

О. А. КУЗІН, Р. А. ЯЦЮК

---

# МЕТАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ

Підручник

391413

105

Україна  
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
БІБЛІОТЕКА

Львів  
Афіша  
2002

СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
БІБЛІОТЕКА  
Читальна зала

ББК 34.2 +34.651

К 89

УДК 669.017 + 621.78

Рецензенти:

*О. М. Романів*

д-р техн. наук, проф., чл.-кор. НАН України,  
голова Наук. т-ва ім. Шевченка;

*С. Є. Кондратюк*

д-р техн. наук, проф.,  
Фізико-техн. ін-т металів і сплавів  
НАН України, м. Київ

ISBN 966-7760-36-7

© О. А. Кузін, Р. А. Яцюк, 2002  
© ПТВФ «Афіша», 2002

## ЗМІСТ

Передмова .....	9
Вступ .....	11
<b>Частина I. МЕТАЛОЗНАВСТВО</b> .....	19
<b>Розділ 1. Метали. Класифікація, властивості і методи дослідження</b> .....	19
1.1. Властивості металів і сплавів .....	20
Фізичні властивості .....	20
Механічні властивості .....	23
Технологічні властивості .....	25
Хімічні властивості .....	26
Експлуатаційні (спеціальні) властивості .....	26
1.2. Методи дослідження і випробування матеріалів .....	26
Фізичні дослідження .....	26
Структурні дослідження .....	28
Методи визначення механічних властивостей металів .....	31
<b>Розділ 2. Будова металів</b> .....	38
2.1. Особливості будови в рідкому стані .....	38
2.2. Кристалізація металів .....	38
2.3. Атомно-кристалічна будова металів .....	44
<b>Розділ 3. Пластична деформація і рекристалізація металів</b> .....	52
3.1. Види напружень .....	52
3.2. Пружна і пластична деформації .....	52
Механізм пластичної деформації .....	53
3.3. Вплив нагрівання на структуру і властивості здеформованого металу .....	55
Повернення і полігонізація .....	55
Рекристалізація (утворення нових зерен) .....	56
Холодна і гаряча деформації .....	57
<b>Розділ 4. Руїнування металів</b> .....	58
<b>Розділ 5. Теорія сплавів</b> .....	64
5.1. Характеристика фаз у сплавах .....	64
5.2. Діаграми стану сплавів .....	66
Методика побудови діаграм стану .....	66
Діаграми стану подвійних сплавів, що утворюють механічні суміші із чистих компонентів (I роду) .....	68
Діаграма стану сплавів, що утворюють необмежені тверді розчини (II роду) .....	71
Діаграма стану сплавів, що утворюють обмежені тверді розчини (III роду) .....	72
Діаграма стану сплавів, що утворюють хімічні сполуки (IV роду) .....	73
Зв'язок між властивостями сплавів і типом діаграм стану .....	74
Діаграми стану потрійних сплавів .....	76

Розділ 6. <b>Залізвуглецеві сплави</b> .....	78
6.1. Компоненти і фази залізвуглецевих сплавів .....	78
Залізо та його сполуки з вуглецем .....	78
Діаграма стану системи залізо — цементит .....	79
Критичні точки у залізвуглецевих сплавах .....	83
6.2. Вуглецеві сталі .....	84
Вплив вуглецю на властивості сталі .....	84
Класифікація вуглецевих сталей .....	86
6.3. Чавуни .....	89
Різновидності чавунів .....	91
Процес графітизації чавунів .....	92
Мікроструктура і властивості чавунів .....	93
6.4. Леговані сталі .....	100
Вплив легуючих елементів на перетворення і властивості сталі .....	100
Карбіді в легованих сталях .....	102
Класифікація і маркування легованих сталей .....	103
Розділ 7. <b>Конструкційні сталі</b> .....	106
Автоматні сталі .....	106
Будівельні сталі .....	107
Сталі, що цементуються .....	108
Сталі, що поліпшуються .....	110
Високоміцні сталі .....	111
Пружинно-ресорні сталі .....	113
Підшипникові сталі .....	114
Зносостійкі сталі .....	115
Розділ 8. <b>Інструментальні сталі і сплави</b> .....	116
8.1. Сталі і сплави для різального інструменту .....	116
Вуглецеві сталі .....	117
Леговані сталі .....	118
Швидкорізальні сталі .....	119
Металокерамічні тверді сплави .....	121
Сталі та сплави для деревообробного інструменту .....	123
8.2. Сталі для вимірювального інструменту .....	125
8.3. Штампові сталі .....	125
Сталі для штамів холодного деформування .....	126
Сталі для штамів гарячого деформування .....	127
Розділ 9. <b>Сталі та сплави з особливими фізичними властивостями</b> .....	129
9.1. Магнітні сталі та сплави .....	129
Магнітотверді сталі та сплави .....	130
Магнітом'які сталі та сплави .....	130
9.2. Сплави із заданим коефіцієнтом теплового розширення .....	131
9.3. Сплави з високим електричним опором .....	132
Розділ 10. <b>Порошкові сплави</b> .....	133

Виробництво порошкових сплавів .....	133
Застосування порошкових сплавів .....	134
<b>Розділ 11. Кольорові метали і сплави:</b> .....	135
Алюміній та його сплави .....	135
Магній та його сплави .....	138
Титан та його сплави .....	139
Тугоплавкі метали та їх сплави .....	141
Мідь та її сплави .....	143
Підшипникові сплави .....	146
Благородні метали .....	147
<b>Частина II. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ</b> .....	149
<b>Розділ 12. Теорія термічної обробки</b> .....	149
12.1. Перетворення в сталі при нагріванні, утворення аустеніту .....	151
Вихідна неупорядкована структура .....	151
Вихідна впорядкована структура. Структурна спадковість у сталі .....	153
Ріст зерна аустеніту .....	154
12.2. Перетворення переохолодженого аустеніту .....	157
Дифузійні перетворення аустеніту при охолодженні сталі .....	157
Перлітні перетворення .....	158
Мартенситне перетворення та його особливості .....	162
Проміжне (бейнітне) перетворення .....	167
Ізотермічне перетворення аустеніту в легованих сталях .....	169
Перетворення аустеніту при неперервному охолодженні .....	170
12.3. Перетворення при відпуску загартованої сталі .....	173
Коагуляція карбідів .....	175
Вплив відпуску на механічні властивості .....	177
Крихкість при відпуску легованих сталей .....	178
Старіння вуглецевої сталі .....	179
<b>Розділ 13. Технологія (практика) термічної обробки</b> .....	181
13.1. Відпал першого роду .....	181
13.2. Відпал другого роду (з фазовою перекристалізацією) .....	183
13.3. Гартування .....	186
Загартовуваність і прогартовуваність сталей .....	190
Внутрішні напруження в загартованій сталі .....	193
Способи гартування .....	195
Обробка сталі холодом .....	197
13.4. Відпуск .....	197
13.5. Термомеханічна обробка сплавів .....	199
13.6. Дефекти, які виникають при термічній обробці сталі .....	201
Тріщини .....	201
Деформація і жолоблення .....	202
<b>Розділ 14. Поверхнєве зміцнення металів і сплавів</b> .....	203

14.1. Поверхнєве гартування металів і сплавів .....	203
14.2. Особливості хіміко-термічної обробки металів і сплавів .....	204
14.2.1. Дифузійне насичення сталі вуглецем .....	206
14.2.2. Азотування сталі .....	208
14.2.3. Насичення поверхні сталі азотом і вуглецем .....	209
14.2.4. Дифузійне насичення сплавів металами і неметалами .....	210
14.3. Лазерна термічна обробка .....	212
14.4. Лазерна хіміко-термічна обробка .....	215

<b>Розділ 15. Металеві покриття .....</b>	<b>216</b>
15.1. Електролітичне осаджування металів і сплавів .....	216
15.1.1. Покриття чистими металами .....	216
15.1.2. Покриття сплавами .....	229
15.2. Хімічне осаджування .....	233
15.3. Гарячі нанесення .....	234
15.4. Плакування .....	235
15.5. Металізація напиленням .....	236

### **Частина III. ВИБІР МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН .....**

238

<b>Розділ 16. Властивості металічних матеріалів і основи їх раціонального вибору ..</b>	<b>238</b>
Фізико-хімічні властивості .....	239
Механічні властивості .....	239
Трищинистійкість .....	241
Холодноламкість .....	242
Втомна міцність .....	245
Опір зношуванню .....	248
Технологічні властивості .....	252
Врахування економічних вимог .....	254

### **Розділ 17. Використання системних підходів при оптимізації технологій обробки сплавів .....**

256

Короткий тлумачний словник з металознавства .....	268
Список літератури .....	299
Короткі відомості про авторів .....	301

## **ПЕРЕДМОВА**

Даний підручник призначений для студентів машинобудівних вузів і в повному об'ємі може використовуватись при вивченні курсів «Матеріалознавство і технологія металів», «Металознавство». Окремі розділи підручника можуть бути використані, при вивченні курсів «Технологія термічної обробки», «Інструментальні матеріали», «Основи використання матеріалів в конструкціях і виробках». Навчальний матеріал у підручнику наведений з врахуванням останніх досягнень металознавства та суміжних наук. При написанні підручника використано досвід наукової роботи авторів у Фізико-механічному інституті ім. Г. В. Карпенка НАН України та багаторічний досвід викладання авторами у Львівському політехнічному інституті (нині — Національний університет «Львівська політехніка»).

Створити цю книгу авторів спонукала фактична відсутність стислого підручника українською мовою, який би об'єдував у собі весь матеріал курсу, а також необхідність стабілізації української технічної термінології. Відомі підручники О. П. Гуляєва «Металловедение» та Ю. М. Лахтіна «Металловедение и термическая обработка металлов», за якими вчилися не одне покоління інженерів, мають обсяг понад 500 сторінок і не в повній мірі відповідають кількості годин, що виділяються для вивчення цих курсів. Сучасні підручники Ю. П. Солнцева та ін. «Материаловедение» та Г. П. Фетисова та ін. «Материаловедение и технология металлов» практично недоступні українському читачу та мають ще більший обсяг — понад 600 сторінок. Підручники В. І. Большакова та ін. «Матеріалознавство» та О. М. Бяліка та ін. «Металознавство», навчальні посібники А. І. Яцюка та Р. А. Яцюка «Матеріалознавство» та В. В. Поповича «Технологія конструкційних матеріалів і металознавство» також не знімають всіх проблем оскільки розкривають не всі частини курсу та лишають деякі прогалини.

Намагання привести зміст книги у відповідність до потреб спеціалістів машинобудівних спеціальностей змусило авторів більше уваги звернути на обробку поверхонь деталей і вибір матеріалів. В деяких підручниках і посібниках цим питанням також приділяється серйозна увага, але рекомендації, що в них містяться носять рецептурний характер, загальні принципи вибору металічних матеріалів і технологій їх обробки розглядаються в недостатньому об'ємі. То ж наявність розділу вибір металів і сплавів для виготовлення деталей машин

у даному підручнику дозволяє більш логічно об'єднати між собою інші розділи книги, пов'язати теорію з практикою. В підручнику також описана методологія використання системного аналізу при дослідженні зв'язків між структурою і властивостями сплавів. Розглянуто принципи і закономірності розробки і побудови інваріантних моделей структури сплавів, реалізація яких на рівні числових оцінок дає можливість проводити фізичне обґрунтування технологій обробки, що забезпечують підвищення експлуатаційної надійності виробів, відкриває можливості для більш широкого застосування в металознавстві електронно-обчислювальної техніки.

При створенні підручника автори максимально старалися врахувати діючі державні стандарти України: ДСТУ 2494—94 «Метали. Оброблення зміцнювальне. Терміни та визначення»; ДСТУ 2494—94 «Прокат чорних металів. Терміни та визначення дефектів поверхні»; ДСТУ 2552—94 «Руди залізні та марганцеві. Види і властивості. Терміни та визначення»; ДСТУ 2733—94 «Корозія та тимчасовий протикорозійний захист металевих виробів. Терміни та визначення»; ДСТУ 2541—94 «Вирбництво ливарне. Терміни та визначення»; ДСТУ 2751—94 «Металургія порошкова. Терміни та визначення» та ДСТУ 3830—98 «Корозія металів і сплавів. Терміни та визначення основних понять».

Автори глибоко вдячні рецензентам: член-кореспонденту НАН України, професору О. М. Романіву і професору С. В. Кондратюку за цінні поради та зауваження що були висловлені в процесі роботи над підручником. Автори також вдячні О. В. Мельникову та співробітникам видавництва за допомогу, що була надана при підготовці підручника до друку.

