластична деформація вищого ступеня призводить до істотного зниження корозійної стійкості й пластичності.

Таблиця 8.4

**Механічні властивості
деяких деформівних алюмінієвих сплавів**

Марка		$\sigma_{TЧ}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	Стан
Літерно-цифрове позначення	Цифрове позначення	МПа			
<i>Термічно незмінювані сплави</i>					
АД0	1010	70	30	32	М
АМц	1400	130	50	25	М
АМг2	1520	190	100	23	М
АМг3	—	225	120	20	М
АМг6	1560	340	170	19	М
АМг6	1560	450	350	11	Н
<i>Термічно зміцнювані сплави</i>					
Д1	1110	480	320	14	Т
Д16	1160	520	380	13	Т
АД31	1310	240	190	12	Т1
АД33	—	310	—	14	Т1
АВ	1300	380	300	12	Т1
АК6	1360	400	290	12	Т1
АК8	1380	480	380	9	Г1
АК4-1	1141	420	320	8	Т1
В95	1950	600	560	8	Т1
В95пч	—	560...600	480...550	9...12	Т1
В96	1960	700	650	7	Т1

Магналії добре оброблюються тиском, добре зварюються, стійкі проти корозії. Ці сплави використовують для виготовлення трубопроводів, бензобаків, віконних рам, будівельних конструкцій. Для середньонавантажених конструкцій (рами й кузови вагонів, ліфти, перегородки тощо) використовують сплави АМг5 і АМг6.

Сплави алюмінію з манганом (АМц) широко застосовуються для виготовлення листової продукції і труб. Манган, як і магній, сприяє підвищенню міцності алюмінію й, крім того, певною мірою підвищує корозійну стійкість.

Сплави на основі системи Al—Mn містять від 1 до 1,6 % мангану. Незважаючи на змінну розчинність Mn в алюмінії, ці сплави також термічно не зміцнюються. Добутий унаслідок нагрівання й швидкого охолодження перенасичений твердий розчин мангану в алюмінії істотно не підвищує міцність через невелику концентрацію Mn.

Разом із тим холодне пластичне деформування дає змогу зміцнювати сплави АМц, які випускають у м'якому (АМцМ) і напівнаклепаному (АМцП) станах. Завершальною термічною обробкою сплаву АМц є рекристалізаційний відпал із температури 450...470 °С.

До *термічно зміцнюваних деформівних алюмінієвих сплавів* належать дуралюміни (від франц. dur — твердий. Цю групу сплавів започаткував у 1906 р. А. Вільм, запропонувавши перший сплав (4 % Cu, по 0,5 % Mg і Mn), який зараз позначають Д1), авіалі, високоміцні й ковкі алюмінієві сплави.

Дуралюміни — сплави на основі системи Al—Cu—Mg — позначають літерою Д і цифрою, що є умовним номером сплаву. Для підвищення корозійної стійкості до складу дуралюмінів додають манган.

Домішки Fe і Si, що містяться в сплавах у невеликій кількості (0,5...0,7 %), негативно впливають на їхню тріщиностійкість, тобто полегшують поширення тріщин під розтягальними навантаженнями. Тому одним з ефективних методів підвищення конструкційної міцності дуралюмінів вважається зниження вмісту Fe і Si до 0,1...0,3 % і менше, що підвищує в'язкість руйнування, не змінюючи $\sigma_{Tч}$ і $\sigma_{0,2}$.

Для термічного зміцнення дуралюміни піддають гартуванню й природному старінню. Особливість гартування дуралюмінів полягає в точному (± 5 °С) додержанні рекомендованої температури нагрівання під гартування. Це пояснюється тим, що температури під гартування дуже наближені (трохи нижчі) до температури плавлення евтектик, які входять до структури сплавів. Наприклад, сплави Д16 і Д18 нагрівають до 495...505 °С, Д1 — до 500...510 °С.

Охолодження в процесі гартування дуралюмінів необхідно проводити дуже швидко (вода при 40 °С) для запобігання розпаду твердих розчинів, що підвищує схильність до міжкристалітної корозії.

Процес зміцнювання (після гартування) за природного старіння зумовлюється співвідношенням умісту магнію й міді (Mg/Cu): чим воно більше, тим повільніше досягається максимальна міцність. Взагалі процес старіння триває від 4 до 7 діб. Штучне старіння за підвищеної температури (до 40...100 °С) значно прискорює процес зміцнювання.

Для захисту від корозії листові дуралюміни піддають плакуванню, тобто покривають тонким шаром чистого алюмінію, який після окиснення захищає основну конструкцію. Сприяє захисту від корозії також електрохімічне анодування.

Завдяки вдалому поєднанню міцнісних і пластичних характеристик дуралюміни (Д1, Д16, Д18, Д19, ВД17 і т. д.) широко застосовуються, особливо в літакобудуванні. Їх використовують для виготовлення кузовів вантажних автомобілів, будівельних конструкцій, обсадних труб тощо.

Дуралюміни добре піддаються точковому контактному зварюванню. Обробку різанням цих сплавів краще проводити в загартованому стані або після старіння.

Авіали — це сплави на основі системи Al—Mg—Si, які маркуються літерами АВ, АД і цифрами — умовними номерами сплавів (див. табл. 8.4), наприклад: АД31, АД33, АД35, АВ. Ці сплави мають вищу пластичність у гарячому й холодному станах, ніж дуралюміни, але поступаються за показниками міцності. Авіали зміцнюють гартуванням від температур 520...530 °С з охолодженням у воді й подальшим штучним старінням при $T = 150...170$ °С протягом 10...12 год.

Незалежно від стану авіали не схильні до утворення корозійних тріщин під навантаженням. Авіали задовільно обробляються різанням у загартованому стані й після старіння, добре піддаються контактному й аргонодуговому зварюванню.

Застосовують авіали для виготовлення помірно навантажених деталей і елементів конструкцій у літако- й вертолітобудуванні, а також кованих деталей двигунів, барабанів коліс, рам, дверей тощо.

Високоміцні алюмінієві сплави на основі системи Al—Zn—Mg—Cu позначають літерою В та цифрами — умовними номерами (В93, В95, В96Ц). Ці сплави характеризуються досить великою міцністю ($\sigma_{ТЧ} \approx 550..700$ МПа). Їх піддають гартуванню від температур 460...470 °С з охолодженням у гарячій або холодній воді й подальшому старінню при $T = 135..145$ °С.

Пластичність високоміцних сплавів достатня, але менша, ніж дуралюмінів. Збільшення вмісту Zn і Mg сприяє підвищенню міцності й зниженню пластичності та корозійної стійкості. Для підвищення пластичності високоміцних сплавів їх піддають двоступінчастому пом'якшувальному старінню (за температур 100...120 °С протягом 3...10 год і за 160...170 °С протягом 10...30 год). Ці сплави використовують у літакобудуванні для високонавантажених деталей конструкцій, які працюють в умовах стискання (обшивка, шпангоути).

Ковкі алюмінієві сплави на основі системи Al—Mg—Si—Cu маркують літерами АК і цифрами — умовними номерами (АК1, АК3, АК5, АК6, АК8 і т. д.). За своїми складом і властивостями ці сплави посідають проміжне місце між дуралюмінами й авіалями. Деталі з цих сплавів виготовляють методом гарячої обробки тиском — куванням і штампуванням.

Використання сплавів АК визначається температурними умовами їх експлуатації. До $T \approx 100$ °С використовують сплави АК1, АК5, АК6, АК8; при $T \approx 300$ °С — АК3 і АК4 (жароміцні). З цих сплавів виготовляють картери двигунів внутрішнього згорання, лопаті гвинтів теплоходів, гелікоптерів і т. ін.

8.3.4

Ливарні алюмінієві сплави

Ці сплави призначені для виготовлення фасонних виливків. Залежно від складу основи ливарні алюмінієві сплави поділяють на п'ять груп: Al—Si; Al—Si—Cu; Al—Cu; Al—Mg; Al — інші елементи. Їх маркують літерами АЛ (алюміній ливарний) і умовним номером. Найпоширеніші сплави Al—Si, Al—Cu і Al—Mg (табл. 8.5). Для підвищення механічних властивостей ливарні сплави легують титаном, цирконієм, ванадієм, бором.

Таблиця 8.5

Склад і механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів

Марка	Вміст елементів, %					Вид ТО	$\sigma_{ТЧ}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	Mg	Si	Mn	Cu	Інші		МПа		
<i>Сплави Al—Si (силуміни)</i>									
АЛ2	—	10...13	—	—	—	T2	180	90	5
АЛ4	0,17...0,3	8...10,5	0,25...0,5	—	$\leq 0,15$ Ti	T1	180	140	2
АЛ9	0,2...0,4	6...8	—	—	$\leq 0,1$ Be	T6	260	200	4
					$\leq 0,15$ Ti	T4	200	140	5
					$\leq 0,1$ Be	T5	220	160	3
<i>Сплави Al—Cu</i>									
АЛ7	—	—	—	4...5	0,2 Ti	T4	240	160	7
АЛ19	—	—	0,6...1,0	4,5...5,3	0,15...0,35 Ti	T5	260	200	3
						T4	320	180	9
						T5	360	250	5
<i>Сплави Al—Mg</i>									
АЛ8	9,5...11,5	—	—	—	$\leq 0,07$ Ti	T5	350	170	10
АЛ27	9,5...11,5	—	—	—	$\leq 0,07$ Be	T4	360	180	18
					0,05...0,15 Ti				
					0,05...0,22 Zr				
					0,05...0,15 Be				
<i>Жароміцні сплави</i>									
АЛ11	1,25...1,75	—	—	3,75...4,5	1,75...2,25 Ni	T5	260	200	0,6
АЛ21	0,8...1,3	—	0,15...0,25	4,6...6	0,1...0,25 Cr	T7	220	180	1,2
					2,6...3,6 Ni	T2	210	—	1,2
АЛ33	—	—	0,6...1,0	5,5...6,2	0,8...1,2 Ni	T7	220	200	1,5
					0,05...0,2 Zr		280	180	2,0
					0,15...0,3 Ge				

Основними вимогами до ливарних сплавів є поєднання високих ливарних властивостей (рідкотекучості, герметичності, малої усадки, мінімальної схильності до утворення гарячих тріщин і пор) із задовільними механічними властивостями. Для зміни певних властивостей сплавів використовують різні види термічної обробки, які позначають так:

T1 — штучне старіння при 175 °С протягом 5...20 год — для підвищення міцності й поліпшення оброблюваності різанням;

T2 — відпал при 300 °С протягом 5...10 год;

- T3, T4 — гартування й природне старіння;
 T5 — гартування й короткочасне (2...3 год) штучне старіння при 150...175 °С;
 T6 — гартування й повне штучне старіння при 200 °С протягом 3...5 год;
 T7 — гартування й стабілізувальне відпускання при 230 °С для стабілізації структури та об'ємних змін;
 T8 — гартування й пом'якшувальне відпускання при 240...260 °С протягом 3...5 год — для підвищення пластичності й стабілізації розмірів.

Між характером взаємодії компонентів у сплавах (типом діаграми стану) та їхніми ливарськими властивостями існують певні взаємозв'язки (рис. 8.7). Аналіз графічних залежностей показує,

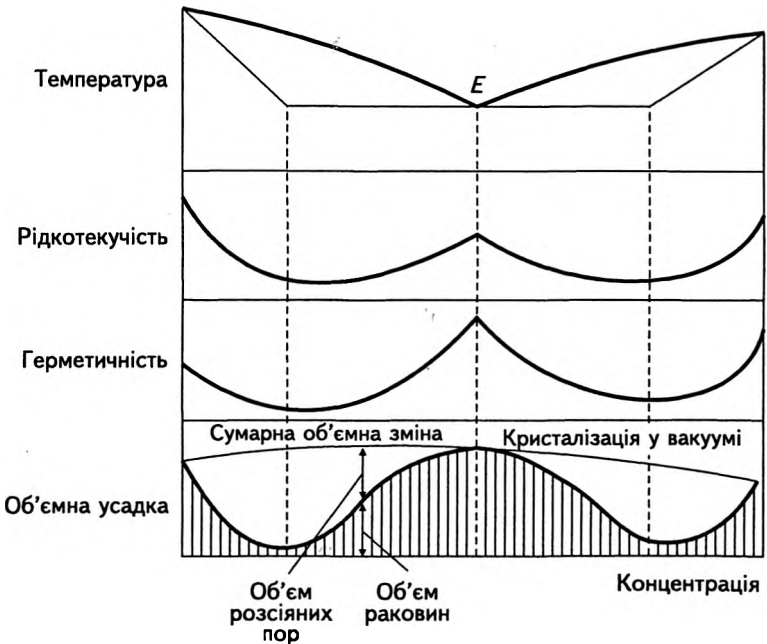


Рис. 8.7

Залежність ливарних властивостей сплавів від їхнього складу

що найвищі ливарні властивості мають сплави, близькі до евтектичного складу (Е), які кристалізуються в найменшому діапазоні температур. Разом із тим евтектичні сплави характеризуються підвищеною крихкістю завдяки присутності твердих інтерметалідних сполук, які є другою фазовою складовою евтектики. Для підвищення механічних властивостей застосовують модифікування сплавів.

Найкращі ливарні властивості в цій групі мають сплави алюмінію з кремнієм — *силуміни*. Структура силумінів близька до евтектичної, що зумовлює їхню високу рідкотекучість, достатньо малу усадку й проникність. Силуміни добре піддаються обробці різанням, газовому й аргонодуговому зварюванню. Їх використовують для виготовлення важливих деталей: корпусів, компресорів, блоків циліндрів двигунів внутрішнього згорання, поршнів і т. ін. Підвищення міцності силумінів досягають за рахунок модифікування сумішшю солей ($2/3 \text{ NaF}$ і $1/3 \text{ NaCl}$).

Типовими представниками цієї групи є сплави АЛ2, АЛ4, АЛ9. Сплав АЛ2 не піддають змінюванню термообробкою; АЛ4 і АЛ9 зміцнюються за рахунок модифікування, а також термообробки. Середньонавантажені деталі піддають термозміцненню за схемою Т1, а великі тяжконавантажені — за схемою Т6. Деталі, які виготовляють зі сплаву А9, для підвищення пластичності піддають гартуванню (Т4), а для підвищеної міцності — гартуванню й старінню за схемою Т6.

Ливарні сплави Al—Cu (АЛ7, АЛ10, АЛ19) піддають гартуванню й старінню (схеми Т4 і Т5), після чого вони мають високі механічні властивості й добру оброблюваність різанням. Ливарна усадка й схильність до утворення гарячих тріщин цих сплавів великі, сплави мають схильність до крихкого руйнування внаслідок виділення по межах зерен CuAl_2 та інших сполук. Сплав АЛ7 використовують для невеликих виливків простої форми.

У сплаві АЛ19 містяться манган і титан, які сприяють подрібненню зерна й підвищенню жаростійкості. Сплав піддають гартуванню й старінню при 175°C протягом 3...5 год. Оскільки сплави на основі системи Al—Cu нестійкі проти корозії, їх піддають анодуванню.

Ливарні сплави Al—Mg (АЛ8, АЛ27) і Al—Mg—Zn (АЛ24) мають високу корозійну стійкість у багатьох агресивних середовищах,

добре оброблюються різанням. Сплави Al—Mg зміцнюються гартуванням без подальшого старіння. Їхні ливарні властивості невисокі.

Сплав AL24 має кращі ливарні властивості, достатню жаростійкість (до 150 °С). Зміцнюють сплави природним або штучним старінням без попереднього гартування або гартуванням від 550 °С протягом 22 год.

8.3.5

Спеціальні алюмінієві сплави

Матеріали на основі алюмінію, добути методами порошкової металургії, застосовують у тих випадках, коли вироби не можуть бути виготовлені литтям або обробкою тиском. Порошкові алюмінієві сплави порівняно з ливарними характеризуються підвищеною міцністю, стабільними властивостями за підвищених температур і корозійною стійкістю. Розрізняють спеціальні порошкові й гранульовані алюмінієві сплави.

Порошкові сплави. Технологічний процес одержання виробів зі спечених алюмінієвих порошоків (САП) (Al—Al₂O₃) складається з операцій виготовлення заготовок і подальшої їх механічної обробки. Заготовки одержують брикетуванням (холодним або з підігрівом) і наступним спіканням при $T = 500...600$ °С під тиском до 500...700 МПа.

Алюмінієвий порошок — це попередньо окиснені частинки у вигляді лусочок завтовшки до 1 мкм. Спечена заготовка має структуру, в якій дисперсні частинки Al₂O₃ рівномірно розподілені в алюмінієвій матриці. Чим менші частинки, тим більше в САП оксиду алюмінію. В САП міститься від 6 до 33 % Al₂O₃. Зі збільшенням вмісту Al₂O₃ міцність структури підвищується, а пластичність зменшується (табл. 8.6). Це пояснюється тим, що частинки оксидів гальмують рух дислокацій у матеріалі.

Обробку тиском САП здійснюють при $T = 420...470$ °С, тоді як звичайні сплави алюмінію деформують у холодному стані.

Спечені алюмінієві сплави одержують із порошоків алюмінію з невеликим вмістом Al₂O₃ і зі значним вмістом практично не-

Таблиця 8.6

**Склад і механічні властивості матеріалів
із САП (при 20 °С)**

Марка	Вміст Al ₂ O ₃ , %	σ _{ТЧ}	σ _Т	δ, %
		МПа		
САП-1	6...9	290	220	7
САП-2	9,1...13	350	280	4
САП-3	13,1...17	410	320	3
САП-4	18...22	450	370	1,5

розчинних у твердому алюмінії заліза, нікелю, хрому, міді та інших елементів. Типові сплави на основі цих систем — САС-1 (Al—Si—Ni) і САС-2 (Al—Si—Fe) — характеризуються низьким коефіцієнтом термічного розширення.

Нерозчинні фази Al₃Fe, Al₃Cr, Al₂O₃ та інші, якщо вони досить дисперсні й рівномірно розподілені в алюмінієвій матриці, позитивно впливають на властивості сплавів.

Гранульовані сплави одержують у вигляді литих частинок діаметром від десятих часток міліметра надшвидким охолодженням (104...108 °С/с) відцентровим розпиленням розплавів у середовищі нейтральних газів або водному. При цьому утворюються перенасичені тверді розчини на основі алюмінію з концентрацією компонентів, що в 2,5...5 разів більша за граничну розчинність у рівноважних умовах. Такі сплави називають аномально перенасиченими. Їхні механічні властивості підвищуються за рахунок рівномірного розташування тонких включень інтерметалідів, утворених унаслідок збільшення швидкості охолодження.

Гранули використовують для виготовлення пресованих напівфабрикатів і листів. Під час гарячого деформування в процесі виготовлення напівфабрикатів перенасичені тверді розчини розпадаються з виділенням дисперсних частинок інтерметалідів. Отже, нагрівання до 400...450 °С у процесі виготовлення напівфабрикатів є зміцнювальним старінням. Роль гартування тут виконує кристалізація за великих швидкостей охолодження.

До найперспективніших гранульованих сплавів належать алюмінієві сплави, леговані Mn, Cr, Ti, які характеризуються

підвищеною (до 300 °С) жароміцністю. Легуванням нерозчинними в алюмінії Ni, Fe, Co досягається підвищення міцності, а в разі легування легкоплавкими Pb і Sn утворюються ефективні антифрикційні сплави.

8.4

Титан і сплави на його основі

Титанові сплави належать до важливих конструкційних матеріалів і мають багато спільного зі сплавами на основі заліза, особливо з погляду технології їх термообробки. Поряд із цим у титанових сплавів є свої специфічні особливості. Високі питома міцність, корозійна стійкість в атмосферних умовах, у воді й кислотах, жароміцність роблять титанові сплави в деяких випадках незамінними. Завдяки високій питомій жорсткості в поєднанні із задовільною питомою міцністю вдається знизити загальну масу конструкції.

Титан за поширеністю в земній корі посідає четверте місце після Al, Fe, Mg. Технічно чистий титан — це метал сріблясто-білого кольору, який має густину 4,5 г/см³ і температуру плавлення 1672±5 °С залежно від ступеня його чистоти. Висока корозійна стійкість титану забезпечується за рахунок утворення на поверхні стійкої пасивувальної плівки TiO₂. Титан має достатню пластичність, добре оброблюється тиском, добре зварюється, утворюючи міцне й пластичне зварне з'єднання. За питомою міцністю при 300...600 °С титан не має собі рівних. Основними недоліками титану і його сплавів є хімічна активність до газів за підвищених температур, схильність до водневої крихкості, невисокі антифрикційні властивості, погана оброблюваність різанням і досить висока вартість. Промисловістю випускаються вироби з титану і його сплавів у вигляді листів, плит, дроту, труб, панелей, профілю, штамповок і т. п.

Для підвищення механічних властивостей титанові сплави піддають легуванню алюмінієм, хромом, молібденом, ванадієм, манганом. Основним легуючим елементом є алюміній, який міститься практично в усіх титанових сплавах.

РОЗДІЛ 8

Сплави на основі кольорових металів

Легуючі елементи за характером впливу на поліморфні перетворення титану поділяють на три групи (рис. 8.8): α -, β - й $(\alpha+\beta)$ -стабілізатори.

α -Стабілізатори (Al, O, N та ін.) сприяють розширенню області існування α -структури сплаву — твердого розчину легуючого елемента в α -титані. Найпоширеніший α -стабілізатор — алюміній. Сплави титану з α -структурою (рис. 8.8, а) мають низьку пластичність і невисоку міцність (до 900...1100 МПа).

β -Стабілізатори (V, Mo, Nb, Ta, Fe) розширюють область існування β -структури сплаву (рис. 8.8, б) — твердого розчину легуючих елементів у β -фазі. Такі сплави ефективно зміцнюються гартуванням і старінням. Після термозміцнення границя міцності β -сплавів сягає ~ 1500 МПа. До недоліків β -сплавів титану належать невисока термічна стабільність, схильність до росту зерен, що, своєю чергою, ускладнює гарячу обробку тиском.

Двофазні $(\alpha+\beta)$ -сплави (рис. 8.8, в) містять 4...6 % алюмінію й 2...4 % β -стабілізаторів. За рахунок цього стабілізуються α - і β -фази й утворюється змішана структура, яка складається з твердих розчинів на основі α - і β -модифікацій титану. Оскільки розчини другого типу твердіші й міцніші, ніж перші, то, змінюючи їх співвідношення, можна одержувати сплави з різними показниками міцності й пластичності. Є досить багато титанових сплавів із псевдо- α - й псевдо- β -структурою, в яких разом з основними

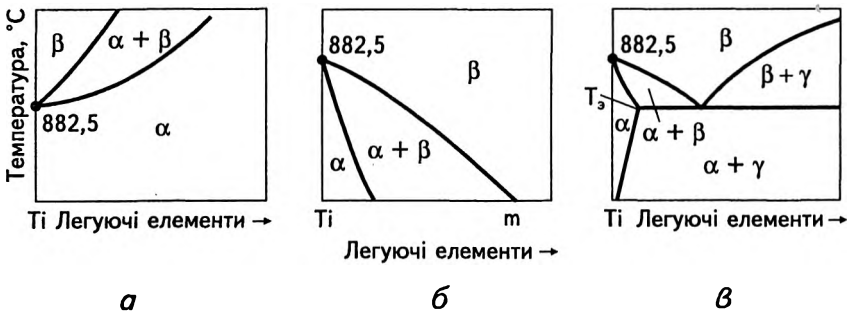


Рис. 8.8

Вплив легуючих елементів на поліморфні перетворення титану

структурними складовими (α або β) містяться в невеликій кількості (2...7 %) додаткові β - і α -фази. На початку кристалізації титанових сплавів утворюється β -розчин, який унаслідок подальшого охолодження зазнає поліморфного ($\beta \rightarrow \alpha$)-перетворення, що відбувається в певних інтервалах температур зі зміною складу фаз.

Найменшу міцність, але найвищі пластичність і корозійну стійкість мають *нелеговані технічні титани* різного ступеня чистоти ВТ—00, ВТ1—0 (табл. 8.7), які використовуються в конструкціях, що тривалий час працюють за температур до 200...250 °С. Для температурних умов ~400 °С використовують α -сплави типу ВТ5 і ВТ5—1, які добре оброблюються тиском у гарячому стані й зварюються.