Автори будуть вдячні за зауваження та побажання, спрямовані на покращення змісту підручника, які можна надсилати за адресою: 79005, м. Львів, вул. Костя Левицького, буд. 4, ПТВФ «Афіша». E-mail: [publish-afisha@utel.net.ua](mailto:publish-afisha@utel.net.ua).



## ВСТУП

В історії суспільства метали і сплави завжди відігравали важливу роль, оскільки ніяка праця без них неможлива. Відповідно до матеріалу, з якого люди виготовляли собі знаряддя для добування засобів до життя, розрізняють великі історичні епохи:

Кам'яний вік — 800 тисяч років тому;

Мідний вік — IV тисячоліття до н. е.;

Бронзовий вік — III тисячоліття до н. е.;

Залізний вік — середина II тисячоліття до н. е.

Тривалий час людство використовувало такі матеріали, як каміння, дерево, кість, ріг тому технологія матеріалів починається з давніх часів. Одним з перших матеріалів у житті людини був камінь. Але і бронза, залізо та інші метали мають в першооснові каміння — руду.

На початку цінність каменя визначали виключно за його формою та масою. Потім люди звернули увагу на твердість каменю. Далі вже зацікавились його складом і внутрішніми властивостями. Пізнавши властивості каменю, вони почали відкривати закони фізики, хімії. Вивчення відбитків рослин і тварин на камінні, дало змогу проникати у таємниці органічного світу. І чим глибше пізнавала людина каміння, тим більше нових матеріалів вдалося їй створити, тим сильнішою вона ставала в протистоянні природі. Будуючи міста, фабрики, заводи, прокладаючи дороги, запускаючи у космос ракети, людина використовує у роботі незліченну кількість мінеральної сировини. З розвитком машинної індустрії значення матеріалів різко зросло, а технологія їх обробки стала вдосконалюватись.

Коли йдеться про нові досягнення сучасної техніки, слід пам'ятати, що однією з їх передумов було створення нових матеріалів з наперед заданими властивостями (міцністю, твердістю, зносостійкістю, стійкістю до дії високих температур і агресивного середовища і т. п.). І хоча у металів з'явилися серйозні конкуренти, такі як полімери та керамічні матеріали, вони зберігають свої вагомі позиції у основних сферах людської діяльності. Особливе значення в історії людства має залізо — один з основних продуктів сучасної промисловості. Ще народи давнього світу виробляли й використовували залізо і його сплави та піддавали їх термічній обробці.

Нині з металу або з його допомогою виробляють величезну кількість предметів — від цвяха до космічного корабля. Виробництво металів, уміння

покращувати їх властивості, створення матеріалів з наперед заданими властивостями — важливі показники, що характеризують рівень розвитку суспільства, віддзеркалюють ступінь техніко-економічної зрілості країни.

Швидкий розвиток техніки вимагав застосування нових металічних матеріалів, що стало можливим тільки тоді, коли почалось систематичне вивчення зв'язків між складом, обробкою, будовою і властивостями металів і сплавів. Усе це вимагало також підготовки фахівців з металознавства. Значний внесок у цю справу зробив німецький вчений Георг Бауер (1494—1555), більше знаний за своїм латинським іменем Агрікола. Він опублікував фундаментальну працю «Про гірничу справу та металургію», у якій докладно описав усі відомі на той час мінерали, техніку видобування та способи збагачення руд, тогочасні обладнання та процеси металургії. Михайло Васильович Ломоносов (1711—1765), що був знайомий з працею Агріколи та інших європейських вчених, у 1763 році видав свою класичну працю «Перші основи металургії або рудних справ», що багато десятиліть служила в Росії підручником з металознавства та металургії.

Вперше використав хімічне травлення зразків для дослідження сталі французький вчений Р. Реомюр (1683—1757). Систематичні металографічні дослідження проведені австрійським вченим А. Відманштеттом (1754—1849) дозволили вивчити структуру метеоритного заліза, встановити присутність аналогічної структури в сталевих зливках і в перегрітій сталі. На честь вченого, що відкрив цю структуру, вона була названа відманштеттовою. Застосування протекторного захисту для зменшення корозії мідних частин корпусів кораблів було запропоновано англійським вченим Х. Деві (1778—1829), який використав з цією метою залізні листи, що кріпились до корпусу корабля нижче ватерлінії.

На протязі багатьох століть застосування металів і сплавів та їх обробка мали ремісницький характер. Випадково відкриті секрети виробництва передавались із покоління в покоління, поки такі «естафети» знань не переривались. Відомим прикладом втраченого секрету є випадок із булатною сталлю, яка застосовувалась із давніх часів для виготовлення зброї високої якості. Булатом ця сталь називалась в Російській імперії, дамаською — на Близькому Сході, толедською — в Іспанії, і сталлю вуц в Індії. На початку XIX ст. секрет виготовлення і обробки цієї сталі був втрачений. В різних країнах намагалися відновити втрачену технологію, але ці намагання успіху не мали.

Вирішив цю складну технічну проблему Павло Петрович Аносов (1799—1851), який в першій половині XIX століття налагодив масове виробництво булатної зброї на Златоустівському заводі. При вирішенні цієї проблеми для вивчення будови сталі П. П. Аносов вперше у світі (1831 р.) застосував мікроскоп.

Винахідником конверторного способу отримання сталі вважають англійця Генрі Бесемера (1813—1898), який вперше запропонував і здійснив (1854—1856 рр.) виплавку сталі, не витрачаючи палива, шляхом продування повітря через розплавлений чавун. Бесемерівський процес (1878 р.) розвинув англійський інженер Сідні Томас (1850—1885). Він запровадив у практику футерування конверторів доломітом. Таке футерування дозволило вилучати з чавуну фосфор,

і, частково, сірку. У Франції 1864 року інженеру П'єру Мартену (1824—1915) вдалося отримати на поду полуменевої печі рідку сталь, до того цим шляхом отримували сталь у тістоподібному стані. Для цього він застосував принцип регенерації теплоти охолоджувальних пічних газів для підігрівання палива і повітря, яке подають у піч.

Дослідження структури сталей і чавунів в залежності від швидкості охолодження були проведені німецьким вченим А. Ледебуром (1837—1906), на честь якого була названа структурна складова сплавів Fe—C, і А. Мартенсом (1850—1914), прізвищем якого була названа структурна складова, що утворюється при швидкому охолодженні сталей.

Теорія будови сталі отримала розвиток в роботах Олександра Степановича Лаврова (1838—1904), який описав явище ліквідації і встановив її залежність від розмірів зливка. Він вперше у 1891 році застосував алюміній для розкислення сталі, запропонував, виготовив і використав на практиці термітні порошки.

Початки теорії і наукових основ технології термічної обробки сталі були закладені у працях Дмитра Константиновича Чернова (1839—1921). Його відкриття (критичні температури, названі згодом точками Чернова, — 1869 р.; вдосконалення конверторного процесу — підігрівання малокремнистого чавуну у вагранці перед продувкою; застосування збагаченого киснем повітря для продувки рідкого чавуну — 1876 р.; теорія кристалізації зливка — 1879 р.) дістали визнання у всьому світі. Д. К. Чернова було обрано почесним віцепрезидентом англійського інституту заліза і сталі, почесним членом американського інституту гірничих інженерів і ряду інших наукових закладів. Видатний американський металург Г. М. Хоу присвятив свою ґрунтовну працю, видану в 1903 р.: «Професору Д. К. Чернову, батькові металогрії заліза». Заслуги вченого у розвитку науки про метали настільки великі, що у 1900 році у Парижі на відкритті Всесвітньої виставки, де зібралися експерти-металурги всіх країн, її голова Монгольф'є сказав: «Вважаю своїм обов'язком відкрити і публічно заявити у присутності стількох знавців і спеціалістів, що наші заводи і вся сталеварна справа зобов'язана сучасним розвитком і успіхом значною мірою працям і дослідженням російського вченого інженера Д. К. Чернова, та прошую вас висловити йому наше визнання і вдячність від імені всієї металургійної промисловості». Своїм відкриттям Д. К. Чернов заклав теоретичні передумови створення металознавства як науки.

У 1888 році, французький інженер-металург Флоріс Осмонд (1849—1912) лабораторним шляхом за допомогою термоелектричного пірометра Ле-Шательє, визначив критичні точки Чернова  $A_1$  та  $A_3$ .

Уперше в 1908 році застосував закони фізичної хімії для пояснення процесів, що відбуваються в бесемєрівському конвертері і у сталевій ванні мартенівської печі Володимир Юхимович Грум-Гржимайло (1864—1928).

Перший етап розвитку металознавства у сучасному розумінні цієї дисципліни припадає на 70-ті роки XIX ст. — 20-ті роки XX ст. У цей період в Англії, Німеччині, Росії, США, Франції, Швеції, Японії та інших країнах були виконані

численні роботи з вивчення мікроструктур, впливу на них теплової обробки, властивостей залежно від структури металів. На машинобудівних і металургійних заводах створюються перші металознавчі лабораторії, при політехнічних інститутах — нові факультети, які готують інженерів-металургів, металознавців. Тут ведуться дослідження, які заклали фундамент металознавства. Переважно це були експериментальні пошуки. Наприклад, Томас Едісон (1847—1931), щоб знайти матеріал для лампочки розжарювання, перепробував десять тисяч різних матеріалів, поки не підібрав вугільну нитку, що може нагріватися до високої температури у вакуумі.

1898 року англійський вчений У. Робертс-Аустен (1843—1902), чийм ім'ям названо одну із структур сталі — аустеніт, опублікував перше систематизоване дослідження сплавів заліза з вуглецем і діаграму стану системи залізо-вуглець. В Англії 1888 року Роберт Гадфільд (1858—1940) видав працю про леговані сталі.

Систематичні дослідження структурних і фазових перетворень були виконані відомим американським вченим Е. Бейном (1891—1974). В 1929 р. Бейн опублікував роботу по дослідженню розпаду аустеніту при ізотермічному відпалі. Йому першому вдалось виділити продукти перетворення, які характерні для певних температур перетворення, а не змішані продукти, що отримуються при неперервному охолодженні.

В 1889 р. шотландський інженер із Глазго Дж. Райлі заявив про створення ним нікелевої сталі.

Розробка в 1902 р. американськими вченими Ф. Тейлором і М. Уайтом швидкорізальної сталі привела до перевороту в машинобудуванні. Різко зросла продуктивність обробки, з'явилися нові швидкісні верстати і автомати.

На початку ХХ ст. німецький дослідник А. Вільм створив високоміцний сплав алюмінію з міддю — дуралюмін, міцність якого внаслідок старіння в декілька разів перевищила міцність технічного алюмінію і інших алюмінієвих сплавів при збереженні достатнього запасу пластичності. Використання дуралюміну в літакобудуванні на тривалий час визначило прогрес в цій галузі техніки.

В 1919 році американський металознавець П. Меріка відкрив природу старіння дуралюмінів, пов'язавши зміцнення при старінні з утворенням дисперсних виділень в пересиченому твердому розчині. Це було одне із найбільш видатних досягнень в теорії термічної обробки: за діаграмами стану із змінною розчинністю компонентів у твердому стані стало можливим передбачити області хімічних складів сплавів, які здатні до дисперсійного твердіння.

Успіхи вчених у цей час дозволили металознавству стати теоретичним підґрунтям багатьох технологічних дисциплін, таких як металургія (виплавка та розливка сплавів), обробка тиском, ливарне виробництво, термічна обробка, порошкова металургія.

Новий якісний крок у подальшому розвитку металознавства було зроблено завдяки працям академіка М. С. Курнакова (1860—1941), який побудував і вивчив діаграми стану багатьох металевих систем.

Із розвитком металознавства ставало зрозуміло, що одного знання структури та властивостей матеріалу недостатньо, що необхідно збагнути сутність явищ, тобто атомнокристалічну будову металів. Проте обійтися тут лише металографічним мікроскопом було вже неможливо.

Другий етап розвитку металознавства розпочинається з 20-х років ХХ ст., коли для дослідження металевих сплавів було застосовано рентгеноструктурний аналіз, який дав змогу виявити закономірності атомної та структурної будови металів та зміну цієї будови під впливом теплової, хімічної та механічної обробок. Починаючи з цього часу, у металознавстві широко використовуються фізичні методи дослідження, що споріднює сучасне металознавство із фізикою твердого тіла взагалі та фізикою металів зокрема. Крім рентгеноструктурного аналізу застосовують електронномікроскопічний фазовий аналіз та інші способи фізичних досліджень, а також методи визначення різних фізичних властивостей. Для вивчення дифузії металів, ліквідації, зношування та виявлення внутрішніх дефектів у масивних металевих виробах використовують метод радіоактивних ізотопів. Швидкопротікаючі перетворення у сплавах досліджують методами мікрокінетики, осцилографії та ін.