Сплави ОТ4—0, ОТ4—1, ОТ4, ОТ4—2, які належать до *псевдо- α -сплавів*, добре оброблюються тиском у гарячому й холодному станах, піддаються обробці різанням, зварюванню практично всіма методами. Використовуються для конструкцій, які тривалий час працюють за температур 350...500 °С і нетривалий час — при 700...800 °С. Міцність і жароміцність цих сплавів залежать в основному від умісту алюмінію. Аналогічний вплив алюмінію, але вже з домішками Fe, Cr, Zr та інших елементів, простежується в сплавах АТ3, АТ4, АТ6, ВТ20, ТС5, які також є представниками групи псевдо- α -сплавів середньої міцності. Сплави саме цієї групи становлять основу виробництва продукції (напівфабрикатів) у машинобудуванні.

Сплави ВТ3—1, ВТ14, ВТ22 та інші з групи двофазних ($\alpha + \beta$)-сплавів оброблюють у відпаленому стані, після чого проводять зміцнювальну термообробку — гартування й старіння, завдяки чому $\sigma_{\text{ТН}} = 1250...1550$ МПа.

Псевдо- β -сплави (ВТ15, ТС6 та інші) завдяки підвищеному легуванню мають високу пластичність. Їх використовують для високонавантажених конструкцій за температур до 400 °С.

Деякі титанові сплави (ВТ5—1, ОТ4, ВТ14, ВТ6С) рекомендуються для виготовлення деталей і конструкцій криогенних установок.

Ливарні титанові сплави (ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ13Л) порівняно з деформівними мають менші показники міцності й пластичності, проте дешевші. В процесі лиття титанові сплави дуже активно взаємодіють із газами й формовими матеріалами, що ускладнює ливарні процеси.

РОЗДІЛ 8

Сплави на основі кольорових металів

Таблиця 8.7

Основні механічні властивості промислових титанових сплавів

Тип	Марка	σ , МПа	δ , %
α -Сплави	BT-00	300...450	30
	BT1-0	400...450	30
	ПТ-7М	700	18
	BT5	750...900	10
	BT5-1	750...900	12
	4200	400...450	35
Псевдо- α -сплави	OT4-0	500...650	20
	OT4-1	600...750	15
	OT4	700...900	11
	OT4-2	700...1050	8
	BT4	1000...1200	10
	ПТЗВ	630...880	10
	AT2	850...1000	12
	AT3	600...750	20
	AT4	750...900	12
	AT6	850...1050	10
ТС5	950...1100	8	
BT20	950...1150	8	
$(\alpha+\beta)$ -Сплави	BT3-1	≥ 1200	6
	BT6C	850...1000	12
	BT6	≥ 1100	7
	BT8	1050...1250	11
	BT9	1050...1250	11
	BT14	≥ 1200	6
	BT16	1100...1250	12
	BT18	1100...1250	9
	BT22	1400...1550	5
BT23	≥ 1400	5	
Псевдо- β -сплави	BT30	1200	5
	BT15	1350...1500	4
	BT32	1200	6
	ТС6	1450...1500	4
β -Сплави	4201	800...850	10

Перспективний напрям — використання методів порошкової металургії для виробництва титанових сплавів, що дає змогу істотно знизити вартість виробів і тривалість процесу їх виготовлення.

До основних видів термічної обробки титанових сплавів належать:

- рекристалізаційний відпал з температури 650...850 °С після холодного деформування;
- ізотермічний відпал, який забезпечує високу пластичність ($\alpha + \beta$)-сплавів. Режим: нагрівання до 780...980 °С, охолодження з піччю до 530...680 °С, видержка за цієї температури й охолодження на повітрі;
- подвійний ступінчастий відпал, який дає змогу частково зміцнювати сплави зі зниженням пластичності;
- неповний відпал при 500...680 °С для зменшення залишкових напружень, які виникають під час механічної обробки;
- зміцнювальне гартування з подальшим старінням або відпусканням; проводиться для двофазних ($\alpha + \beta$)-сплавів і псевдо- β -сплавів.

Титанові сплави піддають також хіміко-термічній обробці. Найефективнішим виявляється азотування в середовищі аміаку при 750 °С. Після азотування проводять відпал при 800...900 °С у середовищі інертних газів. Азотування титанових сплавів дає змогу підвищити опір зношуванню, утомленості, корозійну й окалинотійкість.

Титанові сплави використовують в авіа- й ракетобудуванні, для обшивок морських суден і підводних човнів, у турбіно- й компресоробудуванні, в будівництві, хімічному й загальному машинобудуванні.

8.5

Магній і сплави на його основі

Магній належить до найпоширеніших у природі елементів, де він міститься у вигляді сполук із киснем, вуглецем, кальцієм, воднем. Головними перевагами магнію як конструкційного матеріалу для машинобудування є низька густина (1,74 г/см³), висока питома міцність, технологічність при обробці різанням,

стійкість до вібрації і ударних навантажень. Сплави магнію піддаються дуговому зварюванню в середовищі інертних газів. Магній не взаємодіє з ураном, тому його використовують для оболонок тепловидільних елементів (твелів). До недоліків магнієвих сплавів належить складність обробки їх тиском і литтям. У чистому вигляді магній практично не застосовують через слабку корозійну стійкість і невисокі механічні характеристики ($\sigma_{\text{ТЧ}} = 115 \dots 200$ МПа; $\sigma_{0,2} = 20 \dots 90$ МПа; $\delta = 8 \dots 11,5$ %). Температура плавлення магнію $T = 650$ °С. Службові характеристики магнію підвищують за допомогою легування Mn, Al, Zn, Nd та іншими елементами.

Манган підвищує корозійну стійкість і зварюваність сплавів магнію. Алюміній і цинк (за вмісту приблизно 5...6 % кожного) максимально підвищують міцність і пластичність сплавів. Цирконій разом із цинком подрібнюють зерно, сприяють підвищенню механічних властивостей і опору корозії.

За технологією виготовлення виробів із магнієвих сплавів їх поділяють на ливарні (позначають МЛ) і деформівні (МА) (табл. 8.8).

Ливарні сплави розроблено на основі систем Mg—Al—Zn, Mg—Zn—Zr, Mg—Nb. Механічні властивості цих сплавів невисокі ($\sigma_{\text{ТЧ}} = 115$ МПа, $\delta = 8$ %, НВ 300). Підвищення їх досягають термообробкою й модифікуванням (див. табл. 8.8). Сплави МЛ5 і МЛ6 після гартування використовують для виготовлення високонавантажених елементів. Сплав МЛ10 належить до жаростійких за температур до 300 °С; МЛ12 — корозійностійкий сплав.

Виливки виготовляються виливанням у землю, кокіль, під тиском за обов'язкових заходів запобігання займанню сплаву. Виготовляють деталі двигунів, приладів, телевізорів і т. п.

Деформівні (пресівні) сплави розроблено на основі систем Mg—Mn, Mg—Al—Zn, Mg—Zn—Zr, Mg—Li (див. табл. 8.8). Їх використовують у вигляді прокату, поковок, штампових заготовок. Пластичність цих сплавів підвищується в результаті гарячої обробки тиском при $T = 360 \dots 520$ °С (залежно від марки сплаву).

Сплав МА1 має достатню технологічну пластичність, задовільну зварюваність і корозійну стійкість, але низьку міцність. Дещо міцніший сплав МА2-1, додатково легований манганом. Цей сплав термічно не зміцнюється. Його використовують у гарячедеформованому або відпаленому стані.

Таблиця 8.8

**Механічні властивості й застосування сплавів
на основі магнію**

Марка	Вид ТО	$\sigma_{тч}$	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	Приклади застосування
		МПа			
<i>Ливарні сплави</i>					
МЛ5	T4	226	85	5	Навантажені деталі двигунів (картери, коробки передач, оливні насоси)
МЛ6	T6	216	137	1	
МЛ10	T6	230	140	3	Деталі, які потребують герметичності
МЛ12	T1	225	130	5	Барабани коліс, реборди
<i>Деформівні сплави</i>					
МА1	–	190...220	120...140	5...10	Зварні деталі бензо- й оливних систем
МА2-1	–	270...330	160...230	8...20	Складні штампові заготовки, зварні конструкції
МА14	T5	320...340	220...290	6...14	Високонавантажені деталі

Сплав М14 гартується з охолодженням на повітрі від температури гарячого деформування з подальшим старінням при 170 °С протягом 10...24 год. Цей сплав має підвищені механічні властивості, жароміцність до 250 °С і не зазнає корозії під навантаженням.

**ЗАПИТАННЯ
ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ**

- 1 Яка загальна характеристика сплавів на основі міді?
- 2 Як впливають легуючі добавки на властивості міді?
- 3 Що таке латуні, які вони є і як їх маркують?

РОЗДІЛ 8

Сплави на основі кольорових металів

- 4 Як на властивості міді впливає цинк?
- 5 Що таке бронзи? Які їх види застосовуються в промисловості?
- 6 Яка загальна характеристика сплавів на основі алюмінію? Які є системи їх маркування?
- 7 У чому особливості структури, властивостей і термічної обробки ливарних і деформівних алюмінієвих сплавів?
- 8 Що таке дуралюміни? Які їх застосування, маркування й термообробка?
- 9 Які високоміцні алюмінієві сплави ви знаєте?
- 10 Які особливості складу й застосування силумінів?
- 11 Які особливі властивості й застосування титану та його сплавів?
- 12 Які фазові перетворення відбуваються в сплавах титану з різними легуючими елементами?
- 13 Якій зміцнювальній термообробці піддають титанові сплави з $(\alpha + \beta)$ -структурою?
- 14 Які властивості магнієвих сплавів? Де вони застосовуються?

Розділ

9

Неметалеві конструкційні матеріали

9.1

Будова й класифікація полімерів

На сучасному етапі розвитку промислової, будівельної та побутової техніки дедалі ширше застосовуються неметалеві конструкційні матеріали: пластмаси, гумотехнічні, силікатні матеріали, клеї й герметики, деревина тощо. Переважна більшість неметалевих конструкційних матеріалів виробляється на основі *полімерів* — високомолекулярних сполук, макромолекули яких складаються з великої кількості мономерних ланок, що регулярно або нерегулярно чергуються.

За походженням полімери поділяють на *природні* (натуральний каучук, шкіра, азбест, шерсть, целюлоза, смоли тощо) й *синтетичні*, що є продуктами переробки нафти, природних газів, вугілля, тобто одержуються з простих низькомолекулярних сполук методами полімеризації (поліетилен, полістирол, синтетичні каучуки тощо), поліконденсації (феноло-формальдегідні смоли, полікарбонати й т. д.) або хімічних перетворень.

У макромолекулах полімерів (рис. 9.1) розрізняють головний ланцюг 1, побудований з багатьох атомів, і бокові 2 значно меншої довжини. Якщо головний ланцюг містить однакові атоми, то полімер називають *гомоланцюговим*, у противному разі — *гетероланцюговим*. Довжина основного ланцюга в багато тисяч разів більша за його поперечний переріз, чим пояснюється гнучкість макромолекул. Між атомами головного ланцюга діють сили ковалентного хімічного зв'язку.

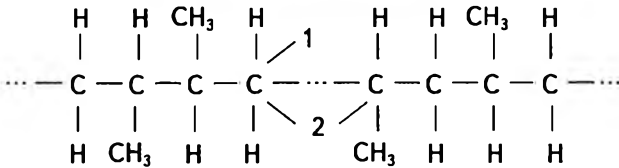


Рис. 9.1

Схематична будова макромолекули лінійного органічного полімеру

За хімічним складом полімери поділяють на органічні й неорганічні. Більшість становлять *органічні полімери* (натуральні смоли й каучуки), в яких молекулярний ланцюг складається в основному з атомів вуглецю, й до нього приєднуються бокові групи, що складаються з атомів водню або радикалів (рис. 9.1). Основу *неорганічних полімерів* (силікатне скло, кераміка, слюда, азбест) становлять оксиди кремнію, алюмінію та інших елементів.

За формою макромолекул (рис. 9.2) полімери розподіляють на лінійні, розгалужені, просторові, сітчасті, стрічкові, паркетні.

Лінійні полімери (рис. 9.2, а), до яких належать поліетилен, поліаміди тощо, характеризуються еластичністю, більшою, ніж в інших, здатністю до розм'якшення під дією теплоти; під час охолодження знову тверднуть. *Розгалужені полімери* (рис. 9.2, б) мають менші густину, міцність, більш розчинні й легкоплавкі.

За фазовим станом полімери можуть бути аморфними й кристалічними. *Аморфні полімери* — це пакети лінійних макромолекул, які здатні до відносного зміщення. *Кристалічні полімери* мають регулярну, досить гнучку структуру, яка вибудовується в процесі багаторазового повороту гнучких пакетів на 180° і взаємного впорядкованого розташування їх (рис. 9.3).

За електричними й фізичними властивостями полімери поділяють на полярні й неполярні. Полярність визначається присутністю в складі полімерів диполів — розрізнених центрів розподілу позитивних і негативних зарядів.

У макромолекулах *неполярних полімерів*, наприклад поліетиле-

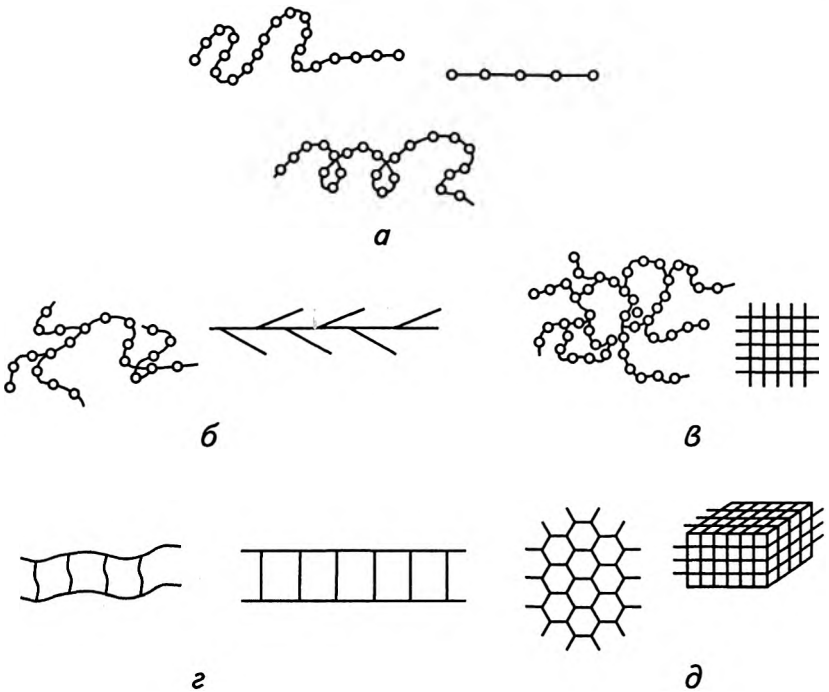


Рис. 9.2

Приклади структурної будови
макромолекул полімерів:

a — лінійного; *б* — розгалуженого;
в — сітчастого; *г* — стрічкового; *д* — паркетного

ну (рис. 9.4, *a*), центри ваги різнойменних зарядів збігаються. Такі полімери мають симетричне розташування функціональних груп, і дипольні моменти зв'язків атомів взаємно компенсуються. Неполлярні полімери є високоякісними й високочастотними діелектриками. Їхні властивості мало змінюються зі зниженням температури, що визначає високу морозостійкість.

У макромолекулах *полярних полімерів*, наприклад полівінілхлориду (рис. 9.4, *б*), центр ваги електронів зсувається в бік

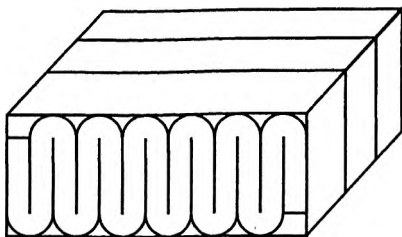


Рис. 9.3

Схема утворення кристалічного полімеру з пакетів

більшого електронегативного атома, й центри ваги різнойменних зарядів не збігаються. Структура молекул полярних полімерів несиметрична. Полярні полімери мають підвищені жорсткість і теплостійкість і знижену морозостійкість. Як діелектрики вони використовуються в обмеженому діапазоні частот.

Щодо нагрівання полімери поділяють на термопластичні й термореактивні.

Термопластичні полімери здатні багаторазово нагріватися й тверднути під час охолодження, зберігаючи свої властивості. Структурна будова таких полімерів лінійна або розгалужена. Вироби з термопластичних полімерів придатні до повторної переробки.

Термореактивні полімери, маючи вихідну лінійну структуру, розм'якшуються під час нагрівання, а під час охолодження тверднуть, утворюючи іншу просторову структуру, й у подальшому залишаються твердими, перебуваючи в термостабільному стані. Вироби з термореактивних полімерів не підлягають повторній переробці.

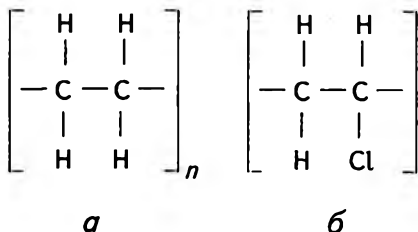


Рис. 9.4

Схеми будови молекул поліетилену (а) й полівінілхлориду (б)

9.2 Фізико-механічні властивості полімерів

Фізико-механічні властивості полімерів визначаються в основному їхніми структурною будовою й фізичним станом, які змінюються залежно від температури. В результаті нагрівання під постійним навантаженням полімери можуть переходити в три фізичних стани: склоподібний, високоеластичний і в'язкотекучий.

Завдяки невеликій рухомості макромолекул полімери можна легко переохолоджувати до нормальної температури без їх кристалізації. В такому разі полімер переходить у *склоподібний стан*. У подальшому зі зміною температури різниця у фізичному й фазовому станах полімеру простежується за термомеханічними кривими, на яких фіксують зміну його деформації під постійним навантаженням під час нагрівання зі сталою швидкістю.

Відповідно до зміни деформації можна виокремити три ділянки термомеханічних кривих, які відповідають трьом фізичним станам полімерів (рис. 9.5).

В області *A*, до температури склування, полімер перебуває в твердому аморфному склоподібному стані, маючи при цьому пружні властивості. В області температур, нижчих від температури крихкості $T_{кр}$, полімер стає крихким, і руйнування його відбувається одночасно з порушенням хімічних зв'язків у макромолекулах.

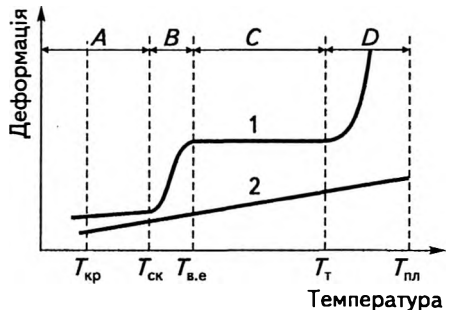


Рис. 9.5
Термомеханічні криві для
некристалічного лінійного (1)
і сітчастого (2) полімерів

Нагрівання полімеру вище за температуру склування $T_{ск}$ (область B) спричиняє рухомість окремих сегментів макромолекул, вирівнювання їхніх скручених ділянок і орієнтацію їх у напрямі дії прикладеного зусилля. В цьому температурному інтервалі полімер деформується пружно, тобто після зняття навантажень макромолекули під дією сил міжмолекулярної взаємодії набирають первинної форми.

Як показує крива, в області температур B полімеру властиві деформації без руйнування, близькі за природою до високоеластичних, які називають *вимушено еластичними*. Вони найбільші за температур $T_{в.е}$ (область C). Поблизу температури текучості T_T можлива й пластична деформація. За температур, вищих від T_T , полімер переходить у *в'язкотекучий стан*. Окремі частини макромолекул поступово повертаються й випрямляються, цілі макромолекули стають рухомими — полімер набуває властивостей в'язкотекучого матеріалу. Саме в такому стані полімери переробляються на вироби.

Залежно від ступеня кристалічності полімерів, температури кристалізації й ступеня зв'язності макромолекул вигляд термомеханічної кривої може змінюватися. Наприклад, полімери з кристалічною складовою в структурі зберігають твердість до температури плавлення. В таких випадках область C звужується або зовсім зникає, тобто полімер із твердого стану переходить у в'язкотекучий. Термомеханічні криві полімерів із сітчастою структурою (рис. 9.5, графік 2) не мають областей C і D і, отже, такі полімери, не переходячи у в'язкотекучий стан, зазнають теплового руйнування — деструкції.

Механічні властивості полімерів із різною будовою макромолекул зумовлюються також тривалістю й швидкістю навантажування. Під дією навантажень відбуваються деформування й взаємне переміщення макромолекул, у результаті чого полімер переходить у нерівноважний стан. Для зворотного переходу в рівноважний стан (релаксації) потрібен певний час — від часток секунд до кількох місяців, залежно від типу макромолекул полімеру.

У процесі виготовлення виробів із матеріалів на основі полімерів та їх експлуатації полімери зазнають дії технологічних навантажень, температур, світла, атмосферних факторів. Під впливом умов експлуатації можуть розвиватися процеси зміни властивос-

тей полімерних матеріалів — старіння й навіть деструкції. Тому, вибираючи матеріали, слід урахувувати специфічні умови їх експлуатації (температура, агресивність середовища, сили, що діють, тощо). Необхідно створювати такі умови експлуатації, які зменшували б старіння й передчасний вихід із ладу виробів із полімерних матеріалів.

9.3 Пластмаси

Пластмаси (або пластики) — це *конструкційні матеріали на основі природних або синтетичних полімерів*. За певних температур і тисків вони набувають достатньої пластичності для обробки їх деформуванням; після тверднення зберігають свою форму.

Залежно від полімерної основи пластмаси поділяють на *термопластичні (термопласти)* й *терморективні (реактопласти)*, які щодо нагрівання поведуть себе так само, як і відповідні полімери. Прості пластмаси складаються з чистих полімерів.

Для поліпшення технологічних та експлуатаційних властивостей полімерів і створення складних пластмас до полімерної основи додають різні компоненти. Основними компонентами пластмас є зв'язувальні речовини, наповнювачі, пластифікатори, стабілізатори, мастила, отверджувачі, барвники та ін.

Здебільшого пластмаси становлять складну суміш компонентів, в якій власне полімер у вигляді синтетичної смоли є *зв'язувальною речовиною*.

Для зниження витрат полімерів і надання їм твердості, жорсткості, міцності, антифрикційних або фрикційних властивостей до складу пластмас вводять *наповнювачі* (до 40—70 %), які можуть бути тканинними, порошкоподібними, волокнистими, шаруватими й газоподібними. Як наповнювачі застосовують кварцову, азбестову, деревну муку, плавиковий шпат, азбестове й скляне волокно, папір, бавовняні тканини, деревний шпон тощо.

Пластифікатори (стеарин, олеїнова кислота, дибутилфталат) надають пластмасам більшої пластичності, полегшують їх оброб-

ку, знижують температурний інтервал переходу у в'язкотекучий стан.

Для запобігання частковій термічній деструкції в деякі пластмаси додають *стабілізатори*, а щоб запобігти окиснювальній деструкції, вводять *антиоксиданти* — речовини, які гальмують окиснювальні процеси.

Виготовляючи дрібні, але складні за формою вироби методами пресування або лиття, в пластмаси вводять у кількості до 1 % легкоплавкі воскоподібні *мастила*, які змащують поверхні виробу й зменшують тертя між поверхнями та формою.

Для утворення міжмолекулярних зв'язків і отвердіння в пластмаси додають *отверджувачі*. Для забарвлення виробів із пластмас у композицію вводять *барвники* або *закаламутнювальні речовини*.

Змінюючи склад компонентів і кількісне співвідношення їх, можна змінювати властивості пластмас у широкому діапазоні.

За призначенням виокремлюють такі основні групи пластмас:

- конструкційні;
- ущільнювальні;
- фрикційні й антифрикційні (триботехнічні);
- електроізоляційні;
- теплоізоляційні;
- радіопрозорі;
- термо-, вогне-, кислотійкі;
- декоративні.

Залежно від методів переробки пластмас їх поділяють на *ливарні, штампівні, пресівні*.

9.3.1

Термопластичні пластмаси (термопласти)

Основу термопластичних пластмас становлять полімери з лінійною й розгалуженою структурою. Роботоздатність термопластів зберігається до 60...70 °С, після чого їхні фізико-механічні

властивості істотно знижуються. Деякі спеціальні термостійкі термопласти роботоздатні за температур 150...200 °С і навіть до 400 °С.

Поведінка термопластів під навантаженням залежить від його характеру. Тривале статичне навантаження спричиняє еластичну деформацію й зниження міцності. Під дією швидкісного деформування термопласти стають жорсткими й руйнуються крихко.

До найважливіших термопластів належать пластмаси на основі поліетилену, поліпропілену, полістиролу, полівінілхлориду, поліамідів, полікарбонатів, політетрафторетилену.

Поліетилентерефталат (лавсан) є складним полієфіром. Це кристалічний полімер, який має високу хімічну й морозостійкість (до -70 °С). Його границя міцності невелика ($\sigma_{ТЧ} = 17,5$ МПа), але може бути збільшена за рахунок потрібної орієнтації макромолекул. Унаслідок швидкого охолодження лавсан може набути аморфної структури. Його використовують для виготовлення полієфірних волокон, тканин, плівки, канатів, пасів, зубчастих коліс тощо.

Поліетилен за температури 60 °С стає високоеластичним, а при 110...115 °С набуває високої пластичності й може формуватись у виробі складної конфігурації. Поліетилен морозостійкий за температури до -50 °С і нижче. За звичайної температури він набухає в бензині, бензолі, толуолі, ксилолі, хлороформі, діетиловому спирті. Внаслідок набухання міцність поліетилену знижується. Теплостійкість поліетилену з рідкісчастотою структурою, яку одержують радіоактивним опромінюванням, становить близько 100 °С.

Поліпропілен відрізняється від поліетилену більшою середньою молекулярною масою й менше піддається окиснювальній деструкції.

З поліетилену й поліпропілену виготовляють труби, листи різної товщини, з яких штампують деталі приладів, облицьовувальні матеріали, тару для агресивних середовищ, плівкові пакувальні матеріали.

Деталі з'єднують контактним зварюванням із нагріванням шва до 175...185 °С. Міцність зварних швів за звичайної температури дорівнює міцності самого матеріалу. Деталі з поліетилену й полі-

пропілену виготовляють за температур 150...250 °С під тиском 7...20 МПа. Залежно від розмірів виробів їх видержують у формі протягом 10...30 с. Вироби складної конфігурації піддають термообробці в гарячій (70...80 °С) воді. Механічну обробку виконують на токарному верстаті за швидкості різання 700...1000 м/хв і швидкості подачі 0,1...0,2 м/об. Такий режим різання запобігає нагріванню деталей.

Фторопласти є високоякісними діелектриками. Найпоширеніші фторопласти -4, -4Д, -3, -3М. Вироби з фторопласту-4Д за всіма фізико-механічними властивостями ідентичні виробам із фторопласту-4. Фторопласт-3М і фторопласт-3 мають приблизно однакові механічні властивості (табл. 9.1). Деталі з цих полімерів (підшипники ковзання, прокладки, ущільнювачі тощо) виготовляють методом лиття або видавлювання (екструзії).

Поліаміди — це кристалічні пластики (капрон, нейлон та ін.), які мають високу стійкість проти олів, спирту, лугів, бензину, низький коефіцієнт тертя й високу міцність при стиранні, значну механічну міцність і пружність, демпфувальні властивості (табл. 9.2).

Таблиця 9.1

Механічні властивості деяких фторопластів

Механічні властивості	Фторопласт-3	Фторопласт-4
Температура плавлення, °С	208...210	327
Гранична робоча температура, °С:		
верхня	125	260
нижня	-195	-269
Температура руйнування, °С	310	415
Тимчасовий опір при розтяганні, МПа	35...40	14...35
Відносне видовження при розриві, %	30...200	250...500
Тимчасовий опір при статичному згинанні, МПа	60...80	11...14
Модуль пружності при згинанні, МПа	1160...1450	470...850
Ударна в'язкість, кДж/м ²	2...16	10
НВ	100...130	30...40

Таблиця 9.2

Механічні властивості деяких поліамідів

Механічні властивості	Поліамід 65 (нейлон)	Поліамід 6 (капрон)	Поліамід 68
Густина, г/см ³	1,14	1,14	1,13
Температура плавлення, °С	250...260	218...220	213...220
Теплостійкість, °С	55...60	50...55	60
Вологомісткість, %	від 1,2...1,6	від 3,5...4,0	від 2,5
Границя міцності, МПа при:			
розтяганні	70...100	60...65	45...50
стисканні	70...100	70...80	70...80
згинанні	80...100	70...90	80...90
Відносне видовження при розриві, %	500...100	200	100

Істотними недоліками поліамідів є їхні низька морозостійкість ($-35...-45\text{ }^{\circ}\text{C}$), нестійкість до розчинів кислот і окиснювачів, мала атмосферостійкість і різке зниження міцності за температури, вищої від $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. У процесі старіння поліамідні волокна жовтіють, втрачають еластичність і міцність. Причиною старіння є реакція волокна з киснем повітря, що прискорюється під дією сонячного випромінювання й підвищених температур.

Із поліамідного волокна виготовляють високоміцні шинні корди, трансмісійні стрічки, канати, щетини й рибальські сітки, шестерні, підшипники та різні деталі загального призначення.

Поліаміди — термопластики, які можуть експлуатуватися за температури $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ і вище, стійкі до олив, розчинників, слабких кислот, мають низький коефіцієнт тертя. З них виготовляють плівки, ущільнювальні елементи й різні деталі машин.

Поліформальдегід застосовують для виготовлення шестерень, підшипників, клапанів, кілець для кріплення кришок, рукояток, втулок та ін. Порівняно з поліамідом він має вищу морозостійкість, абсолютну водостійкість, стійкий до мінеральних олив і бензину, атмосферних впливів та окиснювальних середовищ. У розчинах кислот або лугів поступово руйнується.

Пентапласт виготовляють із формальдегіду. Він зберігає міцність до температури $100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Пентапласт хімічно стійкий, зокрема проти атмосферних впливів. Має таку саму водостійкість, як

і фторопласт, поліетилен і полістирол. Пентапласт використовують для виготовлення хімічно стійких труб, клапанів, вентилів, сепараторних кілець, підшипників, деталей годинникових механізмів.

Органічне скло — це світлопрозорі термопластичні матеріали, тверді, безбарвні, атмосферостійкі. Органічне скло відрізняється від силікатного низькою густиною, пружністю й відсутністю крихкості до 60 °С, високою світлопрозорістю, легкістю формування й механічної обробки, надійним зварюванням і склеюванням. Однак, на відміну від силікатного скла, має менші твердість і теплостійкість. Крім того, воно легкозаймисте. Органічне скло не руйнується у водних розчинах кислот і лугів, але дещо набухає в бензині й оливі, а також у спиртах. Розчинюється в дихлоретані, оцтовій кислоті й ацетоні. Листи з оргскла добре піддаються контактному зварюванню за температури 140...150 °С і тиску 0,5...1,0 МПа.

Промисловістю випускається органічне скло марки СОЛ, яке є пластифікованим аморфним поліметилметакрилатом. За температури понад 90...95 °С це скло починає деформуватися під навантаженням, його поверхня стає м'якою. За температури більш як 180 °С в органічному склі, внаслідок випаровування пластифікатора, утворюється газ, й на поверхні з'являються пухирці.

Оргскло рекомендують використовувати як пружний твердий світлопрозорий листовий матеріал, що працює в температурному інтервалі від -50 до +80 °С, а штампувати з нього вироби слід за температур 105...150 °С. Для штампування можна застосувати дерев'яні або пластмасові штампи, обтягнуті замшею.

Оргскло широко застосовують для виготовлення лінз, ілюмінаторів літаків та ін. Останніми роками створено нові види високоякісного органічного скла з високими експлуатаційними властивостями.

У промисловості широко використовують термопласти з різними наповнювачами (волокном, склотканиною тощо), а як зв'язувальну речовину застосовують термопластичні полімери. Наприклад, для підвищення міцності поліамідів до $\sigma_{ТЧ} = 90...150$ МПа їх армують скляним капроновим або лавсановим волокном. У шаруватих термопластах використовують склотканину. Наприклад, капрон у композиції зі склотканиною має $\sigma_{ТЧ} = 400...430$ МПа і працює за температури до 220 °С.

9.3.2 Термореактивні пластмаси (реактопласти)

Термореактивні пластмаси виготовляють на основі термореактивних полімерів (зв'язувальної частини) з різними наповнювачами. Найпоширенішими зв'язувальними речовинами є епоксидні, феноло-формальдегідні, кремнієорганічні й поліімідні смоли. Основними вимогами до цих речовин є високі адгезія, тепло- й хімічна стійкість, мала усадка. Теплостійкість реактопластів залежить від типу зв'язувальної смоли. Епоксидні смоли забезпечують тривалу експлуатацію за температур до 200 °С, феноло-формальдегідні — до 260 °С, кремнієорганічні — до 370 °С, поліімідні — до 350 °С.

Залежно від форми включень наповнювача реактопласти поділяють на порошкові, волокнисті й шаруваті.

У *порошкових реактопластах* (прес-порошках) як наповнювач використовують органічні (деревна мука, целюлоза) й мінеральні (кварц, азбест, графіт, крейда, тальк) порошки. Для надання певних властивостей застосовують комбінацію зв'язувальних смол, наприклад, феноло-формальдегідну смолу змішують з аніліноформальдегідною. Наповнювачем для сумішених смол є мінеральні порошки з азбесту, кварцу, крейди.

Порошкові реактопласти характеризуються невисокими механічними властивостями ($\sigma_{\text{ТЧ}} \approx 30..60$ МПа), низькою ударною в'язкістю й задовільними електроізоляційними властивостями. Відповідно до цього їх застосовують для виготовлення малонавантажених деталей, елементів несилкових конструкцій, електроізоляційних деталей. Прес-порошки на основі епоксидних смол застосовують для усунення дефектів лиття, в інструментальному виробництві для виготовлення оснастки, для відновлення зношених деталей і т. п.

Волокнисті реактопласти (табл. 9.3) поєднують у собі зв'язувальну речовину (смоли) й волокнистий наповнювач — бавовняні пачоси, азбоволокно. Їхня теплостійкість становить не більше ніж 130...140 °С. За температур понад 140 °С, особливо під навантаженням, відбувається термічна деструкція виробу, й міцність матеріалу істотно зменшується.

Таблиця 9.3

**Механічні властивості
деяких волокнистих реактопластів**

Механічні властивості	Волокніт	Азбоволокніт К-6	Фаоліт	Азбовініл	Волокніт К-41-5	Скловолокніт СВН-12
Густина, г/см ³	1,35...1,45	1,95	1,5...1,65	1,54...1,64	1,64	1,7
Теплостійкість, °С	110...120	200...250	150	150	350	150
Ударна в'язкість, кДж/м ²	9...11	18...21	3,5...5,5	3,5...4,5	18	30
Границя міцності, МПа, при:						
згинанні	50...60	70	30...60	—	50...60	160
стисканні	120...130	110	50...90	25...38	130	—
розтяганні	30...35	30	30	15...21	—	130

Азбоволокніти застосовують для виготовлення електроізоляційних виробів (контакторів, клемних коробок), що працюють за температур 200...300 °С в умовах електричного розряду. Крім того, азбоволокніти мають високі ударну міцність і фрикційні властивості й використовуються в гальмових пристроях.

Скловолокніти характеризуються високою хімічною й термічною (до 280 °С) стійкістю, а також високою міцністю ($\sigma_{ТЧ} = 80...500$ МПа).

Неорієнтовані скловолокніти містять коротке волокно, що дає змогу виготовляти деталі складної форми. Завдяки достатньо високій міцності такі скловолокніти використовуються для ущільнювачів насосів, силових електротехнічних деталей тощо.

Скловолокніти на основі скляних матів застосовують для виготовлення великогабаритних виробів простої форми (корпусів човнів, кузовів автомобілів і приладів і т. д.).

Орієнтовані скловолокніти (АГ-4С, ВМ-1) містять довгі волокна, які закономірно розташовуються окремими сталками, що склеюються між собою. Така структура дає змогу підвищити міцнісні характеристики порівняно зі звичайними склопластиками в 3...5 разів. Орієнтовані скловолокніти використовують для

виготовлення високоточних деталей складної конфігурації (в тому числі з різьбою).

Виготовляючи вироби технічного призначення, у фенолоформальдегідну смолу вводять такі наповнювачі, як папір, бавовняна тканина або деревний шпон. При виготовленні виробів побутового призначення зв'язувальною речовиною є сечовино-формальдегідна смола.

Шаруваті реактоласти (табл. 9.4) різняться видом наповнювача: *гетинакс* — із папером; *текстоліт* — із бавовняною тканиною; *азботекстоліт* — з азбестовою тканиною; *деревноволокнисті пластики* (ДВП) — із деревним шпоном; *склотекстоліт* — зі скляною тканиною. Із шаруватих пластмас зазвичай виготовляють пресовані листи, плитки різної товщини, труби різних діаметрів, диски.

Газонаповнені полімери (пінопласти) — це матеріали, що складаються з твердої полімерної матриці, в якій розподілені замкнені або сполучені (поропласти) комірочки (пори), наповнені вуглекислим газом або азотом.

Таблиця 9.4

Механічні властивості деяких шаруватих реактопластів

Механічні властивості	Деревноволокнистий пластик	Текстоліт	Азботекстоліт	Гетинакс
Густина, г/см ³	1,53	1,3...1,4	1,5...1,7	1,3...1,4
Вологомісткість, %	5...18	0,8...1,5	3	1...2,5
Гранична робоча температура (тривала), °С	110...120	110...120	200	110...120
Границя міцності, МПа, при:				
розтяганні	2,2...3,0	0,8...1,0	0,8	0,8...1,0
згинанні	2,8	1,2...14,5	1,2...1,7	1,0...1,3
стисканні	1,6...1,8	2,3...2,5	0,85	3,0...3,2
Модуль пружності при розтяганні, МПа	—	5000	20 000	10 000
Теплостійкість, °С	140...150	120...125	200	130...150

Пористої структури можна надати будь-якому полімеру, причому пінопласт буває еластичним, жорстким або напівжорстким.

Пінопласти виробляють під надлишковим або нормальним тиском і самоспіненням. Під надлишковим тиском у термопластичних полімерах утворюється пориста структура. Під нормальним тиском пінопласти виготовляють із полімерів-отверджувачів і термопластів, самоспіненням — із полімерів за інтенсивного виділення газу.

Пінопласти, на відміну від поропластів (губок), не є вологомісткими матеріалами, оскільки газові комірки в них ізольовані одна від одної. Завдяки низькій вологомісткості пінопласти зберігають діелектричні й високі теплоізоляційні властивості в умовах підвищеної вологості навколишнього середовища.

Пінопласти з полістиролу й поліхлорвінілу зберігають пористу структуру до температури 60 °С. Вище від цієї температури відбувається поступова дифузія газів, зростає об'ємна маса, збільшується усадка, унаслідок чого виріб жолобиться.

Пінопласти з полістиролу легкозаймисті, швидко набухають у бензині й оливі, розчиняються в різних органічних середовищах.

9.4

Гумотехнічні матеріали

9.4.1

Загальні відомості

Гумотехнічні матеріали — це продукти спеціальної обробки (вулканізації) суміші високопластичного полімеру — каучуку (натурального або синтетичних) з речовинами-вулканізаторами.

Процес вулканізації — це хімічна взаємодія вулканізатора з каучуком, у результаті якої речовини-вулканізатори (свинець, сірка, бензол) вступають у реакцію з макромолекулами, близько розташованими одна до одної, й завдяки цьому утворюються поперечні зв'язки між ними. Суміш каучуку з вулканізаторами називають *сирою гумою*. Як вулканізатор для виготовлення гум найбільше застосовується сірка.

Для надання гумам певних фізико-механічних і хімічних властивостей у них додають різні інгредієнти, а також застосовують різні методи обробки суміші. Основними інгредієнтами гумової суміші є: каучуки; регенерати; речовини-вулканізатори (тіокол поліізобутилен та ін.); прискорювачі вулканізації; підсилювачі; пом'якшувальні домішки; антистарітелі; барвники; поротворювальні речовини.

Регенератами називають продукти переробки старих гумових виробів. Вони є частковими заміниками каучуку й важливою сировиною у виробництві гумотехнічних матеріалів.

Вулканізація більшості *каучуків* відбувається в присутності сірки внаслідок нагрівання протягом певного часу до температури 120...200 °С. Залежно від умісту сірки дістають різну сітчасту структуру полімеру й, відповідно, різні властивості гуми: при 1...5 % S одержують м'яку високопластичну гуму; при 5...10 % S — напівтверду гуму. Максимальне насичення каучуку сіркою становить $\approx 30...35$ %. При цьому дістають тверді гуми (ебоніти), що мають високу стійкість проти ударних навантажень.

У присутності лише однієї сірки процес вулканізації відбувається дуже повільно. Для прискорення його в суміш додають у невеликій кількості (до 1...2 %) *прискорювачі вулканізації* (оксиди свинцю, магнію, полісульфіди), які найефективніші в присутності оксидів цинку. Завдяки прискорювачам вулканізації дістають міцніші й еластичніші гуми. Для ще більшого підвищення міцності гум, опору стиранню та інших механічних властивостей до гумових сумішей додають *підсилювачі* (активні наповнювачі) — сажу, каолін, цинкові білила, оксид цинку тощо.

Неактивні (інертні) наповнювачі (крейда, тальк) вводять для зменшення вартості гуми, а також підвищення їхньої тепло- й хімічної стійкості.

Пом'якшувальні домішки (пластифікатори) — це речовини, які полегшують обробку гумових сумішей і сприяють підвищенню їхньої однорідності. Як пластифікатори застосовують нафтопродукти (бітум, вазелін і вазелінове масло, парафін, стеарин та ін.) в кількості від 8 до 30 % маси каучуку.

Антистарітелі (антиоксиданти) вповільнюють процеси погіршення механічних властивостей (старіння) гумотехнічних матеріалів.

Барвники (мінеральні або органічні) додають для надання гумотехнічним виробам певного забарвлення (білого, жовтого, зеленого й т. д.).

Для одержання пористих гум додають *пороутворювальні речовини* (вуглекислий і двоуглекислий амоній).

9.4.2 Механічні властивості гум

Механічні властивості гум визначають за результатами випробувань на розтягання й на твердість.

Твердість оцінюють за деформацією при вдавлюванні затупленої голки або сталеві кульки діаметром 5 мм.

Випробуваннями на розтягання визначають границю міцності σ_Z , МПа, відносне видовження в момент розриву ε_Z , %, й залишкове відносне видовження θ_Z . Величина $Z = \sigma_Z \varepsilon_Z / 100$ характеризує міцність та еластичність гуми.

У процесі старіння під дією експлуатаційних факторів (світло, кисень, радіація, температура тощо) зміна фізико-механічних властивостей гум оцінюється за коефіцієнтом старіння $K_{ст}$, який визначають після видержки стандартних зразків за температури -70 °С протягом 144 год, що відповідає натуральному старінню впродовж 3 років:

$$K_{ст} = \frac{Z_1}{Z_2},$$

де Z_1 і Z_2 — значення характеристики гуми відповідно до й після старіння.

Морозостійкість гум визначають температурою крихкості $t_{кр}$, за якої гума втрачає еластичність і під дією ударних навантажень зазнає крихкого руйнування. Морозостійкість гум оцінюють коефіцієнтом K_M , який дорівнює відношенню видовження зразка δ_M за температури заморожування до видовження за кімнатної температури δ_0 : $K_M = \delta_M / \delta_0$. Кількість циклів навантаження, яке витримує гума без руйнування, називають опором утомленості.

До особливих властивостей гум належать дуже висока еластичність, яка пов'язана з еластичністю вихідного матеріалу — каучуку. Завдяки високій еластичності гуми здатні до великих оборотних деформацій. Наприклад, відносне видовження гум може досягати 1000...5000 % і більше. За невеликих деформацій модуль пружності гум становить 1...10 МПа, тобто набагато менший, ніж в інших матеріалів. Гуми мають дуже малу стисливість (здатність змінювати свій об'єм під дією всебічного тиску), і в практичних інженерних розрахунках їх вважають нестисливими. Коефіцієнт Пуассона для гум $\nu = 0,4...0,5$.

Крім зазначених особливостей, гуми здатні до багатоциклового деформування без зміни пружних властивостей, мають високий опір тертю, віброізоляційні й діелектричні властивості, стійкість в агресивних середовищах. Унаслідок нагрівання міцнісні властивості гум погіршуються. Органічні гуми в результаті нагрівання до 120...150 °С протягом 1...10 год втрачають свою міцність. Одночасна дія на гуми кисню, температури, навантаження спричиняє їх старіння.

Деталі з гум на основі синтетичних каучуків — прокладки, ущільнювачі тощо — здатні працювати тривалий час за температур до 250...300 °С. За низьких температур гуми практично втрачають еластичність і переходять у склоподібний стан.

Радіоактивне випромінювання також негативно впливає на властивості гум, що проявляється в підвищенні їхньої твердості й зменшенні пластичності. Повільніше старіють гуми на основі натуральних та синтетичних ізопренових каучуків.

9.4.3

Призначення й застосування гум

Розрізняють гуми загального й спеціального призначення (табл. 9.5).

До *гум загального призначення* належать:

- натуральний каучук (НК) — полімер ізопрену — $(C_5H_8)_n$;
- синтетичний каучук бутадієновий (СКБ) — $(C_4H_6)_n$;

Таблиця 9.5

Фізико-механічні властивості гум

Група	Каучук	Густина каучуку, кг/м ³	Границя міцності, МПа	Видовження, %		Температура, °С		Розбухання в суміші «бензин—бензол» за 24 год, %
				відносне	залишкове	робоча	крихкості	
Загального призначення	НК	910...920	24...34	600...800	25...40	80...130	-40...-62	—
	СКБ	900...920	13...16	500...600	10...45	80...150	-42...-68	—
	СКС	919...944	19...32	500...800	12...20	80...130	-48...-77	200...600
	СКІ	910...920	31,5	6000...800	28	130	-58	—
Спеціальні: оливо- й бензостійкі	Наірит	1225	20...26,5	450...550	10...20	100...130	-34	40...80
	СКН	943...986	22...33	450...700	15...30	1000...177	-48	20...70
	Тіокол	1300...1400	3,2...4,2	250...550	20...40	60...130	-40	2,4
хімічно стійкі теплостійкі	Бутилкаучук	920	16...24	650...800	30...45	До 130	-30...-70	Розбухає
	СКТ	1700...2000	35...80	360	4	250...325	-74	180
тепло- й хімічно стійкі зносостійкі	СКФ	1800...1900	7...20	200...400	2...10	250...325	-40	9...14
	СКУ	—	21...60	350...550	2...28	130	-21...-50	Не розбухає

- синтетичний каучук стирольний (СКС) — $(C_4H_6 + CH_2)$;
- синтетичний каучук ізопреновий (СКІ) — (C_5H_8) .

Такі гуми використовують для виготовлення шин, пасів, рукавів, ізоляції кабелів, конвеєрних стрічок та інших гумотехнічних виробів. Діапазон робочих температур виробів із гум загального призначення — від -35 до $+130$ °С. Такі вироби працюють у воді, повітрі, слабких розчинах кислот і лугів.