Незаперечними є заслуги відомого вченого А. М. Бочвара (1870—1947), який розробив теорію антифрикційних сплавів, створив ряд підшипникових сплавів, започаткував металознавство урану і плутонію, жароміцних кольорових металів А. А. Бочвар (1902—1984). Довго залишалася невідомою природа загартованої сталі але у 1927 році Г. В. Курдюмов (1902—1992) визначив, що структура загартованої сталі — це перенасичений розчин вуглецю в залізі. Великий внесок у розвиток металознавства зробив академік О. О. Байков (1870—1946), який розвинув основи теорії фазових перетворень і металургійних процесів.

Суттєве значення для розвитку металознавства в ХХ столітті мають праці О. П. Гуляєва, К. П. Буніна, Б. М. Арзамасова, Ю. М. Лахтіна, І. М. Богачова, В. Д. Садовського.

Академік Є. О. Патон розробив основи теорії міцності зварних з'єднань металів і сплавів, дугове зварювання під флюсом (1940 р.). Під керівництвом президента НАН України Б. Є. Патона були створені технології зварювання різноміцних металів і сплавів, розвинуті нові напрямки металургії і зокрема — спецеелектрометалургія.

Значний внесок у розвиток металознавства зробили такі українські вчені: М. М. Давиденков, Б. Л. Медовар, Ю. А. Шульте, М. П. Браун, Б. С. Натапов, Б. Б. Винокур, С. В. Серенсен, І. М. Францевич, В. М. Хрущов.

Основи теорії і практики цементації сталей були закладені І. А. Фещенко-Чопівським (1894—1952).

Явище оберненості мартенситних перетворень, механізм і кінетика перетворення перліту в аустеніт, відпуск загартованої сталі, природу переходу металу з об'ємно-центрованими кубічними решітками в крихкий стан, фазові перетворення в титанових сплавах були вивчені академіком В. Н. Гриднєвим, С. П. Ошкардовим, О. М. Івасишиним та їх учнями.

На основі наукових розробок нові технічні рішення по підвищенню якості і експлуатаційних характеристик прокату були розроблені під керівництвом академіка К. Ф. Стародубова, його учнями І. Г. Узловим, В. Я. Савенковим, В. К. Бабичем, І. Є. Долженковим.

Важливе значення для розвитку теорії кристалізації і термічної обробки сплавів з метою отримання оптимального співвідношення показників фізичних, хімічних, механічних та інших властивостей мають роботи академіка Ю. М. Тарана та його учнів.

Створення і розвиток наукового напрямку фізико-хімічної механіки матеріалів під керівництвом академіка Г. В. Карпенка, дало можливість розробити нові сплави із заданими властивостями для роботи в активних середовищах.

Розрахункові моделі твердого тіла, які застосовуються для оцінки тріщиностійкості металічних матеріалів були розроблені академіком В. В. Панасюком.

Основні положення структурної механіки руйнування були розвинуті в роботах О. М. Романіва. Теорія і практика дифузійного насичення сплавів металами і неметалами, захисту від корозії отримала розвиток в роботах В. І. Похмурського, Г. Г. Максимовича, І. І. Василенка.

Прискорення науково-технічного прогресу нерозривно пов'язане із ефективним застосуванням традиційних і розробкою нових металічних матеріалів. В Україні питаннями подальшого удосконалення металів та сплавів, проведенням фундаментальних та наукових досліджень займаються: Інститут металофізики; Фізико-технологічний інститут металів та сплавів; Інститут надтвердих матеріалів; Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона; Інститут проблем міцності; Інститут проблем матеріалознавства; Фізико-технічні інститути (у Харкові та Донецьку); Дніпропетровський інститут чорної металургії; Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка.

Металознавство, як спеціальна дисципліна сформувалася протягом останніх ста років та викладається конструкторам та металургам як самостійна дисципліна чи як складова матеріалознавства іншим спеціалістам у вищих навчальних закладах. В нашій державі підготовка спеціалістів, які вивчають дану дисципліну ведеться у всіх вищих технічних навчальних закладах. Потрібно відзначити, що металознавство почали вивчати у навчальних закладах на території сучасної України з XIX століття в Київському та Львівському політехнічних інститутах.

В наш час виробництво металів виконує одну з основних функцій в господарстві будь-якої країни, а продукція металургії має пріоритетне значення на світових ринках. Металургійна промисловість, як галузь світової економіки, розвивається в стійкому режимі, хоча і невисокими темпами.

Глибокі якісні і структурні зміни в світовій економіці сприяли росту металозбереження у всіх сферах господарювання. Підтвердженням цього є тенденція зниження розрахункового показника питомого споживання сталевий продукції на одиницю валового внутрішнього продукту. Це досягається новими розробками в металургії, а також розширенням використання пластмас, кераміки,

композитів, до складу яких входять, як металеві так і неметалеві матеріали, а також аморфних матеріалів, що отримуються методами гранулометалургії. У світі вводяться нові потужності по виробництву сталі, причому 70% в країнах, що розвиваються. Якщо на початку 70-х років XX століття сталь виплавляли у 65 країнах світу, то зараз більше ніж у 100 країнах, які створили національні металургійні комплекси, що конкурують на міжнародних ринках.

Загальна динаміка розвитку сталеплавильної промисловості наведена в табл. 1.

Таблиця 1

## Динаміка світового виробництва сталі за роками, млн. т.

Країни і групи країн	1990	1992	1995	1997	1998	2000	2001
Світ в цілому	770,3	722,7	750,4	748,1	711,5	847,6	846,9
Китай	66,3	80,2	94,0	107,3	113,5	127,2	148,9
США	89,7	84,3	95,2	99,2	94,5	101,8	90,1
Японія	110,3	98,1	101,6	104,5	97,5	106,4	102,9
Російська Федерація	89,6	62,1	49,2	48,4	44,2	59,1	59,0
Республіка Корея	23,1	28,0	36,8	42,5	36,4	43,1	43,9
Україна	55,0	41,8	20,9	23,5	22,1	31,8	33,1

Аналіз даних показує падіння світового виробництва сталі після 1990 р. Позиції галузі початку десятиріччя були відновлені. Але в 90-ті роки відбулись значні зміни в об'ємах виробництва сталі в різних країнах. Зокрема частка країн Далекого Сходу і Південно-Східної Азії у світовому виробництві сталі зросла в 1,6 рази. Китай по виробництву сталі вийшов на 1-е місце в світі. Стан металургійної промисловості України характеризується даними наведеними в табл. 2.

Таблиця 2

## Виробництво продукції чорної металургії України за роками, млн. т

Роки	Товарна руда		Чавун	Сталь	Стальні труби		Готовий прокат чорних металів
	залізна	марганцева			млн. т	млн. м	
1	2	3	4	5	6	7	8
1913	6,9	0,3	2,9	2,4	0,1	—	1,9
1940	20,2	0,9	9,6	8,9	0,6	—	5,6
1950	21,0	0,9	9,2	8,4	0,9	—	5,8
1960	59,1	2,7	24,2	26,2	2,2	227,0	18,0
1970	111,0	5,2	41,4	46,6	4,5	452,0	32,7
1980	125,0	6,9	46,5	53,7	6,3	686,0	36,0

1	2	3	4	5	6	7	8
1990	105,0	7,1	44,9	52,6	6,5	599,0	38,6
2000	55,9	2,7	25,7	31,8	1,7	229,0	22,6
2001	54,8	2,7	26,4	33,5	1,7	227,0	25,4

Сучасні технології, що застосовуються у промисловості та інших сферах господарської діяльності формують підвищений попит на конструкційні матеріали з високими експлуатаційними властивостями, які закладають основи для чергового етапу технологічної революції.

За останні роки металознавство зробило нові кроки: почали застосовуватись більш сучасні види термічної і хіміко-термічної обробки сталей, розвинута теорія легування і мікролегування сплавів, на її основі створені високоміцні, корозійностійкі, жароміцні сталі, а також сплави алюмінію, магнію, титану та інших металів. З розвитком електровакуумної техніки, напівпровідникової електроніки, ядерної промисловості все більш широко застосовуються в техніці рідкісні метали та їх сплави.

Металознавство — це наука, що вивчає залежність між складом, будовою, властивостями металів і сплавів та закономірності їх змін під впливом зовнішніх факторів з метою вибору і створення сплавів з наперед заданими властивостями у відповідності із вимогами їх практичного використання.

Завдання даного курсу — надати студентам необхідні знання про основні металічні матеріали, їхній склад, властивості та призначення; про техніко-економічну ефективність застосування тих чи інших металічних матеріалів; про принципи вибору цих матеріалів залежно від конкретних умов їх роботи; про те, чому одні метали і сплави тверді та міцні, інші — пластичні та в'язкі, одні — кислото- та жаростійкі, інші — швидко розчиняються в кислотах і легко окисляються, одні є жароміцними, інші — втрачають міцність з підвищенням температури тощо; про те, в який спосіб і в якому напрямку можна змінити властивості того чи іншого металу і що внаслідок цього можна отримати. Ці знання необхідні для курсового та дипломного проектувань, спеціалістам — для їх практичної діяльності.

Наука про метали наближається до такого стану, коли на основі системного аналізу з використанням обчислювальних машин, можна буде проводити обґрунтування хімічного складу, структури, прогнозувати і розраховувати з достатньою точністю властивості нових унікальних сталей і сплавів.



## Частина I

# МЕТАЛОЗНАВСТВО

## Розділ I

### МЕТАЛИ. КЛАСИФІКАЦІЯ, ВЛАСТИВОСТІ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Під металами розуміють такі елементи, які, вступаючи у хімічну реакцію з неметалами, віддають їм свої валентні електрони.

Метали — кристалічні тіла, що характеризуються високими: електро- та теплопровідністю, ковкістю та іншими властивостями, що обумовлені наявністю в них значної кількості рухомих електронів провідності. Колір металу залежить від його здатності відбивати світло у видимому діапазоні довжин хвиль.

Усі метали ділять на дві великі групи: чорні (залізні) й кольорові (незалізні).

Чорні метали — це залізо та його сплави (сталь, чавун, феросплави). На їх частку припадає 95% світової металопродукції.

Кольорові метали — усі інші метали, крім чорних.

Для оцінки й дослідження властивостей металів і сплавів застосовують різні методи — фізичні, структурні, механічні.

Розповсюдженість металів показана в табл. 3.

Таблиця 3  
Розповсюдженість хімічних елементів в земній корі, % маси

Назва елемента	Вміст	Назва елемента	Вміст	Назва елемента	Вміст
Кисень (O)	49,5	Фтор (F)	0,065	Олово (Sn)	0,004
Кремній (Si)	25,3	Сірка (S)	0,05	Кобальт (Co)	0,003
Алюміній (Al)	7,5	Барій (Ba)	0,05	Свинець (Pb)	0,0016
Залізо (Fe)	5,08	Хлор (Cl)	0,045	Миш'як (As)	0,0005
Кальцій (Ca)	3,39	Стронцій (Sr)	0,04	Бор (B)	0,0003
Натрій (Na)	2,63	Рубідій (Rb)	0,031	Уран (U)	0,0003
Калій (K)	2,40	Цирконій (Zr)	0,02	Бром (Br)	0,00016
Магній (Mg)	1,93	Хром (Cr)	0,02	Йод (I)	0,00003
Водень (H)	0,97	Ванадій (V)	0,015	Срібло (Ag)	0,00001
Титан (Ti)	0,62	Азот (N)	0,01	Ртуть (Hg)	0,000007
Вуглець (C)	0,1	Мідь (Cu)	0,01	Золото (Au)	0,0000005
Марганець (Mn)	0,09	Нікель (Ni)	0,008	Платина (Pt)	0,0000005
Фосфор (P)	0,08	Цинк (Zn)	0,005	Радій (Ra)	0,000000001

## 1.1. ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Властивості металів і сплавів залежать від їх складу і стану. Домішки, які є в металі чи в сплаві, значно змінюють його властивості. Наприклад, 0,1% Р в міді знижує її електричну провідність у 2 рази, а 0,5% Р — більш як у 5 разів.

Властивості металів і сплавів прийнято розділяти на фізичні, механічні, технологічні, хімічні та експлуатаційні (спеціальні).

## Фізичні властивості

До фізичних відносять теплові властивості (теплоємність, теплопровідність, температура плавлення, теплове розширення), електричну провідність, магнітну проникність, густину, колір тощо.

*Теплоємністю* називають здатність металу при нагріванні поглинати певну кількість теплоти. Теплоємності різних металів порівнюють за значенням питомої теплоємності. Питома теплоємність — це кількість теплоти, що необхідна для підвищення температури 1 кг металу на 1 °С. Питома теплоємність залежить від температури, хоча в багатьох випадках цієї залежністю нехтують.