До *гум спеціального призначення* належать:

- *оливо- й бензостійкі* на основі хлоропренового каучуку (наїриту), синтетичного каучуку бутадієн-нітрильного (СКН) і полісульфідного каучуку (тіоколу). Такі гуми працюють у бензині, мастилах в інтервалі температур від -30 до $+130$ °С;
- *теплостійкі* на основі синтетичного каучуку теплостійкого (СКТ). Діапазон робочих температур СКТ становить від -60 до $+250$ °С;
- *морозостійкі* гуми на основі каучуків, які мають низькі температури склування, що дає змогу експлуатувати вироби за температур до $-50...-75$ °С;
- *зносоустійкі* гуми на основі поліуретанових каучуків (СКУ), які мають високі міцність, опір тертю, оливо- й бензостійкість. Робочі температури — від -30 до $+130$ °С. Гуми підвищеної зносоустійкості застосовують для виготовлення конвеєрних стрічок, автомобільних шин, взуття тощо.

9.5 Клеї й герметики

Клеї й герметики належать до кльових речовин і широко застосовуються в промисловості для склеювання металевих і неметалевих конструкційних елементів, ущільнення й герметизації з'єднань різної конструкції, приладів, агрегатів тощо.

Клеями (адгезивами) називають композиції, які застосовують для з'єднання різних матеріалів за рахунок утворення міцного ад-

Характеристика деяких видів клеїв

Клей	Склеювані матеріали	Режим склеювання			Характеристика з'єднання		
		Температура, °С	Видержка, год	Тиск, МПа	Границя міцності при зсуві, МПа	Термостійкість, °С	Середовище, в якому з'єднання тривало стійке
<i>Термореактивні клеї</i>							
Феноло-формальдегідний	Деревина, пористі матеріали	20	4...6	0,2...0,4	10...15	75...100	Вода, бензин, оливи, спирти, вуглеводневі сполуки
Феноло-полівініл-ацетатний	Метали, пластмаси тощо	140...120	0,5...1	0,8...2	15...30	200...250	Вода, бензин, оливи, гас, спиртоводогліцеринові суміші
Епоксидний	Метали, неметалеві матеріали	20	24	0,03...0,3	10...13	60...250	Вода, оливи, спирти, вуглеводневі сполуки
Поліуритановий	Те саме	20	24	0,05...0,5	10...20	75...125	Вода, бензин, оливи, вуглеводневі сполуки
Кремніорганічний	Метали, пластмаси, азбоцемент тощо	120...250	1...3	0,3...0,8	10...17,5	350...1200	Вода, бензин, оливи, спирти, вуглеводневі сполуки

Закінчення табл. 9.6

Клей	Склеювані матеріали	Режим склеювання			Характеристика з'єднання		
		Температура, °С	Видержка, год	Тиск, МПа	Границя міцності при зсуві, МПа	Термостійкість, °С	Середовище, в якому з'єднання тривало стійке
<i>Термопластичні клеї</i>							
Поліетиленовий	Алюміній, тканини тощо	200	0,5...1	0,3...0,5	15...25	50...60	Вода, оливи, спирти
Карбонільний	Метали, кераміка, пластмаси	20	24	0,15	10...15	50...60	Палива, оливи
Полібензimidазольний	Метали, склопластики	150...400	3...5	0,07...0,14	15...30	350...540	Вода, мінеральні оливи, розчини солей
Перхлорвініловий	Плівкові матеріали, пластмаси	20	6...24	0,01...0,3	—	50...60	Вода, оливи, спирти, вуглеводневі сполуки

гезійного зв'язку (від лат. adhaesio — прилипання — виникнення зв'язку між поверхнями двох різнорідних тіл у результаті міжмолекулярної взаємодії) *між їхніми поверхнями та клейовим прошарком*. До складу клеїв входять плівкоутворювальна основа, розчинники, пластифікатори, отверджувачі, наповнювачі й домішки.

Клеї класифікують за видом основи, на якій їх виготовлено: *органічні й неорганічні*. Оскільки основа більшості клеїв органічна, їх розподіляють за видом полімеру на *термопластичні й термореактивні* (табл. 9.6), *холодного й гарячого тужавіння*. Виокремлюють також клеї для застосування в звичайних температурних умовах (до 100 °С) і термостійкі. Термостійкість клеїв на основі епоксидних смол становить до 150 °С, фенолоальдегідних — до 350 °С, фенольних і кремнієорганічних — до 700...1000 °С.

Найважливішими експлуатаційними властивостями клеїв є стійкість проти старіння, водо- й атмосферостійкість, тривала міцність під навантаженням і втомленісна довговічність. Ці характеристики прогнозують за результатами стандартних випробувань.

Технологія утворення клейових з'єднань передбачає операції виготовлення клеїв, підготовки поверхонь, нанесення клеїв, приведення з'єднаних поверхонь у контакт, тужавіння клейового шару.

За складом плівкоутворювальної речовини розрізняють клеї смоляні й гумові. Основу смоляних клеїв становлять термореактивні смоли (феноло-формальдегідні, фенолокаучукові, фенолокремнієорганічні, епоксидні та ін.).

Неорганічні клеї (фосфатні, керамічні, силікатні) утворюються на основі концентрованих водних розчинів неорганічних полімерів і є високотемпературними.

Герметиками (табл. 9.7) *називають пастоподібні або в'язкотекучі маси на основі полімерів, які тверднуть або вулканізуються в зазорах конструкцій, утворюючи еластичні прошарки або покриття, що запобігають витіканню робочих середовищ*. Герметики посідають проміжне місце між гумами й клеями. Основою найпоширеніших сучасних герметиків є синтетичні високомолекулярні каучуки.

Таблиця 9.7

Характеристика герметиків

Герметик	Матеріали, що герметизуються	Густина, кг/м ³	Границя міцності при розриві, МПа	Відносне видовження, %	Опір відриву, МПа	Температура експлуатації, °С
Тіоколовий	Метали, неорганічне й органічне скло	1400...1950	1,2...5,5	150...600	1...3	-60...+130
Силоксановий	Метали, силікати, склопластики	700...2250	0,1...2,0	80...600	0,3...2	-60...+300
Фторовмісний	Метали	1400...1900	0,8...3,0	70...200	0,06...0,25	-60...+250
Невисихаючий поліізобутиленовий	Метали, неорганічні матеріали	1100...2400	0,01...0,1	430...480	0,01	-50...+120
Висихаючий бутадієнстирольний	Метали, гуми, деревина	1000...1100	5...10	600...800	1,3...3,5	-70...+70

Залежно від природи полімеру розрізняють герметики, що самовулканізуються, висихаючі й невисихаючі.

Герметики, що самовулканізуються, — це термореактивні матеріали, які внаслідок нагрівання під дією отверджувачів необоротно переходять в еластичний експлуатаційний стан. До них належать рідкі тіоколи, силоксанові й фторсилоксанові каучуки тощо.

Невисихаючі герметики — це термопластичні матеріали, які оборотно переходять із в'язкотекучого стану в пластичний або пластоеластичний експлуатаційний стан. Їх основу становлять високо- й низькомолекулярні каучуки — поліізобутиленовий, етиленпропіленовий, бутилкаучук і т. п.

Висихаючі герметики також належать до термопластичних матеріалів і є розчинами гумових сумішей в органічних розчинниках, але, на відміну від герметиків, що не висихають, перебувають в елас-

тичному експлуатаційному стані. В разі додавання розчинника вони знову переходять у в'язкотекучий стан. Такі герметики дістають на основі високомолекулярних синтетичних каучуків, що вулканізуються (бутадиєн-стирольних, бутадиєн-нітрильних, хлоропренових та ін.).

За ступенем пружності герметики поділяють на *еластичні, пластичні й еластопластичні*.

До основних експлуатаційних властивостей герметиків належать:

- життєздатність (період часу, доки зберігаються їхні властивості);
- газонепроникність за робочих температур і в різних середовищах;
- технологічність і легкість обробки;
- адгезія до герметизованих поверхонь;
- міцність на розрив і відносне видовження при розтяганні.

Процес герметизації складається з виготовлення герметика, підготовки поверхні, нанесення герметика, його вулканізація або тужавіння.

У сучасному машинобудуванні герметики широко застосовуються для ущільнення болтових, клепаних, різьбових, фланцевих та інших з'єднань, бензобаків, кузовів транспортних засобів і т. д.

9.6 Силікатні матеріали

9.6.1 Неорганічне скло

Неорганічне скло — це прозорий крихкий матеріал, який одержують унаслідок остигання розплаву, що містить склоутворювальні компоненти (зазвичай оксиди кремнію, бору, алюмінію, титану тощо) й оксиди металів (літію, калію, натрію, кальцію, магнію, свинцю). Його класифікують за вмістом склоутворювальних компонентів (силікатне, алюмо-, боросилікатне й т. ін.).

Структура скла характеризується невпорядкованим розміщенням атомів і молекул під час склоутворювального тверднення. Звичайне силікатне скло має густину 2,5...2,6 г/см³, а кварцове — 2,3 г/см³. Значну густину має оптичне скло, яке містить оксиди свинцю й барію. Густина скла з $\approx 80\%$ PbO становить 8 г/см³.

Механічні властивості скла: границя міцності при стисканні $\sigma_{ст} = 200$ МПа, при розриві — $\sigma_p = 30...70$ МПа, при згинанні — $\sigma_{зг} = 30...100$ МПа. Теплопровідність скла дуже мала. Коефіцієнт лінійного розширення різного скла в інтервалі температур 15...100 °С становить $(5...150)10^{-7}$.

Термічну стійкість скла визначають охолодженням у воді після нагрівання до певної температури. Промислове листове скло стійке при 40...80 °С, хіміко-лабораторне — до 120 °С, кварцове — до 1000 °С.

Скло здатне взаємодіяти з різними речовинами, нанесеними на його поверхню. Розчини лугів, соди, поташу, фосфатів та фтористоводневої кислоти інтенсивно руйнують скло. Хімічна стійкість скла залежить від його складу й температури нагрівання.

Неорганічне скло характеризується слабкою електропровідністю, тому належить до діелектриків. Чимало видів скла, наприклад кварцове, боросилікатне та інші, є добрими ізоляторами.

До важливих фізичних властивостей скла належать розсіювальна, відбивна, поглинальна здатність, світлопроникність. Ці властивості зумовлюють широке застосування скла в різних галузях народного господарства й у побуті.

Істотними недоліками скла є його низькі механічна міцність і термічна стійкість. Поліпшити механічні й термічні властивості скла можна зміною його складу. Механічні властивості скла істотно підвищуються його гартуванням, що полягає в рівномірному нагріванні з наступним охолодженням струменями холодного повітря або іншими способами. Підвищення міцності скла внаслідок гартування зумовлене виникненням в його поверхневих шарах внутрішніх напружень.

Міцність загартованого скла підвищується порівняно з відпаленим у 5...8 разів залежно від його товщини. Гартуванню підлягає скло завтовшки від 4 до 20 мм і більше. Звичайне промислове скло для гартування нагрівають в електропечах до 610...650 °С і потім швидко й рівномірно охолоджують струменями холодного повітря в спеціальних камерах.

Зміцнюють скло також хімічним способом за рахунок поліпшення стану його поверхні, тобто за допомогою різних хімічних реагентів усувають поверхневі дефекти розчиненням поверхневого шару на глибину 50...150 мк. Міцність скла після такої обробки збільшується в 4...5 разів.

За переважним застосуванням неорганічне скло поділяють на кварцове, безосколкове, електропровідне, піноскло, скляне волокно та ін.

Кварцове скло складається з діоксиду кремнію, що перебуває в склоподібному стані. В такому склі міститься близько 0,05 % домішок. Механічна міцність кварцового скла внаслідок нагрівання до 1200 °С зростає й за цієї температури стає на 50...60 % вищою, ніж міцність скла за кімнатної температури. Кварцове скло має максимальну теплопровідність, а його коефіцієнт термічного розширення в 10...20 разів менший, ніж у звичайного промислового скла. Цим зумовлюється висока термічна стійкість кварцового скла (нагріте до 1000 °С воно витримує різке охолодження).

Безосколкове скло складається з кількох шарів звичайного промислового скла, склеєних прозорим еластичним і пружним проміжним шаром органічного полімеру. Широко застосовують тришарове скло, яке виготовляють склеюванням двох листів звичайного скла за температури 100 °С полімерними прокладками. У разі руйнування такого скла під дією ударів або сильних коливань осколки утримуються на місці завдяки еластичній полімерній прокладці. Склеюють не тільки плоскі, а й гнуті, сферичні, параболічні листи безосколкового скла. Застосовують його переважно на транспорті.

Для виготовлення важливих ізоляторів застосовують кварцове скло. Однак технологія виготовлення його досить складна, а вартість висока. Тому широко використовують *електропровідне скло*, виготовлене зі звичайного низьколужного скла, загартованого або відпаленого. Такі ізолятори мають досить високу механічну міцність і застосовуються на високовольтних лініях електропередач. Електропровідне скло застосовують у конструкціях обігрівачів різних транспортних засобів. Зі скла з електропровідними покриттями виготовляють посуд, прилади, апарати, призначені для нагрівання рідин, тощо.

Піноскло виготовляють з промислового скла, в яке додають від 0,2 до 3 % газоутворювачів (тонко подрібнений вапняк, крейда, вугілля, кокс або сажа). Скляний порошок, змішаний із газоутворювачами, спікають за температури 700...900 °С. Піноскло має достатню хімічну стійкість, не горить, його можна експлуатувати за температур до 500 °С, а спеціальні його види — до 800...1000 °С. Піноскло є надійним плавучим матеріалом. Його застосовують також для ізоляції машин, установок, будов і споруд.

Скляне волокно виробляють із розплавленого скла протягуванням крізь спеціальні фільтри й розділенням струменів скломаси потоками стисненого повітря, перегрітої пари або розпечених газів. Скляне волокно має вищу міцність при розтяганні, ніж бавовняне або шовкове, високі тепло-, звукоізоляційні й діелектричні властивості, малу гігроскопічність, хімічно стійке й не горить.

За призначенням скляне волокно поділяють на текстильне, тепло- й звукоізоляційне. Середній діаметр елементарних волокон становить від 0,1 до 30 мкм. Зі скловолокна виготовляють скляну вату, мати, плити, рулонні матеріали, шкаралупи, полотно скловолонисте, склотканини, електроізоляційні тканини, тканини для конструкційних склотекстолітів, джгутові й фільтрувальні тканини, тканини для очищення повітря й газів від пилу та інших домішок, звукоізоляційні й світлотехнічні тканини для захисних антикорозійних покриттів. Скловолокно є також ефективним матеріалом для виготовлення щіток для шліфування й полірування різних матеріалів.

Склокристалічні матеріали, що дістають унаслідок повної або часткової кристалізації скла, мають високі міцність і термічну стійкість, а також добрі діелектричні й хімічні властивості. Ці матеріали відомі під назвою *ситали* (термін утворено з частин слів «скло» й «кристал»).

Щоб утворилися ситали, до скла додають фториди й фосфати лужних і лужноземельних металів (FeS , TiO_2 та ін.). Введені речовини стають центрами кристалізації й забезпечують одержання склокристалічних матеріалів.

Склокристали виготовляють зі спеціального скла, петроситали — з гірських порід, шлакоситали — з металургійних і паливних шлаків.

За призначенням ситали поділяють на технічні, будівельні, для тари, для посуду й т. д. Із ситалів виробляють труби для різних теплообмінників (наприклад, із великим перепадом температур), підшипники, що добре працюють без мащення за температур, близьких до 540 °С, під навантаженнями, що становлять понад 50 % навантажень, які витримують сталеві підшипники. Із ситалів можна виготовляти також поршні й циліндри для двигунів внутрішнього згоряння, друкарські матриці, фільтри для протягування штучного волокна, різну тару, хімічну апаратуру й насоси, електронагрівачі, радіо- й електротовари.

Ситали широко застосовують як конструкційні матеріали в машинобудуванні, приладобудуванні, в цивільному й промисловому будівництві.

9.6.2 **Технічна кераміка**

Технологія виготовлення керамічних виробів полягає у формуванні їх із вихідних порошкоподібних матеріалів різними методами й спіканні (випалюванням) для надання каменеподібного стану. Керамічні вироби широко застосовуються в металургійній, машинобудівній, радіотехнічній та інших галузях промисловості. В металургійній промисловості як вогнетривкі футерувальні матеріали застосовують динасові, високоглиноземисті, шамотні, магнезіальні й вуглецеві вогнетриви.

Кераміку з чистих оксидів (алюмінію, берилію, магнію, кальцію, хрому, діоксиду цирконію та ін.) широко застосовують у різних галузях промисловості. Такі вироби мають високі температуру плавлення (понад 2000 °С), корозійну й термічну стійкість і діелектричні властивості.

Кераміка з оксиду алюмінію (корундова) має високу міцність, яка зберігається за високих температур, хімічно стійка, відмінний діелектрик. Вироби з неї широко використовують у різних галузях техніки: різці, що працюють за великих швидкостей різання, калібри, фільтри для протягування сталевого дроту, деталі високотемпературних печей, підшипники пічних конвеєрів, деталі насосів, запальні свічки в двигунах внутрішнього

згоряння. Кераміку зі щільною структурою використовують як вакуумну, з пористою — як термоізоляційний матеріал. У корундових тиглях виплавляють різні метали, оксиди, шлаки. Корундовий матеріал мікроліт (ЦМ-332) має значно кращі властивості, ніж інші інструментальні матеріали: його густина — до 3960 кг/м^3 , $\sigma_{\text{ст}}$ — до 5000 МПа , твердість — HRA 92...93 і червоностійкість — до $1200 \text{ }^\circ\text{C}$. З мікроліту виготовляють різцеві пластинки, фільтри, насадки, сопла, матриці тощо.

Кераміка з оксиду цирконію слабокислотної або інертної природи має низький коефіцієнт теплопровідності. Рекомендовані температури застосування — $2000\text{...}2200 \text{ }^\circ\text{C}$. Її використовують для виготовлення вогнетривких тиглів для виплавляння металів і сплавів, як теплової ізоляції печей, апаратів і реакторів, як покриття металів для захисту їх від дії температур.

Кераміка з оксидів магнію й кальцію стійка проти дії основних шлаків різних металів, у тому числі й лужних. Її термічна стійкість низька. Оксид магнію за високих температур леткий, а оксид кальцію здатний до гідратації навіть на повітрі. З такої кераміки виготовляють тиглі; крім того, MgO застосовують для футерування печей, пірометричної апаратури тощо.

Кераміка з оксиду берилію характеризується високою теплопровідністю, що забезпечує їй високу термостійкість. Міцнісні властивості матеріалу невисокі. Оксид берилію має здатність розсіювати іонізуюче випромінювання, має високий коефіцієнт сповільнення теплових нейтронів. Застосовується для виготовлення тиглів для виплавляння деяких чистих металів, як вакуумна кераміка в ядерних реакторах.

Кераміка з оксидів торію й урану має високу температуру плавлення, але характеризується високою густиною й радіоактивністю. Ці види кераміки використовуються для виготовлення тиглів для виплавляння родію, іридію та інших металів, у конструкціях електропечей (ThO_2), для тепловидільних елементів в енергетичних реакторах (UO_2).

Безкиснева кераміка — це тугоплавкі сполуки металів із вуглецем (MeC) — карбіди, з бором (MeB) — бориди, з азотом (MeN) — нітриди, з кремнієм (MeSi) — силіциди, із сіркою (MeS) — сульфіди. Ці сполуки характеризуються високими вогнетривкістю ($2500\text{...}3500 \text{ }^\circ\text{C}$), твердістю (досягає твердості алмазу) й зносостій-

кістю в агресивних середовищах. Матеріали мають високу крихкість. Опір окисненню (окалиностійкість) карбідів і боридів становить приблизно 900...1000 °С. Силіциди здатні витримувати температуру 1300...1700 °С.

Із *карбідів* широко застосовуються карбід кремнію — карборунд (SiC). Він має високі жаростійкість (1500...1600 °С), кислотостійкість, твердість і нестійкий у лужних середовищах. Використовується як нагрівальні стержні, захисні покриття графіту, абразив.

Бориди мають металеві властивості; їхня електропровідність дуже висока. Вони кислото- й зносостійкі, тверді.

Нітриди є неметалевими високотермостійкими матеріалами, мають низькі тепло- й електропровідність. За звичайної температури це ізолятори, а за високих — напівпровідники. З підвищенням температури коефіцієнт лінійного розширення й теплоємність підвищуються. Твердість і міцність нітридів менші, ніж карбідів і боридів. У вакуумі за високих температур вони розпадаються, стійкі проти окиснення й дії металевих розплавів.

Силіциди відрізняються від карбідів і боридів напівпровідниковими властивостями, окалиностійкістю, вони стійкі проти дії кислот і лугів. Їх можна застосовувати за температури 1300...1700 °С. Наприклад, зі спеченого силіциду молібдену (MoSi₂) виготовляють лопатки газових турбін, соплові вкладиші двигунів; його використовують як твердий мастильний матеріал для підшипників, захисних покриттів тугоплавких металів від високотемпературного окиснення.

Із *сульфідів* найширше застосовується дисульфід молібдену (MoS₂), що має високі антифрикційні властивості. Його використовують як сухий вакуумостійкий мастильний матеріал. Робочі температури на повітрі — від -150 до 435 °С, у вакуумі — до 1100 °С, в інертному середовищі — до 1540 °С.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

- 1 Що таке полімери й як їх класифікують?
- 2 Як форма макромолекул полімерів впливає на їхні властивості?
- 3 Як поділяють полімери щодо нагрівання й за полярністю?
- 4 Які особливості фізико-механічних властивостей полімерних матеріалів порівняно з металевими сплавами?
- 5 Що таке термомеханічні криві полімерів і що з їх допомогою визначають?
- 6 Що таке пластмаси? За якими ознаками їх класифікують?
- 7 Які матеріали належать до термопластів і в чому їхні особливості?
- 8 Що таке реактопласти й як їх поділяють за формою включень наповнювача?
- 9 Яке застосування пластмас?
- 10 Які основні інгредієнти гумової суміші?
- 11 Які особливості фізико-механічних властивостей гум?
- 12 Як класифікують гуми за призначенням?
- 13 Які особливості застосування клеїв і герметиків?
- 14 Як класифікують клеї й герметики?
- 15 Що таке неорганічне скло? Які його властивості, різновиди, способи зміцнення й застосування?
- 16 Які є види технічної кераміки й у чому полягають особливості її застосування?

Розділ

10

Композиційні матеріали

10.1

Загальні положення

Розробка принципово нових конструкційних матеріалів із наперед заданими властивостями — одна з основних передумов науково-технічного прогресу в усіх галузях сучасної техніки. У зв'язку з цим останніми десятиліттями велика увага приділяється створенню композиційних (від лат. *compositio* — сполучення) матеріалів (КМ), що характеризуються властивостями, яких не мають традиційні матеріали. Застосування КМ дає змогу різко підвищити міцність, твердість, опір ударним навантаженням багатьох конструкцій, регулювати в широких межах тепло- й електропровідність, магнітні, ядерні та інші властивості матеріалів.

Композиційними називають матеріали, утворені об'ємним сполученням хімічно різнорідних компонентів із чіткою межею поділу між ними, які характеризуються властивостями, котрих не має жоден із компонентів, взятий окремо.

До композиційних належить порівняно невелика група матеріалів — полімери, метали, кераміка й вуглець, армовані волокнами, а також наповнені полімери, псевдо- й дисперснозміцнені сплави. Відмінність більшості КМ від традиційних матеріалів полягає в тому, що процес їх виготовлення може бути поєднаний із процесом виготовлення виробу. Це стосується насамперед армованих матеріалів і псевдосплавів.

Властивості КМ залежно від умісту компонентів, їхньої геометрії й орієнтації, а також технології виготовлення можуть

змінюватися в дуже широких межах, завдяки чому відкривається можливість створення спеціального матеріалу для якоїсь певної конструкції.

10.2

Структура композиційних матеріалів

Розробляючи нові КМ, проектуючи й виготовляючи конструкції з них, необхідно попередньо оцінити властивості композитів за відомими властивостями й концентраціями їхніх компонентів.

Залежно від геометрії та взаємного розташування компонентів КМ можуть бути ізотропними й анізотропними.

До *ізотропних* КМ належать дисперснозміцнені сплави, псевдосплави й хаотично армовані матеріали. Зміцнювання хаотично армованих КМ здійснюється короткими (дискретними) частинками голчастої форми (відрізки волокон або ниткоподібні кристали — «вуса»), довільно орієнтованими в просторі. При цьому КМ стають квазіізотропними, тобто анізотропними в мікрооб'ємах, але ізотропними в об'ємі всього виробу.