Теплоємність речовин залежить від умов нагрівання. Розрізняють теплоємність при постійному тиску  $C_p$  і теплоємність при постійному об'ємі  $C_v$ . Завжди  $C_p > C_v$ . Для твердих речовин теплоємності  $C_p$  і  $C_v$  мало відрізняються. Питомі теплоємності деяких матеріалів наведені у табл. 4.

Таблиця 4

Питомі теплоємності деяких матеріалів при постійному об'ємі

Матеріал	$C_v$ , кДж/(кг·град)	Матеріал	$C_v$ , кДж/(кг·град)
Дерево (сосна, дуб)	1,7—2,8	Cu	0,39
Fe	0,45	Sn	0,23
Au	0,13	Hg	0,14
Латунь	0,38	Pb	0,13
Лід	4,19	Сталь	0,46
Mg	1,3	Чавун	0,50

*Теплопровідністю* називають здатність металів передавати теплоту від більш нагрітих до менш нагрітих ділянок тіла. Теплопровідність характеризується коефіцієнтом теплопровідності  $\lambda$ , Вт/(м·град). Велику теплопровідність мають при 0 °С срібло, алюміній, мідь (табл. 5). Теплопровідність заліза майже у 5 разів менша, ніж міді. Малу теплопровідність мають марганець, вісмут, титан.

Коефіцієнти теплопровідності деяких матеріалів

Матеріал	$\lambda$ , Вт/(м·град.)	Матеріал	$\lambda$ , Вт/(м·град.)
Ag	429,0	H <sub>2</sub> O	0,6
Cu	403,0	Скло	0,4—1,0
Fe	86,5	Дерево	0,16—0,25
Sn	68,2	Асбест	0,12
Pb	35,6	O <sub>2</sub>	0,024
Hg	7,82	N <sub>2</sub>	0,024

Теплопровідність має велике значення при виборі матеріалу для деталей. Наприклад, якщо метал погано проводить теплоту, то при нагріванні і швидкому охолодженні (термічна обробка, зварювання) в ньому утворюються тріщини. Деякі деталі машин (лопатки турбін, поршні двигунів) повинні виготовлятися з металів, що мають високу теплопровідність.

Температурою плавлення  $T_{\text{пл}}$  називають температуру переходу металу з твердого стану до рідкого. Залежно від температури плавлення розрізняють: — тугоплавкі метали (W — 3416 °C, Re — 3180 °C, Ta — 2950 °C, Nb — 2500 °C, Mo — 2620 °C, Hf — 2222 °C, Cr — 1903 °C, V — 1900 °C, Zr — 1852 °C, Ti — 1725 °C);

— легкоплавкі метали (Sn — 232 °C, Pb — 327 °C, Zn — 419,5 °C, Al — 660 °C).

Найнижчу температуру плавлення (−38,9 °C) має Hg.

До особливо тугоплавких сполук відносяться TiN — 3200 °C, HfN — 3580 °C, ZrC — 3805 °C, TaC — 4070 °C, HfC — 4160 °C.

Домішки у кристалічних речовинах знижують температуру плавлення. Цим користуються на практиці для одержання сплавів з низькою температурою плавлення. Наприклад, сплав Вуда, що містить 50 % Bi, 25 % Pb, 5 % Sn, 12,5 % Cd має температуру плавлення 68 °C.

Тепловим розширенням називають здатність металів збільшуватися в розмірі при нагріванні і зменшуватися при охолодженні. Теплове розширення визначається коефіцієнтом лінійного розширення —  $\alpha$  (к. л. р.); останній ( $\alpha$ ) характеризує збільшення одиниці довжини при нагріванні на 1 °C від 0 °C:

$$\alpha = \frac{l_2 - l_1}{l_1(t_2 - t_1)}$$

де  $l_1, l_2$  — початкова і кінцева довжина взірця,  $t_1, t_2$  — початкова і кінцева температура.

Коефіцієнт об'ємного розширення (к. о. р.) дорівнює  $3\alpha$ .

Великий к. л. р. при 20 °C мають: Rb —  $90 \cdot 10^{-6}$ , Zn —  $30 \cdot 10^{-6}$ , Pb —  $28 \cdot 10^{-6}$ , Al —  $23,1 \cdot 10^{-6}$ , Cu —  $16,4 \cdot 10^{-6}$ , Fe —  $11,5 \cdot 10^{-6}$ . Для порівняння к. л. р. скла<sup>1</sup> становить  $7-9 \cdot 10^{-6}$ ; кремнію при 3 °C —  $2,5 \cdot 10^{-6}$ .

<sup>1</sup> Наведено к. л. р. скла в температурному інтервалі 1—100 °C

Малий к. л. р. мають: W —  $4,3 \cdot 10^{-6}$ , Mo —  $4,9 \cdot 10^{-6}$ , Ti —  $7,14 \cdot 10^{-6}$ . Коефіцієнт лінійного розширення визначають на дилатометрі.

Теплове розширення необхідно враховувати при зварюванні, куванні, гарячому штампуванні, при складанні точних з'єднань і приладів, при будівництві мостових форм, укладанні залізничних рейок.

Електрична провідність та електричний опір характеризують здатність металів проводити електричний струм. Висока електрична провідність необхідна, наприклад, для проводів електричного струму (Cu, Al) і навпаки, при виготовленні електронагрівальних приладів і печей необхідні сплави з високим електричним опором (ніхром, константан, манганін).

Малий питомий опір електричному струму (мкОм·м) при 20 °С мають: Ag — 0,0159; Cu — 0,0175; Al — 0,028; великий питомий опір — Mn — 1,85; Bi — 1,068.

За електричною провідністю матеріали розділяють на провідники, напівпровідники та діелектрики. Провідники мають провідність  $\sigma > 10^6$  (Ом·м)<sup>-1</sup>, напівпровідники  $\sigma = 10^{-8}$ — $10^6$  (Ом·м)<sup>-1</sup>, діелектрики —  $\sigma < 10^{-8}$  (Ом·м)<sup>-1</sup>.

Електрична провідність металів залежить від ступеня їх чистоти. У чистих металів питомий опір менший ніж у сплавів.

Електрична провідність металів залежить від температури. При підвищенні температури вона зменшується.

Багато металів (Al, Ti, Zn, Pb та ін.) при низьких температурах набувають властивості надпровідності (тобто зниження електричного опору до нуля). Надпровідність — властивість багатьох провідників, при якій їх електричний опір стрибком падає до нуля при охолодженні нижче відповідної, критичної температури  $T_c$ . Температура, при якій спостерігається повне зникнення опору, називається критичною. Критичні температури чистих металів знаходяться в інтервалі від сотих долей градуса Кельвіна (К) до 9 К (табл. 6). У надпровідний стан можуть переходити також кілька сот металічних сплавів і сполук та деякі сильно леговані напівпровідники.

Таблиця 6

**Температура переходу в надпровідний стан  
і критичне магнітне поле**

Речовина	Критична температура	Критичне поле $H_0$
	$T_c, K$	
Pb	7,2	800
Ta	4,5	830
Sn	3,7	310
Al	1,2	100
Zn	0,88	53
W	0,01	1

Другий найважливіший параметр для надпровідників — критичне магнітне поле  $H_0$ , при перевищенні якого надпровідники переходять у нормальний (ненадпровідний) стан (табл. 6).

*Магнітні властивості.*

Коефіцієнт магнітної проникності:

$$\mu = \frac{B}{H},$$

де  $B$  — магнітна індукція,

$H$  — напруженість магнітного поля.

Максимальну магнітну проникність мають Fe (до температури 768 °C), Ni, Co та деякі сплави (наприклад, Fe+Ni). Інші метали мають незначну магнітну проникність, їх вважають практично немагнітними.

Матеріали з магнітними властивостями застосовують в електротехнічній апаратурі та для виготовлення магнітів.

*Густина металу* характеризується масою в одиниці об'єму. За густиною всі метали ділять на легкі (менше 4500 кг/м<sup>3</sup>) і важкі. Густина має велике значення при створенні різних виробів. Наприклад, в літако- та ракетобудуванні прагнуть використовувати легші метали і сплави (алюмінієві, магнієві, титанові), що сприяє зниженню маси виробів.

Найбільшою густиною відрізняється Os — 22500 кг/м<sup>3</sup>, найменшою — Li — 530 кг/м<sup>3</sup>).

*Кольором* називають здатність металів відбивати світлове випромінювання з відповідною довжиною хвилі і набувати при цьому забарвлення. Наприклад, Cu має рожево-червоний колір, Al — сріблясто-білий.

## Механічні властивості

Під механічними властивостями розуміють здатність металу чинити опір дії зовнішніх сил. При виборі матеріалу для виготовлення деталей машин необхідно враховувати його механічні властивості (міцність, пружність, ударну в'язкість, твердість та витривалість), їх визначають за допомогою механічних випробувань, при яких метали піддають дії зовнішніх сил (навантажень). Зовнішні сили можуть бути статичними, динамічними або циклічними (повторно-змінними). Навантаження викликає у твердих тілах напруження і деформацію.

*Напруження* — відношення навантаження до одиниці площі поперечного перерізу зразка.

*Деформація* — зміна форми та розмірів твердого тіла під впливом зовнішніх сил. Для визначення міцності, пружності і пластичності метали у вигляді зразків круглої (плоскої) форми випробовують на статичне розтягнення — за ГОСТом 1497. Випробування проводять на розривних машинах і одержують діаграму розтягнення (рис. 1). На осі абсцис відкладають значення деформації, на осі ординат — навантаження, яке прикладене до зразка.

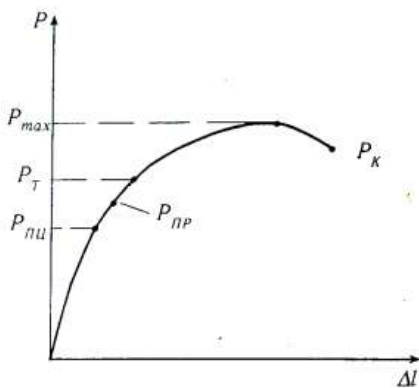


Рис. 1. Умовна діаграма розтягнення

зачення близькі до нуля. Крихкість конструкційного матеріалу — властивість негативна.

*Ударна в'язкість* — здатність матеріалу чинити опір динамічним навантаженням. Ударна в'язкість визначається відношенням витраченої на руйнування зразка роботи до площі його поперечного перерізу і вимірюється в МДж/м<sup>2</sup>:

$$K_C = K / F.$$

Визначення ударної в'язкості особливо важливе для металів, які працюють при низьких температурах і виявляють схильність до холодноламкості. Чим нижчий поріг холодноламкості, тобто температура, при якій в'язке руйнування матеріалу переходить у крихке, і більший запас в'язкості матеріалу, тим більш надійним є матеріал.

*Холодноламкість* — зниження ударної в'язкості при низьких температурах.

*Циклічна в'язкість* — здатність матеріалу поглинати енергію при повторно-змінних навантаженнях. Матеріали з високою циклічною в'язкістю швидко гасять вібрації, які є причиною передчасного руйнування. Наприклад, чавун має високу циклічну в'язкість. Для станин верстатів і корпусних деталей чавун цінніший від вуглецевої сталі.

*Твердість* — здатність матеріалу чинити опір проникненню в нього іншого, твердішого тіла. Високу твердість мають металорізальні інструменти: різці, свердла, фрези. Твердість металу визначають за Брінелем, Роквелом і Вікерсом.

Твердість металу в малих об'ємах оцінюють шляхом визначення мікротвердості. Наконечник приладу являє собою алмазну піраміду (чотиригранну) з кутом при вершині 136°. Мікротвердість оцінюють за величиною діагоналі відбитка.

*Втома* — процес поступового накопичення пошкоджень матеріалу під дією повторно-змінних напружень, які призводять до утворення тріщин і руйнувань.

Втома металу викликається концентрацією напружень в окремих його об'ємах (в місцях накопичення неметалічних і газових включень, структурних дефектів). Випробування на втому проводять на машинах для повторно-змінного вигинання закріпленого одним або обома кінцями зразка, що обертається; на машинах для випробувань на розтягнення-стиснення і на повторно-змінне скручування. У результаті випробувань визначають границю витривалості, що характеризує опір втомі.

*Витривалість* — властивість матеріалу протистояти втомі. Границя витривалості — максимальне напруження (задане число циклів навантаження), яке може витримати метал без руйнування. Між границями витривалості та міцності існує приблизна залежність:

$$\sigma_{-1} = 0,43\sigma_s; \sigma_{-1p} = 0,43\sigma_s,$$

де  $\sigma_{-1}, \sigma_{-1p}$  — границі витривалості відповідно при вигині і розтягненні-стисненні.

### **Технологічні властивості**

Технологічні властивості характеризують здатність металу піддаватись обробці у холодному і гарячому стані. Їх визначають при технологічних випробуваннях, оцінюючи придатність металу до того чи іншого способу обробки.

Після технологічних випробувань зразок оглядають. При відсутності тріщин, надривів, розшарування, зламу визнається, що він витримав випробування.

До найважливіших технологічних властивостей відносять: оброблюваність різанням, зварюваність, ковкість, ливарні властивості тощо.

*Оброблюваність різанням* — одна з найважливіших технологічних властивостей, бо переважна більшість деталей вузлів і конструкцій піддається механічній обробці. Одні метали обробляються добре, інші, що мають високу твердість — слабо. Дуже в'язкі метали і метали з низькою твердістю також погано обробляються. Покращити обробку сталі різанням можна термічною обробкою.

*Зварюваність* — здатність металів утворювати нерознімне з'єднання, властивості якого близькі до властивостей основного металу. Її визначають випробуванням зварного зразка на вигин або розтяг.

*Ковкість* — здатність металу оброблюватись тиском у холодному чи гарячому стані без ознак руйнування. Ковкість визначають випробуваннями на осаджування до заданого ступеня деформації. Якщо на боковій поверхні не утворюється тріщина, метал придатний для обробки тиском.

*Ливарні властивості* — здатність металів утворювати виливки без тріщин, раковин, інших дефектів. Основні ливарні властивості — рідкотекучість, усадка, ліквіація.

*Рідкотекучість* — здатність розплавленого металу добре заповнювати порожнину ливарної форми.

*Усадка* — зменшення об'єму металу при кристалізації. Усадка — причина утворення усадочних раковин і усадочної пористості в зливках і виливках.

*Ліквіація* — неоднорідність хімічного складу сплавів, яка виникає при кристалізації й обумовлена тим, що сплави кристалізуються не при одній конкретній

температурі, а в інтервалі температур. Чим ширший температурний інтервал кристалізації, тим сильніше розвивається ліквіація. Найбільш сильними ліквіуючими домішками є S, O<sub>2</sub>, P, C. Вони найсильніше впливають на ширину температурного інтервалу кристалізації.

### Хімічні властивості

До хімічних властивостей відноситься хімічна стійкість проти дії зовнішнього середовища (кислот, лугів, води, повітря, газів, високої температури тощо).

Не всі метали однаково стійкі проти корозії. Так, Pb дуже стійкий проти дії деяких кислот і лугів, а Fe і Cu такими властивостями не володіють. Au і Pt мають високу хімічну стійкість у воді, а Fe, Cu, Mg у воді руйнуються.

Для досягнення високої хімічної стійкості металічних деталей різних машин виробляють спеціальні нержавіючі кислотостійкі сталі, а також виконують різні захисні покриття.

### Експлуатаційні (спеціальні) властивості

Ці властивості, залежно від умов роботи, визначають спеціальними випробуваннями. Однією з найважливіших експлуатаційних властивостей є зносостійкість.

*Зносостійкість* — властивість металу чинити опір зносу, тобто поступовому зменшенню розмірів і зміні форми тіла внаслідок руйнування поверхневого шару виробу при терті.

Випробування металів на зношування проводять у лабораторних і експлуатаційних умовах шляхом вимірювання розмірів, зважування зразків та іншими методами.

До експлуатаційних властивостей також належать холодностійкість, жароміцність, антифрикційність, поведінка металів при підвищених і знижених температурах і тиску. Крім того, це властивості, рівень яких недостатній у звичайних сплавах. Але вони їх набувають, коли в сплав при виплавці вводять спеціальні домішки. Наприклад, сплави з високим активним опором, немагнітні сплави, сплави з особливими магнітними властивостями, з постійним коефіцієнтом розширення.

## 1.2. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ І ВИПРОБУВАННЯ МАТЕРІАЛІВ

### Фізичні дослідження

*Термічний метод* призначений для визначення критичних точок, тобто тих температур, при яких у сплаві відбуваються будь-які перетворення. Критичні точки визначають термоелектричним пірометром, що складається з двох частин — термопари та гальванометра. Суть методу: нерознімне з'єднання термопари занурюють у розплавлений метал для реєстрації початку або кінця кристалізації або у спеціально просвердлений отвір у зразку, що досліджується, і через певні



проміжки часу (звичайно через 15—30 с) знімають покази гальванометра. На підставі отриманих результатів будують криві, відкладаючи на осі абсцис час, а на осі ординат — температуру (рис. 2).

*Дилатометричний метод* застосовують для визначення критичних точок у сплаві. Базується на об'ємних змінах, що відбуваються при нагріванні чи охолодженні. Практично спостерігають зміну не об'єму, а довжини нагрітого чи охолодженого зразка.

*Магнітна дефектоскопія.* Метод застосовують для виявлення дефектів, які порушують суцільність феромагнітних металів (сталі, чавуни), дрібних поверхневих та внутрішніх тріщин, раковин і т. п., а також для контролю за якістю термічної обробки. Для цього застосовують магнітні порошки (сухий метод) або магнітні суспензії, що осідають на межах дефекту. Для виявлення дефектів існують спеціальні прилади — дефектоскопи.

*Люмінесцентний метод.* Люмінесценцією називають холодне світіння речовини (тобто без нагрівання до високої температури), зумовлене різними причинами: освітленням речовини, проходженням у ній електричного струму (у газах і парі), хімічними процесами.

На здатності деяких органічних сполук флуоресценціювати, тобто світитися під дією ультрафіолетових променів, і ґрунтується люмінесцентний метод виявлення дефектів. Проте за цим методом можна знаходити лише відкриті поверхневі дефекти, типу мікротріщин. Порівняно з магнітним він дозволяє контролювати магнітні й немагнітні матеріали (алюміній, пластмаси тощо). Практично контроль люмінесцентним методом здійснюють так: деталь старанно очищують і занурюють у ванну з флуоресцентним розчином (суміш трансформаторного мастила, гасу та спеціального зелено-золотистого порошку) і витримують у ньому 10—15 хв. Розчин проникає у мікротріщини. Потім розчин зливають з поверхні, деталь висушують і опромінують ультрафіолетовим світлом, виявляючи місця світіння. Джерелом ультрафіолетових променів є ртутно-кварцева лампа з алюмінієвим відбивачем і світлофільтром (затримує промені видимого світла і пропускає ультрафіолетові промені).

*Ультразвуковий метод.* Дефекти у виробх можна знайти і за допомогою звуку. Наприклад, якщо стукати нігтем по чашці, тарілці, то за звуком легко можна встановити наявність або відсутність у них тріщин; стукаючи молотком по бандажу колеса вагона за звуком визначають, є в ньому дефект чи ні. Але за звуком, який сприймає людське вухо, можна визначити лише дефекти великих розмірів. Пояснюється це тим, що людське вухо чує звуки, що утворюються

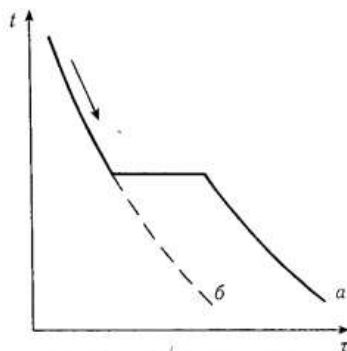


Рис. 2. Криві охолодження сплавів при наявності фазового перетворення *a* і при його відсутності *б*

тілами з частотою від 16 до 20 тисяч коливань на секунду. Якщо тіло коливається з більшою частотою, то такий звук вухо не сприймає. Нечутні звуки називають ультразвуковими.

За допомогою ультразвуку можна виявити дуже малі дефекти (розміром 1—2 мм), розташовані досить глибоко (на відстані кількох метрів від поверхні). Це пояснюється надто великою частотою ультразвуку (сотні тисяч і навіть мільйони коливань на секунду). Чим більша частота, тим менша довжина звукової хвилі і тим менший дефект можна виявити. Приклад з водяною хвилею: якщо камінь у воді більший від довжини хвилі, то хвиля, вдаряючись об камінь, відкочується назад, а якщо менший, то хвилі його огинають і йдуть далі, ніби й не зустрічали на своєму шляху ніякої перешкоди. Аналогічно водяним ведуть себе й звукові хвилі. Якщо довжина такої хвилі велика, то і відбивається вона від великої перешкоди. Даний метод базується на відбитті звукових хвиль від дефекту, розташованого всередині металу. Ультразвуковий метод винайшов у 1928 р. професор С. Я. Соколов. Для отримання дуже високої частоти ультразвукових коливань використовують кварцеву пластину, через яку пропускають змінний струм. Внаслідок коливань кварцевої пластини у повітрі утворюються звукові хвилі, які спрямовують на поверхню досліджуваної деталі. Хвилі що відбиваються від дефекту, повертаються на поверхню і утворюють ультразвукову луну, яка також уловлюється кварцевою пластинкою. Ультразвукова луна збуджуватиме на металевих пластинах, між якими розташована кварцева пластинка, електричний струм, який підсилюється і вимірюється приладом. Ультразвук надсилають у деталь не безперервно, а періодично. Час між посланням ультразвуку і поверненням його назад і є критерієм оцінки глибини залягання дефекту.

### Структурні дослідження

*Макроструктурний аналіз.* Передбачає вивчення макроструктури металу, тобто будови металу, яку можна спостерігати без збільшення або при невеликому збільшенні за допомогою лупи (від 2 до 30 разів). Дозволяє встановити розміри та форму кристалів, знаходити дефекти литва та термообробки (раковини, шлакові вclusions, тріщини тощо). Макроструктуру досліджують безпосередньо на поверхні деталі, у зламі або на спеціальному зразку (темплеті) після шліфування і травлення відповідним розчином. Потравлювач по-різному розчиняє різні структурні складові та розтравлює дефекти, що й видно на поверхні темплету.

*Мікроскопічний аналіз.* Застосовують для вивчення будови металу при збільшенні від 50 до 2000 разів з допомогою спеціального металографічного мікроскопа. Вперше для дослідження структури його застосував П. П. Аносов.

Мікроскопічний аналіз слугує для визначення форми та розмірів кристалічних зерен, з яких складається сплав; для знаходження змін внутрішньої будови металу під впливом різних обробок (термічної та хіміко-термічної), а також після зовнішньої механічної дії на сплав; для визначення хімічного складу деяких структурних складових; для виявлення мікротріщин та неметалевих включень.

Мікроструктурні дослідження мають велике значення, оскільки механічні властивості металу певною мірою залежать від структури. Для дослідження мікрошліфів застосовують оптичні металомікроскопи. Оптична схема металографічного мікроскопа зображена на рис. 3. Промені від освітлювача 1, що заломлюються призмою 2, проходять через об'єктив 3, відбиваються від мікрошліфа 4, знову проходять через об'єктив 3, далі через призму 5 і окуляр 6. Збільшення мікроскопа дорівнює добутку збільшень об'єктива і окуляра.

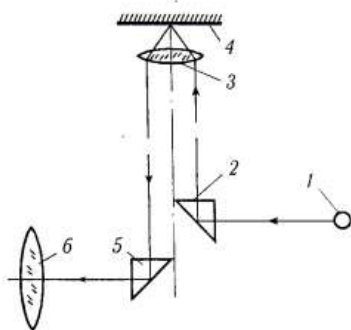


Рис. 3. Оптична схема металографічного мікроскопа

**Електронна мікроскопія.** Дослідження структури металів та сплавів з допомогою електронного мікроскопа називають електронною мікроскопією. В електронному мікроскопі джерело світла замінено джерелом електронів, які виходять з електронної гармати, а скляні лінзи замінені електромагнітними лінзами. Електронна гармата представляє собою вольфрамову спіраль, нагріту до високої температури (катод). За анод править пластинка з отвором посередині. Між спіраллю й анодом, що знаходяться на невеликій відстані, створюється потужне електричне поле, необхідне для прискорення руху електронів. Прискорені електрони проходять крізь отвір анода і прямують до об'єкта. Залежно від методу дослідження існує кілька конструкцій електронних мікроскопів:

- просвітлювальні, в яких потік електронів проходить через об'єкт; зображення є наслідком різного розсіювання електронів на об'єкті.
- відбивальні, коли зображення утворюється відбитими від поверхні об'єкта електронами.
- емісійні, в яких зображення утворюється від поверхні, що світиться під дією електронів.
- растрові, де зображення утворюється за рахунок емісії електронів, що випромінюються з поверхні, на яку падає і безперервно переміщується потік первинних електронів.