До *анізотропних* КМ належать армовані матеріали, в яких волокна орієнтовані в певних напрямках.

Анізотропія КМ є конструкційною, тобто створюється спеціально для виготовлення конструкцій, в яких найраціональніше її використовувати. На відміну від конструкційної, технологічна анізотропія виникає внаслідок пластичного деформування ізотропних матеріалів, а фізична, властива, наприклад, кристалам, пов'язана з особливостями будови їхньої кристалічної решітки.

У техніці використовують переважно анізотропні КМ із певною симетрією властивостей. Вивчаючи їхні фізико-механічні властивості, вважають, що реальний матеріал, зазвичай дуже неоднорідний, є деяким ідеальним суцільним однорідним середовищем, що характеризується симетрією будови й властивостей.

Якщо один із компонентів безперервний у всьому об'ємі КМ, а інший — переривчастий, роз'єднаний, то перший компонент називають *матрицею*, а другий — *армувальним елементом*, або *ар-*

матурою. Арматура не обов'язково зміцнює КМ: її вводять у матеріал для зміни його властивостей.

Є КМ, до яких поняття матриці й арматури незастосовні. Наприклад це стосується шаруватих КМ, які складаються із шарів, що чергуються, або двох металевих сплавів чи псевдосплавів, котрі мають каркасну структуру. Ці матеріали одержують насичуванням пористої заготовки більш легкоплавкими компонентами. Їхня структура становить два взаємопроникних безперервних каркаси.

Загальна назва композиційних матеріалів зумовлюється матеріалом матриці: КМ із металевою матрицею називають *металевими* (МКМ), із полімерною — *полімерними* (ПМК), із неорганічною — *неорганічними* (НКМ).

Композиційні матеріали, що містять два чи більше різних за складом або за природою армувальних елементи, називають *поліармованими* (*гібридними*). Такі КМ можуть бути «простими», якщо армувальні елементи мають різну природу, але однакову геометрію (наприклад, скловуглепластик — полімер, армований скляними й вуглецевими волокнами), та *комбінованими*, якщо армувальні елементи мають і різну природу, й різну геометрію (наприклад, бороалюміній із прошарками титанової фольги).

Композиційні матеріали поділяють на чотири групи: з каркасною, матричною, шаруватою й комбінованою структурою. До КМ із *каркасною структурою* належать псевдосплави, одержані методом насичування; із *матричною* — дисперснозміцнені й армовані матеріали; із *шаруватою* — композиції з набору шарів фольги, що чергуються, або листів матеріалів різної природи чи складу; із *комбінованою* — матеріали, що становлять комбінацію перших трьох груп (наприклад, псевдосплави, каркас яких зміцнений дисперсними вclusions, поєднують каркасну й матричну структуру).

Композиційні матеріали з матричною структурою можуть бути армовані елементами, що мають хаотичну орієнтацію в просторі (гранулами, дискретними чи безперервними волокнами або пластинами). В цьому разі КМ є ізотропними або квазіізотропними.

Композиційні матеріали з матричною структурою, зміцнені армувальними елементами, що певним чином орієнтовані в просторі, є впорядковано армованими. Їх розподіляють на одно-

вісно-, або однонапрявлено-армовані (з розташуванням волокон уздовж однієї осі), двовісно-армовані (з площинним розташуванням арматури) й тривісно-армовані (з об'ємним розташуванням арматури).

Переваги волокнистої арматури полягають у високій міцності й можливості спрямованого зміцнення, що є необхідною конструкційною вимогою й забезпечує максимальне використання властивостей волокон. Недоліком є те, що волокна здатні ефективно передавати навантаження тільки в напрямі своєї осі, тоді як у перпендикулярному напрямі зміцнення найчастіше не досягається, а іноді навіть відбувається знеміцнення. Волокна, що використовуються як арматура, мають характеризуватися такими властивостями: високою температурою плавлення, малою густиною, високою міцністю в усьому інтервалі робочих температур, технологічністю, мінімальною розчинністю в матриці, високою хімічною стійкістю, відсутністю фазових перетворень у зоні робочих температур, нетоксичністю в процесі виготовлення й експлуатації.

Для армування застосовують ниткоподібні кристали, металевий дріт, волокна (неорганічні й органічні).

Ниткоподібні кристали («вуса») мають діаметр від часток мікрометра до кількох мікрометрів і довжину від часток міліметра до кількох сантиметрів. Поки що вони обмежено застосовуються як армувальні елементи конструкційних матеріалів.

Металевий дріт (зі сталі, вольфраму, молібдену та інших металів) має велику густину й меншу міцність, ніж «вуса», однак завдяки вищій технологічності й порівняно невисокій вартості виготовлення випускається промисловістю у великих обсягах і широко використовується як арматура, особливо для КМ на металевій основі.

Полікристалічні *неорганічні волокна*, як і металевий дріт, випускаються у великих кількостях. Їхнім недоліком є висока чутливість до механічних пошкоджень. Разом із тим завдяки малій густині, високій міцності, хімічній стійкості різні волокна (вуглецеві, борні, скляні, карбідокремнієві, кварцеві) широко використовуються для армування пластмас і металів. *Органічні волокна* застосовують для армування полімерів.

Роль матриці в армованих композиціях полягає в наданні виробу необхідної форми й забезпеченні монолітності системи.

Матриця, поєднуючи в одне ціле численні волокна, дає змогу композиції сприймати різного роду зовнішні навантаження (розтягання, стискання, згинання, зсув) і водночас сама бере участь у створенні несучої здатності композиції, передаючи зусилля на волокна. За рахунок пластичної матриці відбуваються передавання зусиль від зруйнованих або дискретних (коротких) волокон сусіднім волокнам і зменшення концентрації напружень поблизу різних дефектів.

Матриця також виконує роль покриття, що захищає волокна від механічних пошкоджень і окиснення. Крім того, матриця забезпечує міцність і твердість системи під дією розтягальних чи стискальних навантажень у напрямі, перпендикулярному до армувальних елементів. Коли розтягальне навантаження спрямоване вздовж осі волокон, розташованих паралельно одне одному, для досягнення ефекту зміцнення граничне видовження матриці має, як мінімум, дорівнювати відносному видовженню волокон, щоб забезпечити монолітність системи. Якщо ж навантаження діє перпендикулярно до осі волокон, то ця вимога виявляється недостатньою. В цьому разі навантаження передається від волокон тільки через матрицю, й чим більше концентрація волокон і відношення модулів пружності матеріалів волокна й матриці, тим більшою має бути гранична деформація матриці.

10.3 **Композиційні матеріали** **з металевою матрицею**

Як матриці для металевих композиційних матеріалів (МКМ) найширше використовують алюміній, магній, титан, нікель, кобальт. Армування металів високоміцними й високомодульними волокнами дає змогу комплексно поліпшити їхні фізико-механічні властивості: підвищити границю міцності, границю текучості, модуль пружності, границю витривалості, розширити інтервал робочих температур.

МКМ на основі алюмінію. Використання алюмінію як матричного (зв'язувального) матеріалу зумовлене широким застосу-

ванням його в техніці, можливістю регулювання властивостей алюмінієвих сплавів термічною обробкою й висока технологічність обробки (практично всі види обробки тиском, лиття й порошкової металургії).

Для одержання з МКМ «алюміній—сталеві волокна» заготовок типу «сендвіч», що складаються із шарів алюмінієвої фольги, які чергуються з волокнами, найчастіше застосовують прокатку, динамічне гаряче пресування, зварювання вибухом, дифузійне зварювання. Армування короткими волокнами здійснюють методами порошкової металургії — пресуванням із наступною екструзією або прокаткою заготовок. Міцність таких МКМ визначається в основному міцністю волокон.

Армування сталевим дротом із границею міцності, більшою за 3500 МПа, дає змогу підвищити границю міцності композиції до 1400...1550 МПа. При цьому матеріал зберігає пластичність. Наприклад, армуванням сплаву АМгб сталевим дротом (об'єм волокон $V_B = 45 \%$, діаметр 0,1 мм) вдається досягти границі міцності композиції 1500 МПа і відносного видовження 4,2 %. Високі показники міцності ($\sigma_{T1} = 1600...1750$ МПа) досягнуто в МКМ, в яких алюмінієва матриця армована сталевим дротом із границею міцності 4000...4200 МПа.

Однонапрявлено армовані МКМ мають високі міцнісні властивості тільки в разі дії навантаження вздовж волокон. Міцність МКМ у напрямі, перпендикулярному до осі волокон, визначається міцністю матриці.

Поперечну міцність однонапрявлено-армованих сталєалюмінієвих матеріалів можна збільшити зміцнювальною термічною обробкою, яка підвищує також і поздовжню міцність. Режими термообробки відповідають режимам, прийнятним для матеріалів матриць. При цьому додаткове зміцнення найбільше тоді, коли температура нагрівання під гартування для матричного сплаву відповідає температурі зміцнювального відпускання (старіння) для матеріалу волокон. Так, унаслідок гартування МКМ зі сплаву В95, зміцненого арматурою зі сталі 12Х18Н9Т ($V_B = 10 \%$), границя міцності додаткового підвищується на 150 МПа.

Щоб досягти потрібної регульованої анізотропії властивостей сталєалюмінієвих композицій (як і МКМ на іншій основі), як армувальні елементи найефективніше використовувати сітки.

При цьому пластичність МКМ досить висока як у поздовжньому, так і в поперечному напрямках.

МКМ «алюміній—кремнеземні волокна» одержують пропусканням волокна крізь розплав матриці з наступним гарячим пресуванням. Тиск пресування становить 70...85 МПа, температура — 450 °С. Границя міцності МКМ Al—50 % SiO₂ за кімнатної температури дорівнює 830 МПа, а при 500 °С — 280 МПа. Цей МКМ в умовах тривалих навантажувальних і високих температур значно міцніший за матеріали типу САП: при 300 °С і видержці 120 год під навантаженням граничне руйнівне напруження для композиції Al—50 % SiO₂ становить 380 МПа, а для САП — 160 МПа. Модулі пружності кварцових і скляних волокон мало змінюються аж до температури 500 °С. Тому МКМ із волокнами на основі SiO₂ доцільно застосовувати за підвищених температур. Повзучість цих МКМ за температур 200...300 °С на два порядки нижча, ніж неармованої матриці. МКМ Al—SiO₂ мають добрі демпфувальні властивості.

МКМ «алюміній—борні волокна» (рис. 10.1) належать до найперспективніших конструкційних матеріалів, оскільки вони мають високі міцність і твердість за температур до 400...500 °С.

Границя міцності й модуль пружності бороалюмінію, наприклад марки ВКА-1, лінійно залежать від об'ємного вмісту волокон. Границя міцності матеріалу ВКА-1, армованого волокнами бору ($V_B = 50\%$) з міцністю 2500 МПа, становить 1100 МПа, а модуль пружності — 260 ГПа.

Істотно розширити інтервал робочих температур бороалюмінієвих матеріалів (аж до 500 °С) можна, використовуючи волокна

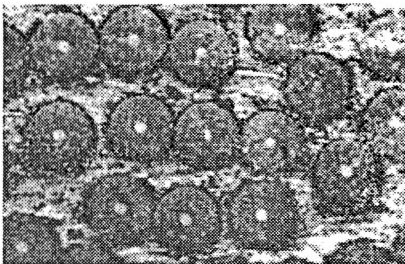


Рис. 10.1
Мікроструктура МКМ Al—В
($V_B = 30\%$), одержаного
дифузійним зварюванням

з борсику (волокна бору, на які нанесено покриття з карбїду кремнію). Границя міцності МКМ «А1—борсик» за температури 500 °С становить 600 МПа. Границя міцності МКМ, одержаного просоченням алюмінієвим розплавом пучка волокон бору, покритих нітридом бору, при $V_B = 65\%$ досягає 1600 МПа. Тривалі видержки (1000 год) при 300 °С і навіть 500 °С (протягом 1 год) не спричиняють знезмїщення МКМ.

Армування алюмінію борними волокнами підвищує тривалу міцність і границю витривалості матеріалу (табл. 10.1).

Якщо однонапрявлено-армовані МКМ А1—В застосовуються для деталей конструкцій, що зазнають двовісного навантаження, то до них ставляться підвищені вимоги щодо поперечної міцності й твердості. Ці показники бороалюмінієвих матеріалів ще не достатньо високі й дорівнюють показникам неармованої матриці. Поперечну міцність таких МКМ збільшують застосуванням як матриці термооброблених високоміцних алюмінієвих сплавів. Відомий також метод введення, крім борних волокон, сталевї арматури ($\leq 5\%$), що збільшує поперечну міцність МКМ до 300 МПа.

Анізотропію властивостей бороалюмінію, як і інших однонапрявлено-армованих МКМ, можна зменшити комбінованим армуванням, коли шари волокон укладають під різними кутами один до одного залежно від конкретних умов роботи деталей.

Таблиця 10.1

**Границі витривалості різних МКМ
«алюмінієвий сплав—борне волокно»**

МКМ	T, °С	σ_{-1} , МПа, за кількості циклів навантаження					
		10^4	10^5	10^6	$5 \cdot 10^6$	10^7	10^8
Сплав 1110—В ($V_B = 25\%$)	20	430	350	320	320	—	—
Сплав 6061—В ($V_B = 25\%$)	20	580	480	430	430	—	—
Сплав 6061—В ($V_B = 47\%$)	20	—	690	620	—	550	430
	250	—	690	400	—	240	—

Армуючи алюміній *вуглецевими волокнами*, прагнуть використати їхні високі міцність і твердість за малої густини, що дає змогу створити МКМ із високими питомими міцностями.

Вуглеалюміній має високий опір утомленості ($\sigma_{-1} = 300$ МПа), що дорівнює опору втомленості титанових сплавів і легованих сталей. Він характеризується також високою стабільністю розмірів за зміни температури в інтервалі 20...400 °С. Основний недолік вуглеалюмінію полягає в його низькій корозійній стійкості. Підвищити її можна нанесенням покриттів.

МКМ на основі магнію. Використання магнію й магнієвих сплавів як матричної основи МКМ, армованих високоміцними й високомодульними волокнами, дає змогу створити легкі конструкційні матеріали з підвищеними питомою міцністю, жароміцністю й модулем пружності.

МКМ «*магній—борні волокна*» характеризується високими міцнісними властивостями.

Армуванням надлегких *магнієво-літієвих сплавів* дротом із високоміцної сталі створюють конструкційні МКМ із низькою густиною, високими твердістю, пластичністю й ударною в'язкістю. Завдяки підвищеній технологічній пластичності магнієво-літієвої матриці такі композиції можна обробляти тиском навіть за кімнатної температури.

МКМ на основі сплаву Mg—8 % Li, армованого дротом з У8А ($\sigma_{ТЧ} = 2900$ МПа, $E = 220$ ГПа, $\delta = 1...1,5$ %), одержаний методом просочення, за об'ємного вмісту арматури 15 % має $E = 64$ ГПа, $\sigma_{ТЧ} = 600$ МПа, $\delta = 5$ %.

Магнієві сплави армують також титановим дротом. Одержаний методом просочення МКМ на основі сплаву Mg—8 % Li за об'ємного вмісту дроту ($\sigma_{ТЧ} = 800$ МПа, $E = 112$ ГПа), що дорівнює 40 %, має $\sigma_{ТЧ} = 400$ МПа, $E = 66$ ГПа, $\delta = 12$ %. Границя міцності в 3 рази більша, ніж неармованої матриці.

Армуванням магнієво-літієвих сплавів можна істотно розширити діапазон їхніх робочих температур. Зі зниженням температури міцність композицій, армованих як сталевим, так і титановим дротом, збільшується.

Отже, завдяки армуванню магнієвих і магнієво-літієвих сплавів високоміцними волокнами можна створювати конструкційні

МКМ, що характеризуються високими питомою міцністю й роботоzдатністю в широкому діапазоні температур: від -75 до $+500$ °С.

МКМ на основі титану. Армування титану і його сплавів підвищує їхню твердість і розширює діапазон робочих температур до $700...800$ °С. Для армування титанової матриці застосовують металеві дроти, а також волокна карбїду кремнію й бору.

МКМ на основі нікелю. Традиційними методами зміцнювання промислових нікелевих сплавів (дисперсне тверднення, карбїдне зміцнення, складне легування й термомеханїчна обробка) вдається зберегти їхню роботоzдатність лише до температур $950...1050$ °С. Тому дуже важливим є створення армованих волокнами нікелевих МКМ, здатних працювати тривалий час за вищих температур.

Нїкель і його сплави армують ниткоподібними кристалами, дротом із тугоплавких металів, керамічними й вуглецевими волокнами.

Застосування МКМ. Конструкційні матеріали з металевою матрицею застосовують в умовах низьких, високих і надвисоких температур, статичних, циклічних, ударних, вібраційних та інших навантажуваль, в агресивних середовищах. Найефективніше використовувати МКМ у конструкціях, умови роботи яких не допускають застосування традиційних металевих матеріалів. Однак здебільшого армуванням металів волокнами прагнуть поліпшити властивості матричного матеріалу, щоб підвищити робочі параметри тих конструкцій, в яких до цього використовувалися неармовані матеріали.

Використання МКМ у конструкціях літальних апаратів, завдяки високій питомій міцності й твердості цих матеріалів, дає змогу досягти дуже важливого ефекту — зниження маси. Замїна традиційних матеріалів основних деталей і вузлів літаків, гелїкоптерів і космічних апаратів на МКМ зменшує масу виробу на $20...66$ %.

У газотурбобудуванні найактуальнішим завданням є підвищення температури термодинамічного циклу енергетичних установок. Навіть мале підвищення температури газу перед турбіною значно збільшує ККД газотурбїнного двигуна (ГТД). Однак відсутність високожаромїцних матеріалів, здатних тривалий час витримувати температуру $1200...1300$ °С, змушує застосовувати в ГТД різні засоби охолодження конструкцій із нікелевих і кобальтових сплавів.

При цьому ускладнюється геометрія робочих і соплових лопаток турбіни, збільшуються розміри й потужність компресора двигуна. Забезпечити роботу газової турбіни без охолодження або з охолодженням, що не вимагає ускладнення конструкцій ГТД, можна використанням спеціальних високожароміцних МКМ. До них належать МКМ на основі нікелю й хрому, армовані ниткоподібними кристалами Al_2O_3 , композиції, в яких матрицями є жароміцні сплави, а арматурою — високоміцні тугоплавкі волокна, а також МКМ на основі нікелевих і кобальтових сплавів.

МКМ застосовуються також як ущільнювальні матеріали. Наприклад, статичні ущільнення з молібденових або сталевих волокон, просочених міддю або сріблом, витримують тиск до 3200 МПа за температури 650 °С.

Для виготовлення підшипників, що працюють без мащення, успішно використовується випробуваний антифрикційний МКМ на основі свинцю, армованого дротом із нержавіючої сталі або олов'яної бронзи ($V_B = 20\%$). У машинобудуванні для підвищення терміну служби підшипників застосовують високоолов'яністі бабіти, армовані сталевую сіткою.

Як зносостійкі матеріали для коробок передач, дискових муфт, напрямних, пускових пристроїв та інших важконавантажених механізмів можна використовувати МКМ, армовані вусами й волокнами.

У зварювальній техніці застосовуються армовані присадні матеріали. Наприклад, алюміній або його сплав з 4 % Си, армований волокнами Al_2O_3 або SiC у невеликій кількості, успішно використовується для зварювання плавленням алюмінію і його сплавів. Армувальна фаза під час зварювання переходить у зварний шов, сприяючи його зміцненню.

Застосування МКМ визначається не лише їхніми механічними властивостями, а й фізичними — електричними, магнітними, ядерними, акустичними та ін. Армування волокнами матеріалів неконструкційного призначення здійснюється як для поліпшення їхніх механічних властивостей, так і для створення комплексу фізичних властивостей, зумовлених різною фізичною природою компонентів і анізотропністю структури МКМ.

10.4 Дисперснозміцнені композиційні матеріали

Дисперснозміцнені композиційні матеріали (ДКМ) складаються з матриці з чистого металу або сплаву й рівномірно розподілених у ній на певній відстані одна від одної тугоплавких тонкодисперсних частинок зміцнювальної фази розміром менш як 0,1 мкм, штучно введеної в матеріал на одній із технологічних стадій виготовлення. Об'ємний уміст дисперсних включень (оксидів, карбідів, нітридів, боридів або інших тугоплавких чи інтерметалевих сполук) у ДКМ становить 0,1...15%. Критерієм вибору зміцнювальної фази є її термодинамічна стабільність щодо матричного металу.

Фізична сутність дисперсного зміцнення полягає в тому, що тонкодисперсні частинки перешкоджають руху дислокацій і стабілізують структуру матриці, а це сприяє підвищенню опору високотемпературній повзучості й жароміцності матеріалу.

ДКМ на основі алюмінію. В техніці широко застосовуються алюмінієві ДКМ, зміцнені оксидом алюмінію (Al_2O_3), що сприяє істотному підвищенню жароміцності й характеристик повзучості алюмінію.

Випускають ДКМ $Al-Al_2O_3$ трьох марок, які відрізняються концентрацією зміцнювальної фази: САП-1 (6...9 % Al_2O_3), САП-2 (9,1...13 % Al_2O_3) і САП-3 (13,1...17 % Al_2O_3). Закордонними аналогами цих ДКМ є відповідно SAP-930, SAP-865, SAP-895.

Для виготовлення ДКМ використовують тонкодисперсні окиснені алюмінієві порошки (пудру). Зі збільшенням умісту оксиду алюмінію в ДКМ їхня міцність і твердість підвищуються, а пластичність, коефіцієнт термічного розширення, тепло- й електропровідність знижуються. Погіршуються також технологічні властивості. Твердість САП-1 досягає 850 МПа, САП-2 — 1000 МПа, САП-3 — 1200 МПа.

За своїми характеристиками жароміцності, тривалої міцності й опору повзучості в температурному діапазоні 250...500 °С САП перевершують деформівні алюмінієві сплави. Границя тривалої

міцності σ_{100} за температур 250, 350, 500 °С для САП-1 становить відповідно 110, 80, 45 МПа, а для САП-2 — 120, 90, 55 МПа.

Границя повзучості $\sigma_{0,2/100}$ ДКМ за температури 350 °С становить 70 МПа, при 500 °С — 40 МПа. САП мають високу термічну стабільність: тривалі (до 20 000 год) нагрівання за температур до 500 °С не спричиняють змін їхніх структури й властивостей. Циклічне нагрівання до температури 600 °С призводить до зниження міцності й пластичності. Границя витривалості САП ($\sigma_{-1} = 90$ МПа за кількості циклів $N = 2 \cdot 10^8$) менша, ніж промислових алюмінієвих сплавів.

ДКМ на основі нікелю. Мета створення нікелевих ДКМ полягала в підвищенні жароміцності й зниженні високотемпературної повзучості нікелю та його сплавів. Як зміцнювальну фазу в ДКМ на основі нікелю використовують оксиди, оскільки їхня стабільність у нікелі за високих температур вища, ніж інших тугоплавких сполук.

ДКМ на основі хрому. Попри такі цінні властивості, як висока температура плавлення (1875 °С), низька густина ($7,2 \cdot 10^3$ кг/м³), високий модуль пружності (300 ГПа) й підвищена жаростійкість, хром та його сплави мають досить істотний недолік, що обмежує застосування їх у промисловості, — низькотемпературну крихкість, особливо в рекристалізованому стані. Підвищена крихкість зумовлена вмістом у металі домішок проникнення (азоту, вуглецю, кисню, водню та ін.).

Дисперсне зміцнення сприяє підвищенню жароміцності, границі тривалої міцності й зниженню температури в'язкокрихкого переходу хрому за рахунок рафінувального впливу на матрицю дисперсних частинок і повнішої релаксації внутрішніх напружень під навантаженням.