Найпоширеніші просвітлювальні електронні мікроскопи, в яких об'єкт досліджують в електронних променях. З огляду на це предмет дослідження має бути дуже тонким. При дослідженні звичайних мікрошліфів на електронному мікроскопі застосовують переважно метод реплік (оксидних, лакових, кварцевих, вугільних), що відтворюють рельєф поверхні мікрошліфа і пропускають електронні промені. Через різні ділянки об'єкта проходить різна кількість електронів (менша від грубих і щільних ділянок і більша від тонких і нещільних). Це спричиняє контрастність зображення, тобто відображення будови предмета, що досліджується. Просвітлювальні електронні мікроскопи дають збільшення в 400 тисяч разів.

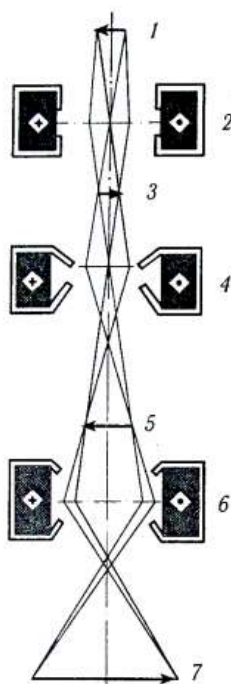


Рис. 4. Принципова схема електронного мікроскопа

Принцип дії електронного мікроскопа показаний на рис. 4. Електрони, що вилітають з великою швидкістю з гармати 1, проходять крізь отвір анода і прямують до конденсорної лінзи 2, що збирає їх у пучок на об'єкті дослідження 3. Далі об'єктивна лінза 4, змінюючи напрям потоку електронів, що розсіюються окремими елементами об'єкта, дає першу ступінь збільшення 5 (проміжне зображення). Остаточне збільшення 7 отримують після проходження електронних променів через проєкційну лінзу 6. Воно дорівнює добутку збільшень об'єктивної та проєкційної лінз.

*Метод радіоактивних ізотопів.* Ізотопами називають атоми з тотожними хімічними властивостями, але різною атомною масою. Метод радіоактивних ізотопів полягає у тому, що атоми введених у метал радіоактивних ізотопів зазнають радіоактивного перетворення, яке супроводжується радіоактивним випромінюванням і яке легко виявити. Атоми радіоактивних ізотопів виділяються з безлічі атомів, тобто вони наче мічені, тому даний метод ще називають методом мічених атомів. Метод дає змогу контролювати процеси, що відбуваються в металах при їх виготовленні та обробці, наприклад розподіл атомів під час кристалізації металу.

Для вивчення процесу розміщення елементів у сплав вводять радіоактивний ізотоп елемента, розподіл якого у сплаві й досліджують. З готового сплаву виготовляють мікروشліф і приводять його у контакт з емульсією фотопластинки (фотоплівки). Випромінювання ізотопу діє на фотопластинку, як і світло. Так отримують мікрорадіограму, яку розглядають під мікроскопом.

*Рентгеноструктурний аналіз і рентгенівська дефектоскопія.* Рентгеноструктурний аналіз застосовують для дослідження внутрішньої будови кристалів, їх орієнтування і визначення внутрішніх напружень (викривлення решітки). Рентгенівські промені — це електромагнітні хвилі дуже малої довжини (від 0,02—0,2 нм). Порівняно з довжиною світлових хвиль рентгенівські хвилі у 10 тисяч разів коротші.

Рентгенівський аналіз побудований на відбиванні рентгенівських променів від атомів кристалічної решітки і на інтерференції рентгенівських променів, тобто здатності їх підсилювати, послаблювати або взагалі гасити один одного. Для дослідження монокристалів використовують рентгенівські трубки, які дають пучок променів з різними довжинами хвиль, так зване біле рентгенівське випромінювання. Полікристалічні метали і сплави досліджують у променях з певною довжиною хвилі — монохроматичних променях. Тому аноди електронних трубок виготовляють з хрому, заліза, міді, молібдену або кобальту.

Одним із методів рентгеноструктурного аналізу полікристалічних металів та сплавів є метод порошків (рис. 5). При цьому рентгенівські промені із трубки 1 спрямовують на м'який порошок (розміром до 1 мм) металу, який знаходиться у тонкій (діаметром 1 мм) целулоїдній трубці 2. Відбиті від порошку рентгенівські промені фіксують на фоточутливу плівку 3. Отримують рентгенограму, яку потім розшифровують. Рентгенівські промені можуть тією чи іншою мірою проникати через будь-яке тіло, хоча інтенсивність їх проникнення буде різною, оскільки частково поглинаються і розсіюються самим тілом. На цій властивості й базується метод контролю деталей просвічуванням, тобто рентгенівська дефектоскопія (рис. 6). Сучасною потужною рентгенівською апаратурою можна просвічувати зразки сталі товщиною до 300 мм, зразки алюмінію — до 600 мм.

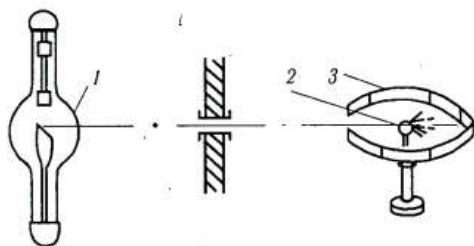


Рис. 5. Принцип рентгеноструктурного аналізу методом порошків:  
1 — рентгенівська трубка; 2 — зразок;  
3 — рентгенівська плівка

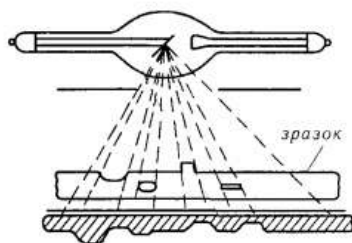


Рис. 6. Отримання проєкції виробу на фотоплівці при просвічуванні (схема)

### **Методи визначення механічних властивостей металів**

Механічні властивості металів, як і інших матеріалів (міцність, пружність, пластичність, в'язкість), є вихідними даними при проектуванні і створенні різних машин, механізмів і споруд.

Методи визначення механічних властивостей металів розділяють на чотири групи:  
— статичні, коли навантаження зростає повільно і плавно (випробування на розтяг, стиск, згин, крутіння, твердість);

— динамічні, коли навантаження зростає з великою швидкістю (випробування на ударний згин);

— циклічні, коли навантаження багаторазово змінюється (випробування на втому);

— технологічні — для оцінки поведінки металу при обробці тиском (випробування на згин, перегин, видавлювання).

*Випробування на розтяг* (ГОСТ 1497-84). Проводяться на стандартних зразках круглого або прямокутного перерізу. При розтязі зразок деформується під дією навантаження, яке плавно зростає до моменту його розривання. Під час

випробування зразка знімають діаграму розтягу (рис. 7, а), яка фіксує залежність між силою  $P$ , що діє на зразок, і викликаною нею деформацією  $\Delta l$  ( $\Delta l$  — абсолютне видовження).

В'язкість (внутрішнє тертя) — здатність металу поглинати енергію зовнішніх сил при пластичній деформації і руйнуванні (визначають величиною дотичної сили, прикладеної до одиниці площі шару металу, який підлягає зсуву).

Пластичність — властивість твердих тіл незворотно деформуватися під дією зовнішніх сил.

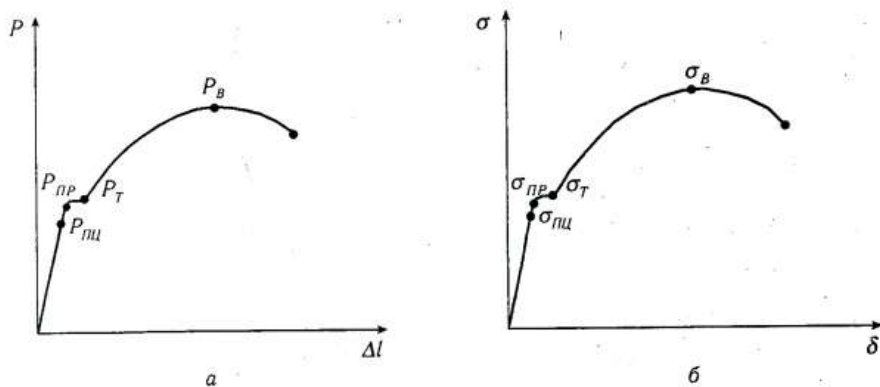


Рис. 7. Діаграма розтягу низьковуглецевої сталі а і залежність між напруженням і відносним видовженням б

При випробуванні на розтяг визначають:

$\sigma_B$  — границю міцності,  $\text{МН/м}^2$  ( $\text{кг/мм}^2$ ),

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0},$$

де  $P_B$  — найбільше навантаження,  $F_0$  — початкова площа перерізу зразка;

$\sigma_{пц}$  — границю пропорційності,  $\text{МН/м}^2$  ( $\text{кг/мм}^2$ ),

$$\sigma_{пц} = \frac{P_{пц}}{F_0},$$

де  $P_{пц}$  — навантаження, що відповідає границі пропорційності;

$\sigma_{пр}$  — границю пружності,  $\text{МН/м}^2$  ( $\text{кг/мм}^2$ ),

$$\sigma_{пр} = \frac{P_{пр}}{F_0},$$

де  $P_{пр}$  — навантаження, що відповідає границі пружності (при  $\sigma_{пр}$  залишкова деформація відповідає 0,05—0,005% початкової довжини);

$\sigma_T$  — границю текучості, МН/м<sup>2</sup> (кг/мм<sup>2</sup>),

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0},$$

де  $P_T$  — навантаження, що відповідає границі текучості, Н;

$\delta$  — відносне видовження, %,

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} 100\%,$$

де  $l_0$  — довжина зразка до розривання, м;

$l_1$  — довжина зразка після розривання, м;

$\psi$  — відносне звуження, %,

$$\psi = \frac{F_0 - F_1}{F_0} 100\%,$$

де  $F_0$  — площа перерізу до розривання, м<sup>2</sup>;  $F_1$  — площа перерізу після розривання, м<sup>2</sup>.

*Випробування на твердість. Твердість* — це опір матеріалу проникненню в нього іншого, твердішого тіла. З усіх видів механічного випробування визначення твердості є найпоширенішим.

*Випробування за Брінелем* (ГОСТ 9012-83). Проводяться шляхом вдавлення в метал сталевої кульки. У результаті на поверхні металу утворюється сферичний відбиток (рис. 8, а). Твердість за Брінелем визначається згідно формули:

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \cdot 10^{-6}, \text{ МПа},$$

де  $P$  — навантаження на метал, Н;

$D$  — діаметр кульки, м;

$d$  — діаметр відбитка, м.

Чим твердіший метал, тим менша площа відбитка. Діаметр кульки і навантаження встановлюють залежно від металу, який досліджують, його твердості та товщини. При випробуванні сталі та чавуну вибирають  $D = 10$  мм і  $P = 30$  кН (3000 кгс), при випробуванні міді та її сплавів  $D = 10$  мм і  $P = 10$  кН (1000 кгс), а при випробуванні дуже м'яких металів (Al, бабітів та ін.)  $D = 10$  мм і  $P = 2,5$  кН (250 кгс). При випробуванні зразків товщиною менше 6 мм вибирають кульки з меншим діаметром — 5 і 2,5 мм. На практиці користуються таблицею переведення площі відбитка у число твердості.

Метод Брінеля не рекомендується застосовувати для металів твердістю понад  $HB 450$  (4500 МПа), оскільки кулька може здеформуватись, що спотворить результати випробувань.

Для переведення числа твердості в систему SI користуються коефіцієнтом  $K = 9,8 \cdot 10^6$ , на який помножують табличне значення твердості:  $HB = HB \cdot K$ ,  $Па = HB \cdot K \cdot 10^{-6}$  МПа.

Випробування за Роквелом (ГОСТ 9013-83). Здійснюють шляхом вдавлювання в метал алмазного конуса ( $\alpha = 120^\circ$ ) або сталеві кульки ( $D = 1,588$  мм або  $1/16''$ , рис. 8, б). Прилад Роквела має три шкали — В, С і А. Алмазний конус застосовують для випробування твердих матеріалів (шкали С і А), а кульку — для випробування м'яких матеріалів (шкала В). Конус і кульку вдавлюють двома послідовними навантаженнями: попереднє  $P_0$  і загальне  $P = P_0 + P_1$ , де  $P_1$  — основне навантаження. Попереднє навантаження  $P_0 = 100$  Н (10 кгс). Основне навантаження складає 900 Н (90 кгс) для шкали В, 1400 Н (140 кгс) для шкали С і 500 Н (50 кгс) для шкали А.

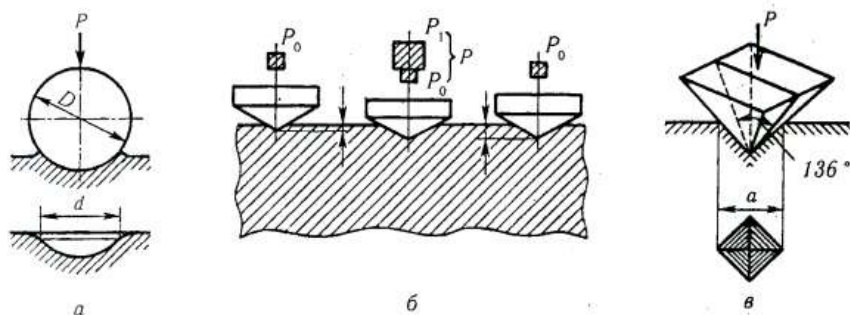


Рис. 8. Схема визначення твердості:  
а — за Брінелем; б — за Роквелом; в — за Вікерсом

Твердість за Роквеллом вимірюють в умовних одиницях. За одиницю твердості приймають величину, що відповідає осьовому переміщенню наконечника на відстань 0,002 мм. Твердість за Роквеллом обчислюють так:

$$HR = 100 - e \text{ (шкали А і С); } HR = 130 - e \text{ (шкала В).}$$

$$\text{Величину } e \text{ визначають за формулою } e = \frac{h - h_0}{0,002},$$

де  $h$  — глибина проникнення в метал наконечника під дією загального навантаження  $P$  ( $P = P_0 + P_1$ );

$h_0$  — глибина проникнення наконечника під дією попереднього навантаження  $P_0$ .

Залежно від шкали твердість за Роквеллом позначають  $HRB$ ,  $HRC$ ,  $HRA$ .

Випробування за Вікерсом (ГОСТ 2999-83). У основі методу — вдавлювання в поверхню (шліфовану чи навіть поліровану), що підлягає випробуванню, чотиригранної алмазної піраміди ( $\alpha = 136^\circ$ ) (рис. 8, в). Метод використовують для визначення твердості деталей малої товщини і тонких поверхневих шарів, які мають високу твердість.

Твердість за Вікерсом:

$$HV = 1,854 \frac{P}{d^2} 10^{-6}, \text{ МПа,}$$



де  $P$  — навантаження на піраміду, Н;

$d$  — середнє арифметичне двох діагоналей відбитка, вимірюваних після зняття навантаження, м.

Число твердості за Вікерсом визначають за спеціальними таблицями по діагоналі відбитка  $d$ . При вимірюванні твердості застосовують навантаження від 10 до 500 Н. Переведення числа твердості  $HV$  у систему SI аналогічне переведенню числа твердості  $HB$ .

**Мікротвердість** (ГОСТ 9450-84). Принцип визначення мікротвердості такий самий, що і за Вікерсом згідно співвідношення:

$$H = 1,854 \frac{P}{d^2} 10^{-6}, \text{ МПа,}$$

але при значно меншому навантаженні на алмазну піраміду 0,049 — 4,9 Н. Метод застосовують для визначення мікротвердості виробів дрібних розмірів і окремих складових сплавів. Прилад для вимірювання мікротвердості — це механізм вдавлення алмазної піраміди та металографічний мікроскоп. Зразки для вимірювань мають бути підготовані так само ретельно, як мікрошліфи.

**Випробування на ударну в'язкість** (ГОСТ 9454-84). Для випробування на удар виготовляють спеціальні зразки з надрізом, які потім руйнують на маятниковому копрі (рис. 9). Загальний запас енергії маятника витратиться на руйнування зразка і на підйом маятника після його руйнування. Тому, якщо із загального запасу енергії маятника відняти частину, яка припадає на підйом (зліт) після руйнування зразка, дістанемо роботу руйнування зразка:

$$K = P(h_1 - h_2)$$

або

$$K = Pl(\cos\beta - \cos\alpha), \text{ Дж (кг} \cdot \text{м),}$$

де  $P$  — маса маятника, Н (кг);

$h_1$  — висота підйому центра ваги маятника до удару, м;

$h_2$  — висота зльоту маятника після удару, м;

$l$  — довжина маятника, м;

$\alpha, \beta$  — кути підйому маятника відповідно до руйнування зразка і після нього.

Ударну в'язкість, тобто роботу, витрачену на руйнування зразка і віднесену до поперечного перерізу зразка у місці надрізу, визначають за формулою:

$$KC = \frac{K}{F}, \text{ МДж/м}^2 \text{ (кг} \cdot \text{м/см}^2 \text{),}$$

де  $F$  — площа поперечного перерізу в місці надрізу зразка, м<sup>2</sup> (см<sup>2</sup>).

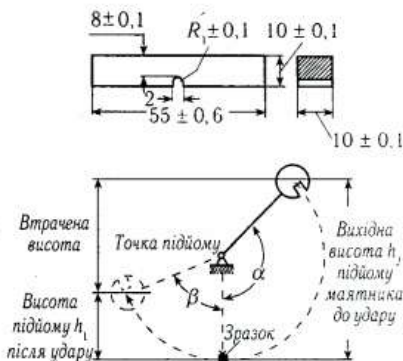


Рис. 9. Схема випробування на ударну в'язкість

Для визначення  $KC$  користуються спеціальними таблицями, в яких для кожного кута  $\beta$  вказана величина роботи удару  $K$ . При цьому  $F = 0,8 \cdot 10^{-4} \text{ м}^2$ .

Для позначення ударної в'язкості додають і третю букву, що вказує на вид надрізу на зразку:  $U, V, T$ . Запис  $KCU$  означає ударну в'язкість зразка з  $U$ -подібним надрізом,  $KCV$  з  $V$ -подібним надрізом, а  $KCT$  із тріщиною.

**Випробування на втоми** (ГОСТ 2860-84). Руйнування металу під дією повторних або знакозмінних напружень називають втомою металу. При руйнуванні металу внаслідок втоми на повітрі, злам складається з двох зон: перша зона має гладку притерту поверхню (зона втоми), друга — зона долому, в крихких металів вона має грубокристалічну будову, а у в'язких — волокнисту.

При випробуванні на втоми, визначають границю втоми (витривалості), тобто те найбільше напруження, яке може витримати метал (зразок) без руйнування задане число циклів. Для визначення межі втоми будують криві втоми. При цьому випробовують не менше шести зразків (рис. 10, 11).

Криві втоми будують у звичайних, напівлогарифмічних і логарифмічних координатах. Найпоширенішим методом випробування на втоми є випробування на згин при обертанні.

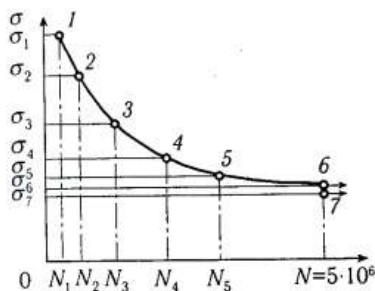
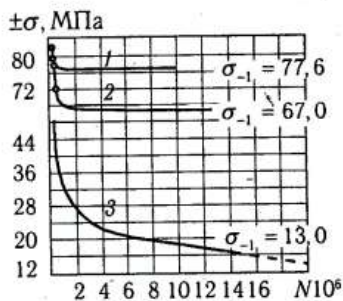


Рис. 10. Крива втоми (Велера)

Рис. 11. Крива втоми сталі 20Х:  
1 — на повітрі; 2 — у активованому мастилі;  
3 — у воді

**Технологічні випробування (проби).** Технологічні випробування (проби) відносяться до розряду механічних. На відміну від звичайних механічних випробувань, проби не мають числового значення і застосовуються для того, щоб визначити поведінку металу при обробці тиском.

Застосовують такі основні види технологічних випробувань (проб).

Проба на згин (рис. 12) у холодному та гарячому станах — для визначення здатності металу витримувати заданий загин; розміри зразків — довжина  $l = 5 \cdot a + 150$  мм, ширина  $b = 2 \cdot a$  (але не менш як 10 мм), де  $a$  — товщина матеріалу.

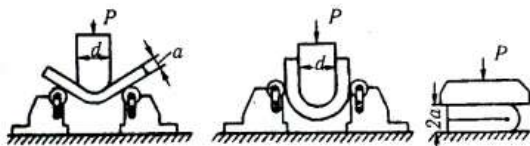


Рис. 12. Технологічна проба на згин  
( $d$  — товщина оправки, мм)

Проба на перегин (рис. 13) — передбачає оцінку здатності металу витримувати повторний згин і застосовується для дроту та прутків діаметром 0,8—7 мм зі смугового та листового матеріалу товщиною до 55 мм. Зразки згинають перемінно праворуч та ліворуч на  $90^\circ$  з рівномірною — близько 60 перегинів за хвилину — швидкістю до руйнування зразка.

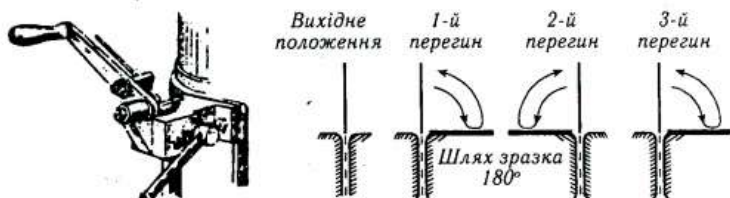


Рис. 13. Технологічна проба на перегин

Проба на видавлювання (рис. 14) — для визначення здатності металу до холодного штампування та витягання тонкого листового матеріалу. Полягає у продавлюванні пуансоном листового матеріалу, затиснутого між матрицею та затискачем. Характеристикою пластичності металу є глибина видавлювання ямки, що відповідає появі першої тріщини.

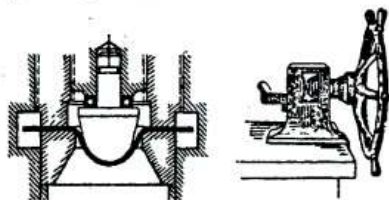


Рис. 14. Випробування на видавлювання

Проба на навівання дроту діаметром  $d \leq 6$  мм. Випробування полягає у навіванні 5—6 щільно прилеглих по гвинтовій лінії витків на циліндр заданого діаметра. Здійснюється тільки у холодному стані. Дріт після навівань не повинен мати пошкоджень.

## Розділ 2

### БУДОВА МЕТАЛІВ

#### 2.1. ОСОБЛИВОСТІ БУДОВИ В РІДКОМУ СТАНІ

Будова рідких металів і сплавів у певній мірі впливає на формування деяких особливостей їх будови в твердому стані, що має експериментальні підтвердження за допомогою сучасних методів досліджень і використовується при розробленні технології виплавки і твердіння сплавів.

Рідкі метали, як і кристалічні, характеризуються близькими значеннями густини, тому їх об'єднують під назвою *конденсованих фаз*. Вони істотно відрізняються від металевого газу. Кристалічний метал характеризується *далеким порядком* розташування атомів, тобто повністю закономірне розміщення атомів у просторі спостерігається на великих відстанях від окремо взятого (даного атома). В рідкому металі впорядковане розташування спостерігається тільки в найближчому оточенні даного атома, тому будова рідкого металу характеризується наявністю *близького порядку*.

Коли рідкий метал нагріти вище температури плавлення при незначному перегріванні, то в ньому виникають, деякий час існують і розпадаються субмікроскопічні об'єми, що характеризуються *далеким порядком*.

Важлива роль будови рідини в наступній кристалізації підтверджується попередньою обробкою розплавів. Застосовують різні види обробки, що впливають на процес кристалізації: перегрівання та термоцикування, струшування, електромагнітне перемішування, обробка за допомогою коливань низької та ультразвукової частоти, обробка змінним або постійним електричним струмом. Обробка електричним струмом при кристалізації чавуну приводить до подрібнення й більш рівномірного розподілу графіту, внаслідок чого зростає міцність чавунних виливків.

Електромагнітна обробка розплаву силуміну викликає такий же ефект, який має рафінування алюмінієвих сплавів під час кристалізації.

Електромагнітне перемішування розплавленого чавуну, приводить до прискорення реакцій на межі метал-шлак, сприяє виведенню сірки, кисню та інших газів. До того ж, форма включень графіту змінюється з пластинчастої на кулясту.

#### 2.2. КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ

*Кристалізацією* називають перехід металів з рідкого стану в твердий (кристалічний). Відбувається вона внаслідок переходу системи до термодинамічно

більш стійкого стану з меншою вільною енергією<sup>1</sup> або термодинамічним потенціалом, тобто коли вільна енергія кристала менша від вільної енергії рідкої фази. Вільна енергія системи, що має величезне число охоплених тепловим рухом частинок (атомів, молекул), становить  $F = U - TS$ , де  $U$  — повна енергія системи;  $T$  — абсолютна температура;  $S$  — ентропія (характеризує тепловий стан тіла).