Ефективними зміцнювачами хрому є тугоплавкі оксиди, оскільки розчинність кисню в хромі дуже низька. Наприклад, границя тривалої міцності (σ_{100}) ДКМ хром-30 при 930 °С становить 35 МПа, при 980 °С — 25 МПа, при 1090 °С — 17,5 МПа. За жароміцністю й опором повзучості ДКМ на основі чистого й низьколегованого хрому з дисперсними частинками MgO поступаються найкращим хромовим сплавам, легованим вольфрамом і молібденем, а за порогом холодноламкості — значно перевершують їх.

Застосування ДКМ. Дисперснозміцнені КМ на основі алюмінію застосовують для виробів, що тривалий час працюють за температур 300...500 °С. Із САП виготовляють протипожежні екрани літаків, теплообмінники для авіабудування й хімічної промисловості, кріплення. Висока корозійна стійкість і здатність поглинати нейтрони дають змогу використовувати САП для виготовлення опорних елементів трубопроводів атомних реакторів. Застосуванням ДКМ замість нержавіючих сталей і титанових сплавів для малонавантажених конструкцій, які експлуатуються за температур до 500 °С, можна істотно знизити масу виробів. ДКМ Al—С використовують для виготовлення поршнів двигунів внутрішнього згоряння.

Нікелеві ДКМ застосовують для виготовлення деталей двигунів, які мають витримувати температури до 1300 °С за невисоких напружень. Такі умови роботи характерні для деталей сопел, камер згоряння й форсажних камер авіаційних двигунів.

ДКМ на основі хрому перспективні для виготовлення робочих і соплових лопаток газотурбінних двигунів, електродів МГД — генераторів, нагрівачів для електропечей. Їхня питома й тривала міцність значно вищі, ніж кращих нікелевих сплавів. Ресурс роботи сопел плазмотронів, виготовлених із ДКМ Хром-30, у 7,5 раза більший, ніж сопел із чистого хрому.

Для молібденових ДКМ характерні високі температура плавлення, міцність, твердість, зокрема за підвищених температур, добрі теплові й електричні властивості, опір термічним ударам і корозійна стійкість в різних агресивних середовищах поряд із достатньою технологічністю, що зумовлює перспективність застосування цих матеріалів у різних галузях техніки.

Крім розглянутих, відомі також ДКМ на основі заліза, міді, титану, свинцю, платини та ін.

Найприйнятливішими зміцнювачами для заліза й сталей є оксиди (Al_2O_3 , TiO_2 , ZrO_2). Зміцнені оксидами фехралі (сплави Fe—Cr—Al) доцільно використовувати як матеріал нагрівачів в електротехнічній промисловості.

Мідь ефективно зміцнюється тугоплавкими оксидами (Al_2O_3 , BeO , ThO_2). Завдяки поєднанню високих жароміцності й електропровідності мідних ДКМ відкриваються можливості для виготовлення з них електроконтактів, обмоток роторів електродвигунів, трубчастих теплообмінників.

ДКМ на основі титану з оксидами й карбідами можуть застосовуватися для виготовлення компресорних дисків та інших виробів, які експлуатуються за температур 600...700 °С.

ДКМ Pb—Pb застосовують в електротехнічній промисловості (пластини кислотних акумуляторів, ванни для електрохімічного хромування).

ДКМ на основі платини успішно застосовуються замість чистої платини та її сплавів для виготовлення термометрів опору, високотемпературних термопар, нагрівальних елементів, тиглів для плавлення оптичного скла, місткостей для одержання скловолна й т. п. Завдяки використанню ДКМ збільшується довговічність виробів, що дає істотний технічний і економічний ефект.

10.5 Псевдосплави

Композиційні матеріали типу псевдосплавів — це гетерогенні ізотропні (у недеформованому стані) системи невзаємодіючих або мало взаємно розчинних у рідкому й твердому станах металевих або металоподібних фаз.

Псевдосплави, що поєднують у собі структурні складові з різко відмінними фізико-механічними характеристиками, мають дуже важливі для техніки властивості: високу стійкість проти впливу інтенсивних теплових потоків, самозмашуваність в умовах сухого тертя, високу демпфувальну здатність під вібраційним навантаженням, електроерозійну стійкість і зносостійкість у разі роботи як електроконтакти. Іноді в псевдосплавів виявляються унікальні властивості, не заплановані під час їх створення.

Залежно від технології виготовлення й природи складових псевдосплави можуть мати каркасну або матричну структуру.

Виготовляють псевдосплави методами порошкової металургії — просоченням або спіканням у присутності рідкої фази.

Псевдосплави на основі заліза. Промислове застосування дістали псевдосплави Fe—Cu. Поряд із ними розроблено композиції Fe—Pb, Fe—Ag, Fe—Mg та ін.

Псевдосплави Fe—Cu. Залізо й мідь обмежено взаємно розчинні. Максимальна розчинність міді в твердому залізі за температури 1100 °С становить 8...8,5 %, а заліза в міді — 4 %. За кімнатної температури взаєморозчинність компонентів незначна.

Границя міцності псевдосплавів, тугоплавкою складовою яких є сплав 93 % Fe і 7% Mn, після насичення міддю й термообробки дорівнює 980...1000 МПа. Режим термообробки такий: відпал, гартування з охолодженням у воді від 1000 °С, відпускання при 300...450 °С. Концентрація міді в результаті насичення становить 18...20 %. Пластичність таких композицій достатньо низька.

Поліпшені механічні властивості мають псевдосплави з каркасом із комплексно-легованих сплавів заліза.

Псевдосплави Fe—Cu мають вищу корозійну стійкість у вологій атмосфері й у розчинах солей, ніж лита сталь. Корозійна стійкість інших порошкових матеріалів із заліза, як правило, низька, оскільки залишкова пористість у них спричиняє внутрішню корозію.

Псевдосплави Fe—Cu мають досить високі демпфувальні властивості.

Псевдосплави Fe—Pb. Залізо зі свинцем не утворює твердих розчинів і сполук у рідкому й твердому станах. За міцністю псевдосплави Fe—Pb значно поступаються псевдосплавом Fe—Cu. Оптимальні механічні властивості досягаються за вмісту свинцю 10 % і олова — до 2 %.

Насичування свинцем дещо підвищує твердість, міцність і електричний опір пористого заліза. Насичування бабітом істотноше підвищує міцність і твердість цих псевдосплавів. Випробуваннями на знос доведено добрі антифрикційні властивості. Висока теплопровідність свинцю сприяє поліпшенню тепловідведення під дією електричної дуги.

Псевдосплави Fe—Pb мають підвищені демпфувальні властивості, що зумовлене інтенсивною пластичною деформацією свинцю. Декремент затухання коливань псевдосплавів Fe—Pb збільшується з підвищенням температури: за температури 400 °С і амплітуди напружень 30 МПа він досягає 16 %. Однак низькі міцнісні характеристики цих псевдосплавів обмежують їх застосування як конструкційних матеріалів.

Псевдосплави Fe—Mg. Залізо з магнієм не утворює розчинів і сполук у твердому й рідкому станах. Ці псевдосплави одержують

насиченням пористих залізних і сталевих каркасів розплавленим магнієм і його сплавами.

Границя міцності псевдосплавів Fe—Mg нижча, ніж псевдосплавів Fe—Cu. Псевдосплави мають низьку корозійну стійкість у 3 %-му розчині NaCl, причому з підвищенням умісту магнієвої фази опір корозії зменшується. Застосування нержавіючих сталей (X18H10, X18H10M) для виготовлення каркасів дає змогу істотно підвищити корозійну стійкість псевдосплавів в агресивних середовищах.

Галузі застосування. Псевдосплави застосовуються в різних галузях техніки. Композиції Fe—Cu, що містять 15...25 % Cu, успішно використовуються як конструкційні матеріали для виготовлення великих деталей машин, що працюють під ударним навантаженням. На деталі можна наносити гальванічні покриття. З псевдосплавів Fe—Cu виготовляють компресорні лопатки, які працюють в умовах високих навантажень і за довговічністю не поступаються лопаткам із нержавіючої сталі. З псевдосплавів, що містять 25 % Cu, виготовляють поршневі й ущільнювальні кільця, знос яких у двигунах приблизно в 4 рази менший, ніж литих чавунних кілець. Псевдосплави застосовують також для виготовлення сідел клапанів двигунів внутрішнього згорання, зубчастих коліс, кронштейнів, деталей роторів турбін, штампів та ін.

Виготовлення з псевдосплавів Fe—Cu перехідників і кілець для компонування бурових снарядів дало змогу знизити вібрацію й зменшити вартість 1 м буріння на 15 %. Застосування псевдосплавів для виготовлення корпусів різцевих коронок для буріння свердловин у перемежованих за твердістю мармурах збільшило стійкість інструменту на 35 %, а продуктивність буріння — на 25 %.

Виготовлення державок різців і корпусів фрез із псевдосплавів Fe—Cu замість сталі 45 дає змогу підвищити стійкість інструменту за певних режимів різання на 30...40 %. Із псевдосплавів Fe—Cu виготовляють електричні контакти, що мають високу пластичність, термостійкість, припрацьовуваність.

Застосування псевдосплавів Fe—Cu пов'язане в основному з їхніми високими антифрикційними властивостями. З них виготовляють підшипники ковзання. Свинець, розм'якшуючися під час тертя, утворює на поверхні тертя граничну плівку, що перешкоджає тужавінню й утворенню задирів. Із псевдосплавів виробляють також контактні пластини струмоприймачів електротранспорту,

які поєднують добрі антифрикційні властивості з високою електропровідністю й дугостійкістю.

Псевдосплави Fe—Mg призначені для виготовлення витратних анодів для електрохімічного захисту конструкційних матеріалів. Для таких анодів застосовують чистий магній, однак через його руйнування внаслідок корозії коефіцієнт використання металу не перевищує 30 %. У разі використання псевдосплавів його вдається збільшити до 80...90 %.

Крім розглянутих, застосовуються також інші псевдосплави.

Із псевдосплавів W—Cu і W—Ag виготовляють контакти для високоамперної й високовольтної комутаційної апаратури. Вольфрам надає псевдосплавам твердість, міцність, опір стиранню й ерозійну стійкість, мідь і срібло — електро- й теплопровідність, пластичність.

Псевдосплави W—Cu і W—Ag використовуються також в умовах впливу потужних теплових потоків. Плавлення й випаровування легкоплавкого металу супроводжуються значним ендотермічним (теплопоглинальним) ефектом, що запобігає перегріву тугоплавкого каркасу. Доки в порах утримується рідкий метал, температура псевдосплаву не може піднятися вище за його температуру кипіння, незалежно від теплового потоку, що діє на матеріал.

Високопористі псевдосплави W—Cu призначені для виготовлення сопел плазмотронів. Сопла з таких псевдосплавів з пористістю 50 %, що містять 10 % міді, за робочого струму 200 А й часу роботи 10 хв практично не змінюють свою масу, тоді як маса пористих вольфрамових сопел зменшується на 2,2 %. Підвищена стійкість пористих псевдосплавів проти високотемпературного окисного зносу пов'язана з утворенням на робочих поверхнях плівки оксиду міді, що захищає вольфрам.

Для виготовлення електродів застосовують псевдосплав W—Cu з добавками складних оксидів (La_3VO_6 , LaVO_3 та ін.). Присутність комплексного оксиду стабілізує електричний розряд, дає змогу збільшити швидкість обробки й зменшити знос електродів.

Псевдосплави W—Cu, як і важкі сплави, можна використовувати для захисту від рентгенівського й γ -випромінювання, а також для виготовлення іонізаторів парів цезію в іонних двигунах.

Із псевдосплавів Mo—Cu, Mo—Ag, Ni—Ag виготовляють електроконтакти. Контакти з псевдосплавів Mo—Ag мають нижчий і стійкіший перехідний електричний опір, ніж із псевдо-

сплавів W—Ag, але останні довговічніші й успішно замінюють контакти з чистого срібла.

Значний інтерес становить застосування легкоплавких матеріалів — цинку, олова, свинцю, магнію та їхніх сплавів із міддю й сріблом як насичувального матеріалу для вольфрамових і молібденових каркасів. Такі псевдосплави можна успішно використовувати як самоохолодні матеріали для роботи в умовах високих температур та інтенсивного ерозійного впливу високошвидкісних газових потоків. Теплове розвантажування робочих поверхонь відбувається за рахунок тепловбирання під час переходу насичувальної фази з рідкого стану в газоподібний.

Псевдосплави Ti—Mg використовують для виготовлення підшипників вузлів тертя, що працюють у вакуумі, воді й агресивних середовищах.

Відомі псевдосплави триботехнічного призначення на основі міді й бронзи, насичені свинцем, оловом, галієм, індієм та їх сплавами. Краші антифрикційні властивості мають псевдосплави «бронза—олово» та «бронза—сплав Sn—Pb».

Розроблено зносостійкі матеріали, одержані просоченням вільно насипаних сферичних частинок реліту (евтектична суміш монокарбіду й напівкарбіду вольфраму) срібним припоєм ПСр-40 і сферичних частинок стелліту (від лат. stella — зірка — хромовольфрамокобальтовий наплавочний сплав) свинцево-олов'яною бронзою. Підвищені триботехнічні властивості матеріалів забезпечуються за рахунок використання сферичних частинок досить великого діаметра (0,6...0,9 мм). Застосування псевдосплавів для опорних підшипників ковзання замість роликів підшипників шарошечних бурових доліт підвищило проходку на долото в 2,3 рази, а механічну швидкість буріння — в 1,5 рази.

10.6 Полімерні композиційні матеріали

Важливу групу становлять полімерні композиційні матеріали (ПКМ), тобто КМ із полімерною матрицею, зміцненою волокном. Різноманітність армувальних волокон і полімерних зв'язу-

вальних, а також схем армування дає змогу спрямовано регулювати міцність, твердість, рівень робочих температур та інші властивості ПКМ. Ефективними засобами регулювання властивостей є поєднання в одному матеріалі волокон із різними пружно-міцнісними властивостями (наприклад, борних і скляних, вуглецевих і органічних), введення ниткоподібних кристалів і дискретних волокон у матрицю. Це визначає одну з найважливіших переваг ПКМ — можливість створювати елементи конструкцій із заздалегідь заданими властивостями, що найповніше відповідають характеру й умовам їх експлуатації.

10.6.1

Вуглепластики

Вуглепластики як армувальний наповнювач містять вуглецеві волокнисті матеріали різної текстильної форми: нитки, джгути, стрічки, тканини, повсть тощо. Нині вуглепластики виробляють із використанням практично всіх типів полімерних матриць і вуглецевих волокнистих наповнювачів. Ці матеріали відрізняються від інших ПКМ такими властивостями, як низькі густина, коефіцієнти тертя й термічного розширення, високі модуль пружності й границя міцності, зносо- й радіаційна стійкість, тепло- й електропровідність, термостійкість у безкисневому середовищі. За питомою міцністю й твердістю конструкційні вуглепластики перевершують широко використовувані метали й склопластики (табл. 10.2). Властивості вуглепластиків залежать від властивостей вуглецевого волокна (ВВ), полімерного зв'язувального й технології виготовлення.

Найвищі механічні властивості мають однонапрявлено-армовані вуглеволокніти на основі безперервних волокон у напрямі їхньої орієнтації. Границя міцності й модуль пружності таких ПКМ у напрямі армування лінійно зростають із підвищенням границі міцності й модуля пружності ВВ.

Вуглепластики характеризуються більшою, ніж боро- й склопластики, анізотропією механічних властивостей, особливо в разі однонапрявленого розташування ВВ. В елементах конструкцій матеріал рідко буває навантаженим однобічно, тому високи

**Фізико-механічні властивості
однонапрявлено-армованих ПКМ**

Матеріал	$\gamma \cdot 10^3$, кг/м ³	E, ГПа	$\sigma_{тн}$	$\sigma_{ст}$	$\sigma_{зг}$	τ
			МПа			
Епоксивуглепластик:						
із високоміцним ВВ	1,65	161	1500	1100	1700	74
із високомодульним ВВ	1,63	210	840	630	1050	102
S-скло	1,82	45	1250	770	1200	84
Епоксидоборопластик	1,99	210	1600	2400	1600	102
Епоксидорганопластик (кевлар-49)	1,38	77	1400	280	630	84
Сталь	7,80	207	1000	—	—	—
Сплав:						
алюмінію	2,70	69	345	—	—	—
магнію	1,80	44	276	—	—	—
титану	4,50	110	931	—	—	—

анізотропія властивостей вуглеволоконів із паралельним розташуванням волокон негативно позначається на їхній роботоздатності.

Однією з переваг вуглепластиків над іншими конструкційними матеріалами (скло-, боропластиками, металами) є висока статична й динамічна витривалість і збереження її в області низьких температур. Із підвищенням температури опір утомленості вуглепластиків, як і будь-якого ПКМ, знижується, але меншою мірою, ніж склопластиків, що пояснюється вищою теплопровідністю ВВ порівняно зі скляним волокном (табл. 10.3).

Із підвищенням температури рівень напружень, що виникають у матриці, залишається тим меншим, чим вищий модуль пружності волокон і нижчий модуль пружності матриці. Демпфувальна здатність вуглепластиків визначається в основному типом зв'язувального, а вплив ВВ на демпфувальні властивості невеликий унаслідок їхньої високої жорсткості.

Вуглепластики характеризуються високою віброміцністю. Змінюючи орієнтацію волокон відносно осі навантаження, можна

Таблиця 10.3

**Опір утомленості епоксидних ПКМ
залежно від температури ($N = 10^7$)**

ПКМ	σ_{-1} , МПа, за температури, °С		
	20	100	200
Вуглепластик	500	460	420
Боропластик	400	380	350
Склопластик	180	350	35

в 2,5 раза змінювати власні частоти коливань вуглепластиків, тоді як скловолокну — тільки в 1,6 раза, бороволокну — в 3 рази. Це дає змогу запобігти резонансним режимам роботи деталей. У вуглепластиків можливий діапазон відстройки від резонансу ширший, ніж у склопластиків, що забезпечує високу вібраційну надійність виробів із них.

Стійкість вуглепластиків проти ударних навантажень зазвичай невелика, але може бути збільшена завдяки покриттю поверхні ВВ еластомерами, армуванню вуглецевим волокнистим наповнювачем у поєднанні з металевими волокнами, фольгою, зі скляним або органічним волокнистим наповнювачем (гібридні КМ).

Для вуглепластиків характерні підвищені антифрикційні властивості. Коефіцієнт тертя сталі по епоксидному вуглепластику без мащення становить 0,13...0,18, тоді як коефіцієнт тертя сталі по сталі без мащення — 0,50, а з мащенням — 0,20. Зносостійкість вуглепластиків без мащення така, як у металів із мащенням. Чим вищий ступінь графітизації ВВ, тим менший коефіцієнт тертя вуглепластику. Найменший коефіцієнт тертя мають вуглепластики в разі орієнтації ВВ на поверхні тертя в напрямі дії сили тертя.

Вуглепластики за антифрикційними властивостями значно перевершують ненаповнені полімери й склопластики, спричиняючи в 10 разів менший знос поверхні сталі.

Вуглепластики відрізняються від склопластиків підвищеною водо- й атмосферостійкістю, малим водовбиранням.

Вуглецеві волокна мають порівняно високі хімічну й корозійну стійкість у нормальних умовах. При цьому стійкість вуглепласт-

тиків проти впливу хімічних реагентів визначається в основному хімічною стійкістю зв'язувального. Вуглепластики характеризуються також високою радіаційною стійкістю.

10.6.2 **Органопластики**

Розвиток виробництва органопластиків зумовлений потребою різних галузей промисловості в легких матеріалах, що поєднують порівняно високі питому міцність і твердість зі стабільністю властивостей у разі циклічних навантажувальних, різкої зміни температур і умов експлуатації. Як армувальний наповнювач органопластиків застосовують органічні натуральні й синтетичні волокна, нитки, джгути, тканини, трикотаж, полотна тощо.

Перші органопластики (волокніти, текстоліти, гетинакси) містили рубане природне волокно, хаотично розподілене в терморезактивних зв'язувальних, тканини (бавовняні, лляні) або шари целюлозного паперу. Дефіцитність, низькі міцність, твердість, термо- й водостійкість натуральних волокон зумовили необхідність розробки синтетичних волокон із органічних полімерів.

Для обробки органопластиків застосовують такі самі види механічної обробки, що й для деталей із КМ: різання, фрезерування, свердління, точіння, шліфування тощо.

Різальний інструмент і режими механічної обробки для деталей з органопластиків дещо інші, ніж для деталей зі склопластиків і багато в чому аналогічні механічній обробці деревини. Слід ураховувати, що границя міцності за міжшарового зсуву органопластиків нижча, ніж скло- й вуглепластиків, але мало змінюється після видержки в киплячій воді.

Найвищі міцнісні властивості мають органопластики, однонапрявлено-армовані арамідними (розгалуженими) волокнами типу кевлару. За питомою міцністю при розтяганні органоволокніти й органотекстоліти в 1,6 раза перевершують найміцніші склопластики й відповідно в 10 і 3 рази — сплави алюмінію типу Д16. За твердістю органотекстоліти знаходяться на рівні сплаву Д16, а однонапрявлено-армовані органоволокніти майже в

3 рази перевершують сплав Д16 і в 2 рази — однонапрявлено-армовані пластики на основі скляних волокон алюмоборосилікатного складу, проте поступаються вугле- й бороволокнітам.

Поведінка органопластиків при згинанні визначається їхньою високою тріщиностійкістю в розтягнутому шарі зразка й пластичністю — в стиснутому. Органопластики, маючи нижчу міцність на згин, ніж склопластики, можуть тривалий час працювати без крихкого руйнування за певного рівня згинальних навантажень. Під згинальним навантаженням органопластики деформуються, але не розламуються й не розшаровуються. В разі значної деформації, коли матеріал поводить себе як непружне тіло, важлива роль належить процесам локальних переміщень, що сприяють зняттю й селективному перерозподілові напружень у матеріалі.

У разі армування волокном типу кевлару, як однонапрявлених органоволокнітів, так і органотекстолітів, залежність деформації від напруження при розтяганні лінійна аж до руйнування матеріалу. При стисканні цих матеріалів залежність деформації від напруження за малих деформацій має лінійний характер, а за великих — у матеріалі розвиваються необоротні пластичні деформації. В разі стискання органоволокнітів з еластичними волокнами деформації досягають 30...40 %. Границю пропорційності можна визначити лише умовно, оскільки графік залежності «напруження—деформація» практично не має прямолінійної ділянки.

Високомодульні органоволокніти стійкі до дії тривалих статичних навантажень. Так, однонапрявлено-армовані органоволокніти на основі волокон кевлар-49 протягом 1000 год витримують навантаження, що становить 90 % руйнівних розтягальних напружень.

Високий опір утомленості й незначна повзучість (0,2 %) високоміцних і високомодульних арамідних волокон визначають характеристики втомленості й повзучість органопластиків на їхній основі.

Під час циклічних випробовувань на згинання зразки з органопластиків витримують більшу кількість циклів, ніж склопластики й перевершують їх за питомою міцністю. Так, за кількості циклів $N = 107 \sigma_1$ однонапрявленого органоволокніту з епоксидною

матрицею, а також бороволокніту становить 965 МПа, тоді як для скловолокніту — 340 МПа.

Органоластики добре витримують ударні навантаження. Ударна в'язкість цих матеріалів може змінюватися в широких межах залежно від складу.

Органоластики характеризуються високими демпфувальними властивостями. З підвищенням твердості волокна демпфувальні властивості органопластиків дещо погіршуються, але й у цьому разі вони значно вищі, ніж в інших композиційних матеріалів. Наприклад, декремент затухання вільних коливань органоволокніту на основі високомодульних волокон у 3 рази вищий, ніж у скловолокнітів і в 5 разів вищий, ніж у вуглеволокнітів.

10.6.3 **Бороластики**

Бороластики як армувальний наповнювач містять борні волокна (БВ). Ці матеріали характеризуються високими твердістю, міцністю (особливо при стисканні), динамічною й статичною витривалістю, малою повзучістю, підвищеними тепло- й електропровідністю й порівняно низькою густиною.

Висока твердість БВ вимагає для обробки КМ на їхній основі застосування твердосплавного або алмазного інструменту чи лазерного променя.

На відміну від вугле- й склопластиків, у яких діаметр волокнистого наповнювача дорівнює 7...10 мкм, бороластики армовані волокнами діаметром 100...150 мкм. Це визначає підвищену чутливість боропластиків до порушення цілісності (безперервності) волокон.

Армування БВ забезпечує найвищу границю міцності при стисканні ПКМ (2400...3100 МПа). Зі зміною діаметра БВ в інтервалі 100...150 мкм руйнівне напруження при стисканні однонапрявлено-армованого епоксидоропластику підвищується на 20...25 %.

Бороластики мають високий опір утомленості: в 1,5...2 рази вищий, ніж у склопластиків, але в 1,5 раза менший, ніж у вугле-

пластиків і легованої сталі. При цьому границя витривалості практично не змінюється аж до температури склування зв'язувального, що в поєднанні з високим логарифмічним декрементом затухання коливань (0,5 % при 20 °С, 3,2...3,5 при 180 °С) визначає доцільність застосування бороволокнітів для деталей, що працюють в умовах вібрацій і циклічних навантажувальних.

Боропластикам властиві висока тривала міцність і низька повзучість у разі навантажування вздовж волокон. Деформація боропластиків за тривалого розтягального напруження вздовж волокон практично не збільшується в часі й за напруження $0,8 \sigma_{ТЧ}$ становить 0,03 %.

Температурна межа експлуатації боропластиків визначається полімерним зв'язувальним. Переваги боропластиків на основі термостійких зв'язувальних починають виявлятися за температур, вищих від 150 °С, а за нижчих температур їхня міцність, як правило, менша, ніж епоксидоропластиків.

10.6.4

Застосування полімерних композиційних матеріалів

Високі конструкційні характеристики в поєднанні зі специфічними для кожного типу волокнистого ПКМ властивостями зумовлюють доцільність та ефективність їх застосування в сучасній техніці. Завдяки можливості істотного поліпшення масових характеристик виробів у разі заміни легованих сталей, кольорових металів та їхніх сплавів на ПКМ вони досить широко застосовуються як конструкційний, теплоізоляційний, теплозахисний, антифрикційний, корозійностійкий матеріал. Нині зниження вартості вуглецевих, борних волокон, розробка термостійких органічних волокон роблять економічно доцільним застосування волокнистих ПКМ у машино-, автомобіле- й суднобудуванні, у виробництві товарів широкого вжитку, медицині й т. ін. Із цих ПКМ виготовляють одношарові вироби або використовують їх як один із шарів у багатошарових конструкціях. Комбіновані конструкції забезпечують зниження маси до 50 % порівняно

з масою металевої конструкції такої самої міцності, підвищення твердості, демпфувальної здатності й збільшення терміну служби.

Вуглепластики застосовують для підсилення металу в комбінованих конструкціях циліндричних елементів, місткостей, що працюють під тиском, деталей, що зазнають дії відцентрових сил або вібрацій, стиснутих або розтягнутих панелей, балок і профілів, які працюють на згинання.

Нанесення на металеві деталі, що зазнають вібрацій, високомодульних вуглепластиків, демпфувальна здатність яких може регулюватися в широких межах, є ефективним засобом відстройки деталей від резонансних режимів і зниження рівня вібронапружень у металевих деталях і, як наслідок, підвищення ресурсу їхньої надійності.

Стійкість вуглепластиків проти теплового удару в поєднанні з іншими властивостями зумовлює ефективність використання їх для теплового захисту.

Вуглепластики застосовуються для обшивки тришарових панелей зі стільниковими, гофрованими або трубчастими наповнювачами в різних конструкціях, зокрема системи керування літаком (рулі, закрилки, гальмові щитки, стулки люків тощо), що забезпечує зниження маси на 12...40 %. Використання вуглепластиків для панелей підлоги, перегородок пасажирських літаків підвищує комфорт у салоні за рахунок зниження вібрації й шуму за зниження маси на 20...30 %.

Низький коефіцієнт тертя зумовлює застосування вуглепластиків у вузлах тертя. Ці матеріали можуть виявитися незамінними для самозмащувальних підшипників, сальників, а також вкладишів опорних підшипників. У разі використання термостійкої полімерної матриці вуглепластики можна застосовувати для виготовлення підшипників, що працюють в умовах підвищених температур. Завдяки високій теплопровідності вуглецевого наповнювача, що забезпечує малу повзучість, такі матеріали використовуються у високонавантажених підшипниках.

У міру зниження вартості ВВ застосування вуглепластиків стане економічно вигідним у різних галузях промисловості. За прогнозом, найбільшим споживачем вуглепластиків буде автомобілебудування.

Нині, зважаючи на ціну ВВ, доцільне використання вуглепластиків у машинобудуванні, зокрема текстильному, для виготовлення деталей, які здійснюють коливальний, зворотно-поступальний або обертальний рухи, а також деталей, до яких ставляться вимоги самозмашуваності, мінімального теплового розширення, високих тепло- й електропровідності.

Останніми роками вуглепластики дедалі більше застосовуються в суднобудуванні. Наприклад, вантажопідйомність рибальського судна завдовжки 10 м, виготовленого із використанням ПКМ, зміцнених ВВ, порівняно із судном, виготовленим зі склопластиків, більша на 1,1 т, швидкість — на 10...15 %, витрата палива нижча на 50 %, але вартість на 14 % вища.

Висока хімічна стійкість вуглепластиків дає змогу використовувати їх у хімічному машинобудуванні, нафтодобувній і нафтопереробній промисловості для виготовлення трубопроводів, цистерн, насосів, місткостей, ущільнювачів та інших елементів конструкцій, що працюють в агресивних середовищах.

Завдяки електропровідності вуглепластики використовують для різних нагрівальних пристроїв: нагрівальних панелей житлових приміщень, теплиць, ферм, кабін автомобілів і тракторів і т. ін.

Біологічна сумісність вуглецевого волокна з тканинами живого організму дає змогу використовувати вуглепластики для виготовлення протезів, штифтів для скріплення кінцівок у разі переломів, деталей медичної апаратури.

Останніми роками вуглепластики використовують для виготовлення спортивних товарів: велосипедів, тенісних ракеток, ключок для гри в гольф, вудилищ, стріл тощо. Застосування вуглепластику як підкріплювального елемента для трубчастої алюмінієвої рами велосипеда дало змогу зменшити масу деталі з 2,27 до 1,59 кг. Тенісні ракетки з вуглеорганопластику забезпечують збільшення швидкості відскоку м'яча без додаткових фізичних зусиль гравця. Розробляються конструкції спортивних суден, байдарок, яхт, планерів, перегонових автомобілів із використанням вуглепластиків і гібридних КМ.

Низька густина, високі міцність, твердість, волого- й хімічна стійкість, діелектричні й теплофізичні властивості органопластиків визначили їх застосування як конструкційних, електро- й радіотехнічних, теплоізоляційних й теплозахисних, ерозійно- й корозійно-стійких, фрикційних матеріалів у різних галузях промисловості.

Органопластики застосовують замість склопластиків для внутрішнього й зовнішнього оздоблення літаків.

Висока зносостійкість прес-композицій на основі рубаних арамідних волокон кевлар-49 зумовлює застосування їх у виробництві лопаток турбін реактивних двигунів, що працюють в умовах ударних навантажувальних на злітно-посадочній смузі. Висока питома міцність при розтяганні органопластиків дає змогу використовувати їх у тих випадках, коли матеріали на основі більш важких волокнистих наповнювачів небажані або малоефективні. Один із прикладів такого використання — супермаховики з органопластиків, що правлять за нагромаджувачі енергії, завдяки чому різко скорочується витрата палива транспортними засобами. Супермаховики з епоксіорганопластиків мають вищі експлуатаційні характеристики порівняно з епоксисклопластиками.

Висока ефективність застосування органопластиків для теплового захисту визначається поєднанням у них порівняно низької теплопровідності, підвищеної теплоємності з виділенням великої кількості (300...350 см³/г) низькомолекулярних газоподібних продуктів у процесі термодеструкції.

Органопластики широко використовуються для теплоізоляції контейнерів, призначених для зберігання й транспортування зріджених природних газів, автомобілів-рефрижераторів і т. ін.

Висока твердість і низька густина є основними вимогами до матеріалів, які застосовуються у виробництві корпусів судек, особливо спортивних. Завдяки використанню матеріалів на основі арамідних волокон у виробництві катерів, глісерів, океанських перегонових яхт, вітрильників, байдарок, каное забезпечується необхідна твердість конструкцій за малої маси.

Висока стійкість органопластиків в агресивних середовищах дає змогу використовувати їх для виготовлення хімічної апаратури.

У поєднанні з деревиною органопластики широко використовуються у виробництві спортінвентаря: хокейних ключок, тенісних ракеток, лиж тощо.

Органопластики застосовуються в електро- й радіотехнічній промисловості. Завдяки високим діелектричним властивостям органопластики, що мають високі границю тривалої міцності й

роботоздатність за підвищених температур, застосовують як обмотувальні стрічки роторів електродвигунів.

Органопластики, наприклад армовані волокнами політетрафторетилену, мають добрі антифрикційні властивості. Їх застосовують у вигляді покриттів, що наносяться на поверхні тертя, ковзання, які працюють без мащення. Коефіцієнт тертя таких покриттів становить 0,03...0,08. Високі фізико-механічні й антифрикційні властивості фенілону, армованого поліімідним волокном, дають змогу застосовувати його як конструкційний та антифрикційний матеріал у високонавантажених вузлах тертя.

Застосування боропластиків ефективно в елементах конструкцій, визначальним критерієм роботоздатності яких є високі питома міцність і твердість у разі дії стискальних навантажень. Застосування боропластиків в елементах конструкцій авіаційної техніки, крім істотного зниження маси конструкції, забезпечує підвищення її експлуатаційних властивостей і терміну служби.

У разі виготовлення конструкцій із боропластиків практично не потрібна механічна обробка. Крім того, зниженню вартості боропластиків сприяють розвиток виробництва й розширення сфери їх застосування.

10.7

Вуглець-вуглецеві й керамічні композиційні матеріали

Розвиток техніки вимагає міцних і термостійких матеріалів. Конструкційні матеріали з металевою матрицею здебільшого мають недостатню питому міцність, а КМ із полімерною матрицею, що характеризуються високими механічними властивостями, значно знеміцнюються під дією високих температур. Тому особливий інтерес становлять вуглець-вуглецеві (ВВКМ) й керамічні (ККМ) композиційні матеріали.

Вуглець-вуглецеві КМ, крім малої густини, мають високі температуростійкість, границю міцності й модуль пружності, стійкість проти теплового удару. Ці матеріали тривало працездатні за

температур до 500 °С в окисному середовищі й до 3000 °С — в інертному й у вакуумі.

Наповнювач і матриця ВВКМ залежно від складу й умов карбонізації можуть мати різні модифікації. За чинною класифікацією вказується спочатку структура вуглецю-наповнювача, а потім — матриці, наприклад вуглець-вуглецевий, графіт-вуглецевий, графіт-графітний матеріал.

ВВКМ містять вуглецевий наповнювач у вигляді дискретних волокон, безперервних ниток або джгутів, повсті, стрічок, тканин із плоским і об'ємним плетінням, об'ємних структур. Армувальні волокна розташовуються хаотично, одно-, дво- й тринапрявлено. Використовують низько- й високомодульні, а також високоміцні ВВ, вироблені з віскозних, поліакрилонітрильних волокон і кам'яновугільного пеку.

Як матрицю використовують піролітичний вуглець, кам'яновугільний пек і коксівні полімери, що в процесі термодеструкції не розм'якшуються й дають більше ніж 50 % коксу. Найчастіше застосовують фенольні смоли (вихід коксу 54...60 %), але можна використовувати полііміди (63...74 %), кремнієорганічні смоли (84...87 %), продукти конденсації фенолу й нафтенів із формальдегідом (70 %), олігобензimidазоли (73,9 %) та інші полімери. Чим більші вихід і міцність коксу, а також міцність його зчеплення з наповнювачем, тим вища якість ВВКМ.

Міцність ВВКМ на основі високоміцних ВВ вища, ніж КМ на основі високомодульних ВВ, добутих за різних температур обробки.

Однонапрявлено-армовані ВВКМ мають міцність, яка наближається до міцності сталі. До унікальних властивостей ВВКМ належить висока температуростійкість в інертних і відновних середовищах. За здатністю зберігати форму й фізико-механічні властивості в цих середовищах ВВКМ перевершують відомі конструкційні матеріали. Деякі ВВКМ, особливо одержані карбонізацією вуглепластику на основі органічних полімерів, характеризуються збільшенням міцності з підвищенням температури експлуатації від 20 до 2730 °С. За температур, вищих від 3000 °С, ВВКМ роботоздатні протягом короткого часу, оскільки в інтервалі 3000...3600 °С за тиску, нижчого ніж 10 МПа, починається інтенсивна сублимація графіту. Чим досконаліша кристалічна

структура графіту, тим за вищої температури й із меншою швидкістю відбуваються термодеструктивні процеси.

Однак властивості ВВКМ різко змінюються на повітрі в разі тривалого впливу невисоких температур. Так, при 400...650 °С у повітряному середовищі відбуваються окиснення ВВКМ і, як наслідок, швидке зниження міцності внаслідок збільшення пористості. Окиснення матриці випереджає окиснення ВВ, якщо останні мають досконалішу структуру вуглецю.

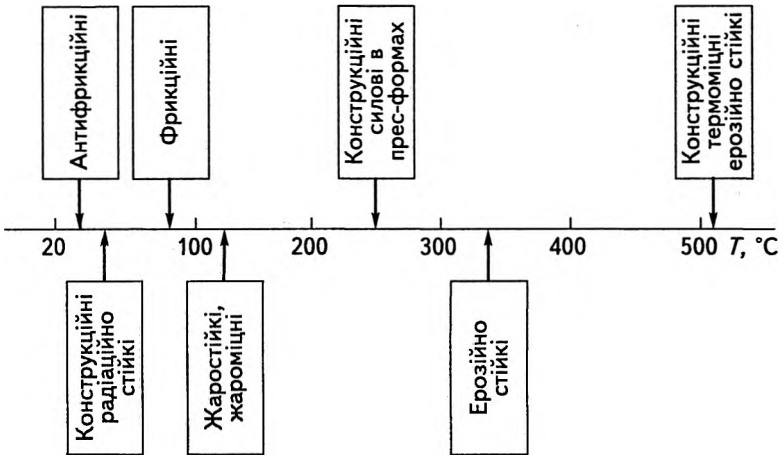


Рис. 10.2

Застосування деталей із вуглець-вуглецевих матеріалів

ВВКМ застосовують у різних галузях техніки, коли традиційні матеріали нероботоздатні: в умовах високих теплових навантажень і у вузлах тертя (рис. 10.2).

Керамічні КМ. Перспективними жароміцними матеріалами є керамічні композиційні матеріали (ККМ), запаси сировини для яких практично необмежені. Вони характеризуються низькою густиною, високими температурою плавлення, модулем пружності, границею міцності на стискання, хімічною інертністю й

стійкістю в агресивних, зокрема окисних, середовищах. Поряд із цим керамічні матеріали мають недостатню міцність при розтяганні, згинанні й циклічному навантажуванні, підвищену крихкість, низькі опір тепловому ударові й ударну в'язкість. Введення в кераміку армувальних волокон дає змогу значною мірою усунути зазначені недоліки й створити композиційні матеріали, які здатні працювати в окисному середовищі за температур до 2000 °С.

Для армування кераміки використовують металеві, вуглецеві й керамічні волокна. Зміцнення крихких матриць крихкими волокнами можливе, якщо модуль Юнга волокон більший, ніж матриці. В протилежному разі зміцнення також можливе за рахунок попереднього напруження матриці, що виникає під час охолодження від температури формування внаслідок різних коефіцієнтів термічного розширення волокон і матриці.

ККМ одержують переважно методами порошкової металургії.

ККМ із металевими волокнами. Кераміку армують волокнами вольфраму, молібдену, сталі, ніобію. Основна мета введення в кераміку металевих волокон полягає в утворенні пластичної сітки, що здатна забезпечити цілісність матеріалу після розтріскування й таким чином зменшити ймовірність катастрофічного руйнування. Для цього необхідне збереження пластичності волокон до температур експлуатації.

ККМ із вуглецевими волокнами. Взаємодія вуглецю з оксидами, карбідами й силіцидами відбувається за вищих температур, ніж із металами, тому використання кераміки як матриці високотемпературних ККМ із ВВ досить перспективне. В тих випадках, коли передбачувана температура експлуатації ККМ перевищує 2000 °С, доцільно армувати карбіди, вище за 1000 °С — бориди й нітриди, за нижчих температур — оксиди.

ККМ із волокнами карбіду кремнію. За практично однакової міцності ці ККМ мають переваги над аналогічними матеріалами з ВВ — підвищену стійкість проти окиснення за високих температур і значно меншу анізотропію коефіцієнта термічного розширення.

Як матричний матеріал використовують порошки боросилікатного, алюмоборосилікатного, літєво-боросилікатного скла або їх суміші в різних співвідношеннях. Волокна карбіду кремнію зас-

тосовують у вигляді моноволокна або безперервної пряжі із середнім діаметром окремих волокон 10...12 мкм.

Досліджено можливість одержання ККМ із підвищеними міцністю й ерозійною стійкістю за рахунок армування кварцового скла дискретними волокнами карбїду кремнію.

ККМ із волокнами вуглецю й карбїду кремнію мають підвищену в'язкість руйнування, високі питому міцність і твердість, низький коефіцієнт теплового розширення. Вони є перспективними термостійкими матеріалами з робочою температурою до 1000...1100 °С.

ЗАПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

- 1 Які матеріали називають композиційними?
- 2 Що таке ізотропні й анізотропні КМ?
- 3 Яку роль у КМ виконують матриця й арматура й які вимоги ставляться до них?
- 4 На які групи поділяють КМ за структурою?
- 5 Які є КМ із металевою матрицею й в яких галузях їх застосовують?
- 6 Яка характеристика дисперснозмішнених КМ? Де їх застосовують?
- 7 Що таке псевдосплави? Які вони бувають і де застосовуються?
- 8 Які види КМ вам відомі?
- 9 Які властивості вугле-, органо- й боропластиків і їх застосування?
- 10 Які є види вуглець-вуглецевих і керамічних КМ і які їхні особливості?

Розділ

11

Антифрикційні матеріали для підшипників ковзання

11.1

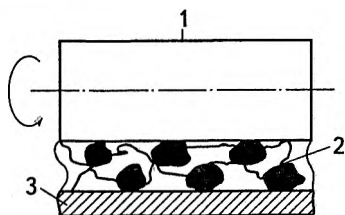
Загальні положення

У сучасному машино- й приладобудуванні широко використовуються підшипники ковзання, які для певних умов експлуатації мають такі переваги над підшипниками кочення, як малозшумність роботи, вібростійкість, нижча вартість, зменшені габаритні розміри. Для виготовлення опорних елементів підшипників ковзання використовують велику групу конструкційних матеріалів (металеві, неметалеві, композиційні), які мають характеризуватися низьким коефіцієнтом тертя, забезпечувати мінімальне зношування пари тертя (вал—вкладиш підшипника), утримувати мастильний матеріал між поверхнями тертя завдяки високій змочуваності вкладишів мастилами. До характеристик антифрикційності підшипникових матеріалів належать також високі теплопровідність, опір утомленості й припрацьовуваність, що дає змогу за рахунок пластичного деформування збільшувати площу фактичного контакту й, отже, зменшувати локальні тиски й нагрівання поверхонь, що контактують.

Вибираючи матеріали для виготовлення елементів підшипників ковзання, необхідно враховувати режими їх експлуатації, характеристиками яких є лінійна швидкість ковзання й тиск на підшипник. Основною характеристикою матеріалу вкладишів для підшипників ковзання є коефіцієнт тертя між вкладишем і валом, зазвичай сталевим.

Для забезпечення ефективної роботи пари тертя матеріал підшипника має бути гетерогенної структури, яка за своєю будовою може бути двох типів (рис. 11.1):

Рис. 11.1
Схема пари тертя
«вал—вкладиш підшипника»:
 1 — вал; 2 — матриця;
 3 — несучий корпус



- тверда основна матриця з м'якими включеннями;
- м'яка пластична основна матриця з твердими включеннями.

У першому випадку м'які включення правлять за джерела мащення. В другому випадку під час роботи пари тертя вал спирається на тверді включення (кристали), які забезпечують достатню зносостійкість. При цьому м'яка основа зношується швидше, й утворюється сітка мікроскопічних каналів, якими циркулюють мастильні матеріали й видаляються продукти зношування. В усіх випадках вкладиші підшипників ковзання спираються на твердий несучий корпус.

У різних галузях машинобудування для виготовлення підшипників ковзання використовуються *металеві матеріали*:

- антифрикційні чавуни;
- алюмінієві антифрикційні сплави;
- антифрикційні сплави на основі олова й свинцю (бабіти);
- цинкові антифрикційні сплави;
- антифрикційні сплави на основі міді;

неметалеві матеріали:

- полімерні антифрикційні матеріали;
- антифрикційна металокераміка;
- вуглецево-графітні антифрикційні матеріали;
- гумові підшипникові матеріали.

11.2 Металеві антифрикційні матеріали

Антифрикційні чавуни — це сплави, в яких за м'яку мастильну складову правлять графітові включення. Як антифрикційні використовують сірі, ковкі й високоміцні чавуни, які мають перлітну або перлітно-феритну основу. Для запобігання адгезійному налипанню матеріалу вкладиша підшипника на сталевий вал уміст фериту в структурі чавунів має не перевищувати 30...50 %. Антифрикційні чавуни легують в основному хромом, міддю, нікелем, титаном.

Маркують антифрикційні чавуни літерою А, після якої йде позначення чавуну, що відповідає формі включень графіту, наприклад, АЧС-1, АЧВ-2, АЧК-1. Цифра означає порядковий номер чавуну, який умовно показує структуру основи й легуючий елемент, наприклад: АЧС-1 — перлітний сірий чавун, легований хромом і міддю; АЧС-3 — перлітно-феритний сірий чавун, легований титаном і міддю.

Згідно зі стандартом випускають антифрикційні сірі чавуни від АЧС-1 до АЧС-6; ковкі — АЧК-1 і АЧК-2; високоміцні — АЧВ-1 і АЧВ-2.

Антифрикційний сірий чавун АЧС-5, який призначений для роботи в умовах високих навантажуваль, піддається гартуванню. Завдяки підвищеному вмісту мангану після термообробки цей чавун набуває переважно аустенітної структури.

Критерієм вибору антифрикційного чавуну є добуток p_v (табл. 11.1), який визначає питому потужність тертя. Виходячи з умов експлуатації, можна вибирати матеріал для підшипника пари тертя, щоб за даних швидкостей ковзання або тисків не перевищувати допустиму питому потужність тертя.

Для зменшення зношування вала вибирають такий антифрикційний чавун, твердість якого нижча за твердість матеріалу вала.

До переваг антифрикційних чавунів належить їхня невисока вартість, а недоліками є погана припрацьовуваність, підвищена чутливість до зменшеного мащення, а також до ударних навантажень.

Таблиця 11.1

Норми навантажування (не більше) й умови застосування антифрикційних чавунів у парах тертя

Марка	Тиск p , 10^4 , Па	Швидкість ковзання v , м/с	$p \cdot v$, 10^4	Характеристика пари тертя
АЧС-1	250	5,0	1000	Із загартованим або нормалізованим валом
	900	0,2	180	
АЧС-2	900	0,2	180	
	10	3,0	30	
АЧС-3	600	0,75	450	Із «сирим» або термічно обробленим валом
АЧС-4	≤ 1500	$\leq 5,0$	≤ 4000	Із термічно обробленим валом
АЧС-5	2000	1,0	2000	Із загартованим або нормалізованим валом в особливо навантажених вузлах тертя
	3000	0,42	1250	
АЧС-6	≤ 900	$\leq 4,0$	900	Із сирим валом в парах тертя із температурою до 300 °С
АЧВ-1	100	8,0	800	Із загартованим або нормалізованим валом за підвищених колових швидкостей
	200	1,0	2000	
АЧВ-2	50	5,0	250	Із «сирим» валом за підвищених колових швидкостей
	1200	1,0	1200	
АЧК-1	2000	2,0	2000	Із термічно обробленим валом
АЧК-2	50	5,0	250	Із «сирим» валом
	1200		1200	

Алюмінієві антифрикційні сплави (табл. 11.2) використовують для виготовлення литих і штампованих вкладишів підшипників ковзання. Як антифрикційні матеріали ці сплави мають високі теплопровідність, порівняно високі границю міцності, модуль пружності й корозійну стійкість. Основними легуючими добавками до алюмінію є Sn, Cu, Ni і Si, які утворюють гетерогенні структури.

Таблиця 11.2

**Склад, норми навантажування й призначення
алюмінієвих антифрикційних сплавів**

Марка	Середній уміст, %				Тиск p , 10^4 , Па	Швид- кість ков- зання v , м/с	T , °C	Призначення
	Sn	Cu	Si	інших еле- ментів				
АОЗ—7	3	7,6	1,0	$\approx 0,75$ Mn	2000	15	100	Монометалеві вкладиші й втулки завтовшки до 10 мм
АО9—2	9	2,2	0,5	$\approx 1,0$ Ni	2500	15	10	
АО6—1	6	1	—	$\approx 1,0$ Ni	3200	20	120	Литі й штамповані вкладиші
АО—9—1	9	1	—	—	3000	20	120	Штамповані біметалеві (зі сталлю) вкладиші
АО20—1	20	1	—	—	3000	20	120	
АН—2,5	—	—	—	$\approx 2,5$ Ni	2000	15	100	Литі, моно- й біметалеві штам- повані вкладиші
АСМ	—	—	—	≈ 5 Sb	2000	10	100	Біметалеві прокатно- штамповані вкладиші
АМСТ	—	1,1	0,15	≈ 5 Sb	4000	15	120	

Антифрикційні властивості алюмінієвих сплавів підвищуються зі збільшенням умісту олова, але кількість його має не перевищувати 10...12 %, оскільки при цьому знижуються зносостійкість і опір утомленості, особливо з підвищенням температури.

Маркують алюмінієві антифрикційні матеріали відповідно до застосовуваних основних легуючих елементів та їх кількості.

Товщина антифрикційного шару алюмінієвих сплавів не перевищує 0,5 мм. У разі роботи у високонавантажених і високошвидкісних парах тертя на робочу поверхню антифрикційного сплаву наносять шар м'якого пластичного матеріалу (чистого олова або Pb і 10 % Sn) завтовшки 0,02...0,03 мм.

Антифрикційні сплави на основі олова й свинцю (бабіти) належать до найширше застосовуваних і найкращих за антифрикційними властивостями матеріалів (табл. 11.3). Основу бабітів станов-

Таблиця 11.3

Склад, структура, фізико-механічні властивості й норми навантажування

Мар-ка	Середній уміст, %						М'я-ка основа	Твер-ді включення	Гус-ти-на, г/см ³	Робо-ча тем-пера-тура, °С	$\sigma_{ГП}$, МПа	δ , %	Кое-фіці-єнти тертя (з ма-шен-ням)	Тиск P , 10 ⁴ , Па	Швид-кість ков-зання v , м/с	ρ , 10 ⁴ (не біль-ше)
	Sn	Sb	Cu	Pb	інших еле-ментів	різних домі-шок (не біль-ше)										
Б83	Основа	10...12	5,5...6,5	—	—	0,55	Олово	Sn, Sb, Cu ₃ Sn	7,4	70	90	6	0,005	1000...1500	50	5000...7500
Б88	»	25...8,25	2,5...3,5	—	—	0,55	»	Cu ₃ Sn	7,3	75	90	9	—	1500...2000	50	7500
БН	9...11	13...15	1,5...2,0	Основа	0,5...0,9 As, 0,7...1,25 Ni	0,35	Сви-нець	Sn, Sb, SnAs ₂	9,5	70	70	1,0	0,006	1000	30	3000
Б16	15...16	15...17	1,5...2,0	»	1,25...1,75 Cd	0,6	»	Sn, Sb, Cu ₃ Sn	9,3	70	80	0,5	0,006	760...1000	30	2000...3000
БС6	5,5...6,5	5,5...6,5	0,1...0,3	»	—	0,5	Евтек-тика + сви-нець+ сурма	Sb	9,8	70	68	12...20	—	1500	—	—
БК2	1,5...2,0	0,2	0,15	»	0,3...0,55 Ca 0,2...0,4 Na	—	Сви-нець	Pb ₃ Ca, Pb ₃ Na	10,5	—	120	2,5	0,004	1500...1800	—	—

лять структурні системи Sn—Sb—Cu, Sn—Sb і Pb—Sb. Як легуючі добавки до бабітів використовують Ca, Cd, Ni, As. Завдяки пластичній основі (олово—свинець) бабіти характеризуються високою припрацьовуваністю й рівномірним приляганням до вала, достатньо високими теплопровідністю й корозійною стійкістю, але мають низький опір утомленості. М'яка основа бабітів — α -розчин сурми в олові, а тверда фаза — твердий β' -розчин на основі Sn—Sb. Легування міддю сприяє усуненню ліквіації в сплавах, яка виникає через значну різницю густин Sn і Sb. Крім того, хімічна сполука Cu_3Sn є твердими кристалами, які поряд із β' -розчином сприяють підвищенню зносостійкості підшипникових вкладишів.

Олов'янисто-сурм'янисті бабіти (Б88, Б83) використовують для високонавантажених підшипників великих дизельних двигунів, електричних машин, турбін, турбокомпресорів і т. п. Свинцевисті бабіти (Б16, БС6, БН) мають м'яку пластичну основу, яка складається з твердого α -розчину Sn, Sb і Cu у свинці й твердих включень SnSb , Cu_3Sn і Cu_2Sb . Ці бабіти використовують для менш навантажених і важливих пар тертя.

Особливу групу становлять дешеві *свинцево-кальцієві бабіти* (БКА, БК2, БК2Ш), які широко використовуються на залізничному транспорті для підшипників вагонів, тепловозних дизелів і т. п. Це сплави на основі системи Pb—Ca—Na, в якій пластичною складовою є твердий розчин Na і Ca у свинці, а твердою складовою — кристали Pb_3Ca та інші елементи, які вводяться у сплав.

Оскільки бабіти мають невисокі міцність і твердість, їх можна застосовувати лише в конструкціях підшипників із міцним сталевим, чавунним або бронзовим корпусом. При цьому бабіти використовують для тонкого (до 1 мм) покриття робочої поверхні опори ковзання. В сучасному машинобудуванні використовують нові комбіновані триметалеві підшипники, які складаються зі сталевієї основи, проміжного пористого (металокерамічного або мідно-нікелевого шару) й робочого свинцевого шару завтовшки не більш як 0,1 мм. Під дією тиску й температури мастильні матеріали з пористого шару потрапляють у зону тертя. Такі антифрикційні матеріали забезпечують високий опір утомленості.

Цинкові антифрикційні сплави за своїми властивостями рівноцінні бабітам, поступаючися лише бабітам на олов'яній основі. Промисловістю виробляються антифрикційні сплави на цинковій основі чотирьох марок (табл. 11.4).

Таблиця 11.4

Характеристика цинкових антифрикційних сплавів

Марка	Середній уміст, %		$\sigma_{\text{т}}$, МПа	δ , %	НВ	Тиск p , 10^4 , Па	Швидкість ковзання v , м/с	Температура, °С
	Al	Cu						
ЦАМ9—1,5Л	9...11	1...2	250	1,0	950	1000/2000	8/10	80/100
ЦАМ9—1,5	9...11	1...2	300	10,0	850	2500	15	100
ЦАМ10—5Л	9...12	4...5,5	250	0,4	1000	1000	8	80
ЦАМ10—5	9...12	4...5,5	350	4,0	900	2000	8	80

Примітки. 1. Цифри в чисельнику відповідають монометалевим виливкам, у знаменнику — біметалевим.

2. Середній уміст Mg — 0,03...0,06 %, різних домішок — 0,35 %.

Антифрикційні сплави на основі міді (табл. 11.5). Найкращі антифрикційні властивості мають олов'яні (БрО10Ф1, БрО10Ц2) і олов'яно-цинково-свинцевисті (БрОЦС4—4—2,5, БрО3Ц12С5, БрО5Ц5С5 та ін.) бронзи. Такі сплави застосовують для молітних підшипників ковзання, що працюють в умовах значних навантажувальних за середніх швидкостей ковзання. В разі невеликих швидкостей ковзання (до 2 м/с) і незначних питомих навантажень як заміник бронз використовують двофазні латуні, які значно поступаються бронзам за антифрикційними властивостями.

Таблиця 11.5

Норми навантажування й властивості антифрикційних бронз і латуней

Марка	Тиск p , 10^4 , Па	Швидкість ковзання v , м/с	$p \cdot v$, 10^4 (не більше)	Коефіцієнт тертя		НВ
				без мащення	з мащенням	
БрО10Ф1	1500	10	150	0,1...0,2	0,004...0,009	1000
БрО5С5Ц5	800	3	1200	0,1...0,2	0,004...0,009	600
БрОС30	2500	12	3000	0,1...0,2	0,004...0,009	250
ЛЦ16К4	1200	2	1000	0,15...0,24	0,009...0,046	1000
ЛЦ38Му2С2	1060	1	1000	0,15...0,24	0,009...0,046	800

11.3 Неметалеві антифрикційні матеріали

Полімерні антифрикційні матеріали (табл. 11.6) мають великий коефіцієнт тертя, досить високі зносо- й хімічну стійкість, забезпечують знижений шум під час роботи. Разом із тим полімерні матеріали порівняно з металевими мають низьку теплопровідність, високий коефіцієнт термічного розширення, невисоку твердість й високу піддатливість. Ці показники обмежують їх застосування тільки для пар тертя, що працюють в умовах невеликих навантажувальних і швидкостей ковзання. З більшою ефективністю їх використовують у комбінації з іншими матеріалами — у вигляді пластмас і металополімерних композицій.

Дуже високі антифрикційні властивості мають фторопластові підшипники. Проте за низького коефіцієнту тертя (від 0,02 до 0,08) фторопласт має невелику міцність, погано відводить тепло й тече «під навантаженням». Тому його використовують в умовах низьких навантажувальних і швидкостей ковзання. Рівень навантажень для фторопластових матеріалів можна значно підвищити в разі використання наповнювачів (Ф4К20, Ф40С15М1,5).

Конструкційний текстоліт, виготовлений із термореактивних пластмас, використовують для підшипників прокатних станів, гідравлічних машин, судових гвинтів. У таких вузлах текстолітові підшипники змащуються водою, під дією якої вони добре охолоджуються й розм'якшуються. Вони працюють із машенням, а також у багатьох активних середовищах (оливі, бензині, слабких кислотах і т. ін.).

Антифрикційна металокераміка — це металокерамічний композиційний матеріал із домішками графіту (до 1...7 %), функція якого — сухе самозмащування. Залежно від металевої основи розрізняють *залізграфіт* і *бронзографіт*. Ці матеріали мають пористу структуру, завдяки чому вони насичуються мастилами зі спеціальних камер. З експлуатаційним підвищенням температури мастила виходять на поверхню й забезпечують машення шийки вала.

Пористість металокерамічних матеріалів коливається від 15 до 25 %. Робоча температура експлуатації становить від 100 до 250 °С.

Норми навантажування антифрикційних полімерів

Назва	Без мащення					З мащенням			
	Тиск $p, 10^4, \text{Па}$	Швидкість ковзання $v, \text{м/с}$	$p v, 10^4$	$T, ^\circ\text{C}$	Коефіцієнт тертя	Тиск $p, 10^4, \text{Па}$	Швидкість ковзання $v, \text{м/с}$	$T, ^\circ\text{C}$	Коефіцієнт тертя
Фторопласт 4	50...70	0,5	4...6		0,04...0,08	150	5	200	0,02...0,03
Фторопласт 4 із наповнювачем (Ф4К20)	100...250	1,0	20...40	120	0,08...0,1	350...400	8...10	200	0,03
Фторопласт 40	60...80	0,5	5	100	0,5...0,6	550	4	160	0,06...0,08
Фторопласт 40 із наповнювачем (Ф40С15М1,5)	100...120	1,0	15...30	100	0,25...0,35	800	7	160 180	0,025...0,08
Фторопласт 3	35	0,5	2	50	0,07...0,08	100	3	125	0,04...0,05
Поліімідні смоли (АК-7; П-610)	200...300	0,5	10...15	75	0,17...0,2	300...250	0,5	100	0,08...0,14
Капрон	150...250	0,2	7...10	80...90	0,15...0,34	200...250	0,5	90... 100	0,08...0,16
Капрон із наповнювачем (АТМ-2)	200...250	2,5...3	350	140	0,1...0,2	800...1000	6...8	175	0,08...0,12
Текстоліт	500	1,0	100	80	0,2...0,3	1000	5...10	100	0,06...0,1

Навантаження для бронзографітів — 6...8 МПа, для залізографітів — 10...15 МПа; коефіцієнт тертя по сталі з мащенням — 0,04...0,09. Такі підшипники працюють за невеликих швидкостей ковзання (до 3 м/с) і відсутності ударних навантажень.

Вуглецево-графітні антифрикційні матеріали призначені для роботи без мащення в підшипникових опорах, ущільнювальних пристроях та інших парах тертя в інтервалах температур від -200 до $+2000$ °С за швидкостей ковзання до 100 м/с і в агресивних середовищах.

Вуглецеві випалені матеріали АО-1500 і А-600 (де цифри показують зусилля пресування, за яких цей матеріал одержано) після насичення сплавом СО5 (95 % Pb і 5 % Sn) і бабітом (Б83) позначають АО-1500-СО5, АО-600-СО5, АО-600-Б83. Такі сплави залежно від виду насичення мають густину від 1,6 до 3,0 г/см³ і працюють за допустимих робочих температур 300...450 °С в окисному середовищі й 1300...1500 °С — без насичувальних включень у відновному й нейтральному середовищах.

Вуглецеві графітовані матеріали (АГ-1500, АГ-600, АГ-600Б83) без металевих включень витримують температури у відновному й нейтральному середовищах до 2300...2500 °С.

Графітопластові й графітофторопластові матеріали є полімерними композиціями на основі епоксикремнієорганічних зв'язувальних (АМС-1, АМС-3) і фторопласту 4 (АФГМ, АФГ-80ВС). Ці матеріали призначені для пар тертя, які працюють при $T = 180...200$ °С і короткочасно — до 320 °С.

Гумові підшипникові матеріали працюють із водяним мащенням і тому ефективно застосовуються як опори гребних гвинтів, підшипників турбобурів, водяних турбін та інших механізмів машин, що працюють у водному середовищі. Досвід експлуатації гумових підшипників у таких умовах засвідчив їхні переваги з погляду зносостійкості й довговічності над металевими.

Гумові підшипники становлять металогумові конструкції, які складаються з металевої втулки або вкладиша, на які наноситься шар гуми певного антифрикційного й зносостійкого складу.

Допустимі навантаження коливаються в широкому діапазоні залежно від частоти обертання вала, мащення та інших умов роботи пари тертя.

**ЗАПИТАННЯ
ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ**

- 1 Яким вимогам мають відповідати антифрикційні матеріали?
- 2 Який механізм взаємодії антифрикційного матеріалу з валом у парах тертя?
- 3 Які основні групи антифрикційних матеріалів?
- 4 Які металеві антифрикційні матеріали використовують у промисловості?
- 5 Які характеристика й особливості експлуатації антифрикційних чавунів?
- 6 Які показники режиму роботи пари тертя визначають можливість застосування того чи іншого антифрикційного матеріалу?
- 7 У чому особливості антифрикційних матеріалів на основі алюмінію?
- 8 Що таке бабіти? Які їх різновиди, особливості, переваги й недоліки?
- 9 Яка характеристика антифрикційних матеріалів на основі цинку та міді?
- 10 Які основні групи неметалевих антифрикційних матеріалів і галузі їх застосування?

**СПИСОК
РЕКОМЕНДОВАНОЇ
ЛІТЕРАТУРИ**

1. *Кузін О. П., Яцюк Р. А.* Металознавство та термічна обробка металів. — Львів: Афіша, 2002. — 300 с.
2. *Технология* конструкционных материалов / Под ред. Г. А. Прейса. — К.: Вища шк., 1991. — 358 с.
3. *Металловедение и сварка* строительных сталей / В. И. Большаков, А. Н. Лукьянскова, В. И. Харченко, Ф. Ф. Вашкевич. — К.: УМК ВО, 1989. — 224 с.
4. *Матеріалознавство. Основи виробництва конструкційних матеріалів та металознавство* / В. І. Большаков, А. М. Лук'янскова, Л. І. Котова. — К.: УМК ВО, 1993. — 237 с.
5. *Никифоров В. М.* Технологія металів і конструкційні матеріали. — К.: Вища шк., 1984. — 344 с.
6. *Марочник* сталей и сплавов / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Веткин и др. — М.: Машиностроение, 1989. — 640 с.
7. *Попович В. В.* Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: У 2 кн. — Львів: УкрДЛТУ, 2000. — Кн. 1. — 264 с.
8. *Яцюк А. І., Яцюк Р. А.* Матеріалознавство. — К.: ІЗМН, 1996. — 168 с.

З М І С Т

Вступ	3
РОЗДІЛ 1. Структурна будова металів і сплавів	5
1.1. Загальні положення	5
1.2. Кристалічна структура металів	6
1.3. Форми й особливості кристалічних утворень	9
1.4. Кристалічна структура реальних металів	14
1.5. Перебіг процесу кристалізації	18
1.6. Формування структури сплавів	23
1.7. Побудова діаграми стану сплавів	28
1.8. Основні типи діаграм стану двокомпонентних сплавів	32
РОЗДІЛ 2. Фізико-механічні властивості металів і сплавів	37
2.1. Загальні положення	37
2.2. Фізичні основи процесу деформування кристалічних матеріалів ..	38
2.3. Поняття про пружне деформування	47
2.4. Поняття про руйнування матеріалів	49
2.5. Утомленість матеріалів	53
2.6. Конструкційна міцність матеріалів	59
2.7. Класифікація механічних властивостей матеріалів і методи їх визначення	61
2.7.1. Механічні властивості, які визначаються за статичного навантажування	61
2.7.2. Механічні властивості, що визначаються за динамічного навантажування	70
2.7.3. Вплив особливих умов експлуатації на механічні властивості металевих конструкційних матеріалів	72
РОЗДІЛ 3. Залізовуглецеві сплави	77
3.1. Характеристика основних компонентів і фазових складових залізовуглецевих сплавів	77
3.2. Діаграма стану залізовуглецевих сплавів	80
3.3. Вплив домішок на властивості залізовуглецевих сплавів	89
3.4. Класифікація й маркування сталей і чавунів	95
РОЗДІЛ 4. Основи термічної обробки сталей і чавунів	103
4.1. Загальні поняття	103
4.2. Основні теоретичні положення	104
4.2.1. Фазове перетворення під час нагрівання до аустенітного стану	106
4.2.2. Перетворення аустеніту під час охолодження	116
4.2.3. Перетворення під час вторинного нагрівання загартованих сталей (відпускання)	127
4.3. Технологія термічної обробки	131
4.3.1. Гартівні середовища	133
4.3.2. Загартовуваність і прогартовуваність сталей	135
4.3.3. Способи й режими термообробки	145

	Відпал першого роду	146
	Відпал другого роду	150
	Гартування	154
	Відпускання	163
4.4.	Термічна обробка чавунів	166
4.5.	Термомеханічна обробка сталей	169
4.6.	Хіміко-термічна обробка сталей	171
	4.6.1. Цементация	171
	4.6.2. Азотування	179
	4.6.3. Ціанування й нітроцементация	181
	4.6.4. Дифузійне насичування	183
4.7.	Дефекти внаслідок термічної обробки	185
РОЗДІЛ 5.	Конструкційні сталі	190
5.1.	Загальні положення	190
5.2.	Будівельні сталі	192
5.3.	Машинобудівні сталі	199
	5.3.1. Цементовані й азотовані сталі	199
	5.3.2. Сталі для штампування	202
	5.3.3. Поліпшувані сталі	203
	5.3.4. Сталі з підвищеною оброблюваністю різанням (автоматні)	206
	5.3.5. Пружинні сталі й сплави	209
	5.3.6. Шарикопідшипникові сталі	212
	5.3.7. Зносостійкі сталі й сплави	214
	5.3.8. Корозійностійкі (нержавіючі) й жаростійкі сталі та сплави	216
	5.3.9. Жароміцні сталі й сплави	223
	5.3.10. Високоміцні сталі	225
	5.3.11. Кріогенні (холодостійкі) сталі й сплави	226
РОЗДІЛ 6.	Інструментальні сталі й сплави	230
6.1.	Основні вимоги до інструментальних матеріалів	230
6.2.	Інструментальні матеріали для механічної обробки заготовок різанням	232
	6.2.1. Сталі для різального інструменту	232
	6.2.2. Швидкорізальні сталі	234
	6.2.3. Тверді металокерамічні сплави	237
	6.2.4. Мінералокерамічні сплави	240
	6.2.5. Надтверді матеріали	241
6.3.	Інструментальні матеріали для механічної обробки заготовок тиском	243
	6.3.1. Загальні положення	243
	6.3.2. Сталі для штампів холодного деформування	245
	6.3.3. Сталі для штампів гарячого деформування	250
6.4.	Сталі для виміррювального інструменту	255
РОЗДІЛ 7.	Чавуни	258
7.1.	Загальні положення	258
7.2.	Білі чавуни	259
7.3.	Сірі чавуни	259
7.4.	Високоміцні чавуни	261

7.5.	Ковкі чавуни	264
7.6.	Леговані чавуни	265
РОЗДІЛ 8.	Сплави на основі кольорових металів	268
8.1.	Загальні відомості	268
8.2.	Мідь і сплави на її основі	269
8.2.1.	Латуні	269
8.2.2.	Бронзи	272
8.3.	Алюміній і сплави на його основі	276
8.3.1.	Загальні відомості	276
8.3.2.	Термічна обробка алюмінієвих сплавів	278
8.3.3.	Деформівні алюмінієві сплави	283
8.3.4.	Ливарні алюмінієві сплави	287
8.3.5.	Спеціальні алюмінієві сплави	291
8.4.	Титан і сплави на його основі	293
8.5.	Магній і сплави на його основі	297
РОЗДІЛ 9.	Неметалеві конструкційні матеріали	301
9.1.	Будова й класифікація полімерів	301
9.2.	Фізико-механічні властивості полімерів	305
9.3.	Пластмаси	307
9.3.1.	Термопластичні пластмаси (термопласти)	308
9.3.2.	Термореактивні пластмаси (реактопласти)	313
9.4.	Гумотехнічні матеріали	316
9.4.1.	Загальні відомості	316
9.4.2.	Механічні властивості гум	318
9.4.3.	Призначення й застосування гум	319
9.5.	Клеї й герметики	321
9.6.	Силікатні матеріали	326
9.6.1.	Неорганічне скло	326
9.6.2.	Технічна кераміка	330
РОЗДІЛ 10.	Композиційні матеріали	334
10.1.	Загальні положення	334
10.2.	Структура композиційних матеріалів	335
10.3.	Композиційні матеріали з металевою матрицею	338
10.4.	Дисперснозміцнені композиційні матеріали	345
10.5.	Псевдосплави	348
10.6.	Полімерні композиційні матеріали	352
10.6.1.	Вуглепластики	353
10.6.2.	Органопластики	356
10.6.3.	Боропластики	358
10.6.4.	Застосування полімерних композиційних матеріалів	359
10.7.	Вуглець-вуглецеві й керамічні композиційні матеріали	363
РОЗДІЛ 11.	Антифрикційні матеріали для підшипників ковзання	368
11.1.	Загальні положення	368
11.2.	Металеві антифрикційні матеріали	370
11.3.	Неметалеві антифрикційні матеріали	376
	<i>Список рекомендованої літератури</i>	380