Змінюється вільна енергія рідкого та твердого станів залежно від температури (рис. 15).

Як видно із рисунку, вище температури  $T_{пл}$  стійкішим є рідкий метал, оскільки він має менший запас вільної енергії, а нижче цієї температури — твердий метал. При  $T_{пл}$  вільні енергії рідкого та твердого станів металу врівноважуються ( $F_p = F_T$ ). Температура  $T_{пл}$  відповідає рівноважній температурі кристалізації (або плавлення) даної речовини, коли обидві фази (рідка та тверда) можуть існувати одночасно, причому як завгодно довго. Процес кристалізації при цій температурі ще не починається.

Розвивається він лише за сприятливих умов, коли виникає різниця вільних енергій  $F_p$  і  $F_T$ . Отже, кристалізація може проходити тільки у разі переохолодження металу нижче рівноважної температури  $T_{пл}$ . Різниця між температурами  $T_{пл}$  і  $T_k$ , при яких можлива кристалізація, називається ступенем переохолодження  $\Delta T = T_{пл} - T_k$ .

У разі дуже повільного охолодження ступінь переохолодження невеликий і кристалізація відбувається при температурі, близькій до рівноважної. Горизонтальна площадка на температурній кривій (див. рис. 16) пояснюється виділенням прихованої теплоти кристалізації попри відведення теплоти під час охолодження.

Зі збільшенням швидкості охолодження ступінь переохолодження зростає і процес кристалізації протікає при температурах нижчих від рівноважної температури кристалізації. Ступінь переохолодження залежить від природи та чистоти металу. Чим чистіший метал, тим він більш схильний до

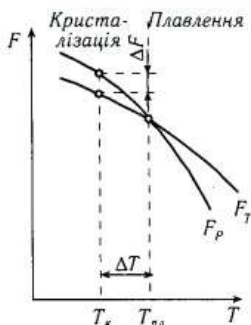


Рис. 15. Залежність вільної енергії металу в рідкому та твердому станах від температури

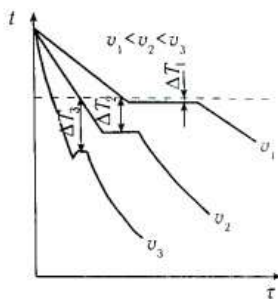


Рис. 16. Криві охолодження при кристалізації металу з різними швидкостями  $v_1, v_2, v_3$

<sup>1</sup> Вільна енергія (термодинамічний потенціал) — це та частина загальної енергії речовини, яка обернено змінює свою величину зі зміною температури, при поліморфних перетвореннях і із зміною стану. Вільна енергія витрачається на теплові ефекти перетворень і зміну теплоємності.

переохолодження. У разі твердіння дуже чистих металів величина  $\Delta T$  може бути досить значною. Так, для олова  $\Delta T = 118^\circ\text{C}$  ( $T_{пл} = 232^\circ\text{C}$ ), а для сурми  $\Delta T = 135^\circ\text{C}$  ( $T_{пл} = 630,5^\circ\text{C}$ ). Проте переважно ступінь переохолодження не перевищує  $10\text{--}30^\circ\text{C}$ . Чим більша швидкість охолодження, тим вищий ступінь переохолодження.

Процес кристалізації складається з двох стадій:

- утворення центрів кристалізації (зародків кристалів);
- розростання кристалів навколо цих центрів.

Розділяють механізми *гомогенного* і *гетерогенного зародження* кристалів.

Гомогенне зародження центрів кристалізації відбувається завдяки флуктуаціям великого розміру, коли немає впливу сторонніх центрів кристалізації (чужорідних тіл, стінок форми та ін.).

При переохолодженні металу нижче температури  $T_{пл}$  у багатьох ділянках рідкого металу утворюються стійкі, здатні збільшуватися кристалічні зародки, що їх називають критичними зародками (рис. 17).

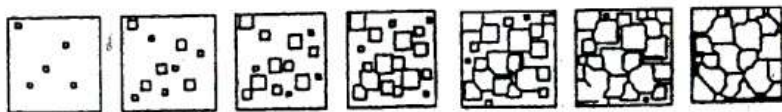


Рис. 17. Схема кристалізації металу за І. Л. Міркіним

Ще в 1878 році американський фізик-теоретик Д. У. Гіббс довів, що утворений центр кристалізації стає стійким лише при досягненні достатнього (критичного) розміру. *Критичним* називають мінімальний розмір зародка, здатного до росту при даних температурних умовах. Справа в тому, що під час створення зародка виникає межа або поверхня розділу, на що витрачається багато енергії. Атоми, які знаходяться на поверхні, мають некомпенсовані зв'язки. Тільки атоми всередині решітки мають зв'язки скомпенсовані. Описане гомогенне виникнення зародків у рідкому металі може відбуватися тільки в дуже чистому металі.

В технічних металах завжди присутня велика кількість домішок (оксидів, неметалевих включень тощо), які за певних умов полегшують виникнення зародків, оскільки фактично є готовими центрами кристалізації. Чим більше домішок, тим більше центрів кристалізації. Таке виникнення зародків на основі сторонніх центрів кристалізації і називають гетерогенним. Полегшувати формування центрів кристалізації можуть і стінки форми.

Поки кристали, що утворилися, ростуть вільно, вони мають більш або менш правильну геометричну форму, але при зіткненні ця правильна форма порушується. У рідкому металі зберігається «близкий» порядок розташування атомів, тоді як у твердому металі — «далекий» порядок. Внаслідок інтенсивного теплового руху

атомів «близький» порядок динамічно нестійкий. Мікрооб'єми, з правильним розташуванням атомів у рідині, можуть виникати і зникати. З пониженням температури ступінь «близького» порядку та розмір таких мікрооб'ємів збільшуються. При температурах, близьких до  $T_{пл}$ , у рідкому металі можливе утворення невеликих угруповань, в яких атоми упаковані так само, як і в кристалах. Такі угруповання називають фазовими (або гетерофазовими) флуктуаціями. Найбільш крупні фазові флуктуації можуть перетворитися на зародки (центри) кристалізації. Зростання зародку можливе лише за умови, якщо він досягнув певної величини, починаючи від якої вільна енергія зменшується.

Центр кристалізації стає стійким лише після досягнення ним критичного розміру. До того він є нестійким і може розчинитися через збільшення вільної енергії.

Утворення центру кристалізації спричиняє зміну внутрішньої енергії металу  $\Delta F$ :

$$\Delta F = V(F_1 - F_0) + S \cdot \sigma,$$

де  $V$  — об'єм центру кристалізації;

$F_0$  — вільна енергія вихідного металу, що припадає на одиницю об'єму;

$F_1$  — вільна енергія центру кристалізації на одиницю об'єму;

$S$  — поверхня центру кристалізації;

$\sigma$  — коефіцієнт поверхневого натягу між центром кристалізації, що утворився, і вихідним металом.

Отже, при формуванні і зростанні центру кристалізації вільна енергія змінюється у двох напрямках. З одного боку, зменшується внаслідок переходу деякого об'єму рідкого металу в твердий, з іншого — збільшується в результаті формування поверхні розділу з надмірною поверхневою енергією (рис. 18).

Чим менший зародок, тим більше відношення його поверхні до об'єму і, відповідно, тим більша частка загальної енергії припадає на поверхневу енергію. Приклад відношення поверхні шару  $S$  до його об'єму  $V$ :

$$S = 4\pi R^2, \quad V = \frac{4}{3}\pi R^3, \quad \frac{S}{V} = \frac{3}{R}.$$

Швидкість процесу кристалізації кількісно визначається двома параметрами — швидкістю виникнення числа центрів кристалізації (ч. ц.) в  $1/\text{мм}^3 \cdot \text{с}$  та швидкістю росту кристалів (ш. р.) в  $\text{мм}/\text{с}$ . Встановлено, що обидва параметри контролюються ступенем переохолодження (рис. 19). При теоретичній температурі кристалізації  $\Delta T = 0$  значення ч. ц. та ш. р. дорівнюють нулю і процес кристалізації здійснюватись не може. Зі збільшенням ступеня переохолодження  $\Delta T$  параметри ці зростають, сягають максимуму і потім знижуються; у разі сильного переохолодження вони різко знижуються (внаслідок сповільнення дифузії). При незначному переохолодженні (при малій швидкості

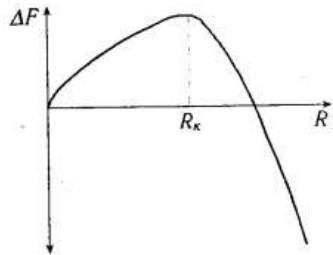


Рис. 18. Зміна вільної енергії залежно від розміру зародка  $R$

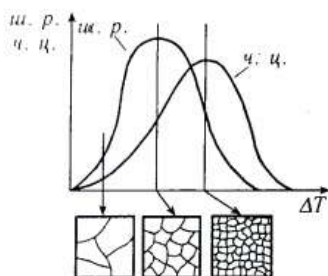


Рис. 19. Залежність ш. р. кристалів і ч. ц. кристалізації від ступеня переохолодження  $\Delta T$

оохолодження) зародків кристалізації небагато. За цих умов буде отримане крупне зерно. Зі збільшенням ступеня  $\Delta T$  число центрів кристалізації зростає, а розмір зерна зменшується.

$$\text{Число зерен в одиниці об'єму } N = f \frac{\text{ч. ц.}}{\text{ш. р.}}$$

де  $f$  — коефіцієнт пропорційності.

Практика виробництва металів і сплавів свідчить, що чим більша швидкість охолодження (тонший виліток, інтенсивніший відбір теплоти і т. ін.), тим вищий ступінь переохолодження і тим дрібніше зерно в литих деталях. Проте слід зазначити, що можливість регулювати швидкість охолодження деталей у процесі первинної кристалізації з рідкого металу, надто

обмежена (існує тільки литво в сухі, сирі земляні та металеві форми). З метою регулювання розмірів зерен при виплавці металу вводять штучні центри кристалізації (різні оксиди, неметалеві включення тощо). Чим більше домішок, тим більше центрів кристалізації, тим дрібнішим виходить зерно. Таке формування називають гетерогенним.

*Модифікування рідкого металу.* Для отримання дрібного зерна у рідкий метал вводять спеціальні домішки (модифікатори), які, не змінюючи хімічного складу металу, поліпшують механічні властивості сплаву. Так, для сталі модифікаторами слугують Al, V, Ti; для алюмінію — Ti, V, Zr; для чавуну — Mg.

Часто роль модифікаторів відіграють хімічні елементи, які утворюють тугоплавкі сполуки, що кристалізуються в першу чергу. Ці сполуки (карбіди, нітриди, оксиди) виділяються у вигляді найдрібніших частинок і є зародками кристалів, що виникають під час твердіння. Наприклад, під час модифікування алюмінієвих сплавів як модифікатори використовують Ti, V, Zr, для сталі — Al, V, Ti, для чавуну — Mg, феросиліцій, силікокальцій, Al.

Модифікуючий вплив алюмінію проявляється в подрібненні зерна в сталі. Під час введення алюмінію в сталь він відбирає кисень у закису заліза:  $2\text{Al} + 3\text{FeO} = 3\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ . Внаслідок цього виникають частинки оксиду алюмінію. Вони дуже дрібні (менше за 1 мкм) і мають температуру плавлення приблизно 2500 °C. У розплавленій сталі вони знаходяться в твердому стані. На поверхні цих частинок легко виникають зародки кристалів заліза, тобто має місце гетерогенне зародження центрів кристалізації, штучно підвищується швидкість їх утворення та подрібнюється зерно сталі.

*Будова металевого зливка.* У процесі затвердіння кристали металу можуть мати різну форму залежно від швидкості охолодження, характеру й кількості домішок. Найчастіше утворюються дендрити (від грецького дендрон — дерево). Спочатку виникають осі першого порядку (довгі вітки), потім перпендикулярно



до них осі другого порядку, далі перпендикулярно до осей другого порядку утворюються осі третього порядку і т. д. У кінцевому підсумку кристали набирають форми дендритів (рис. 20).

Будову зливка утворюють три основні зони (рис. 21).

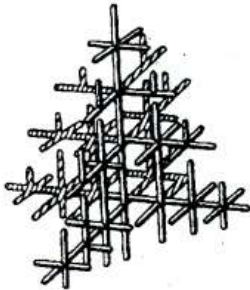


Рис. 20. Схема дендрита за Д. К. Черновим

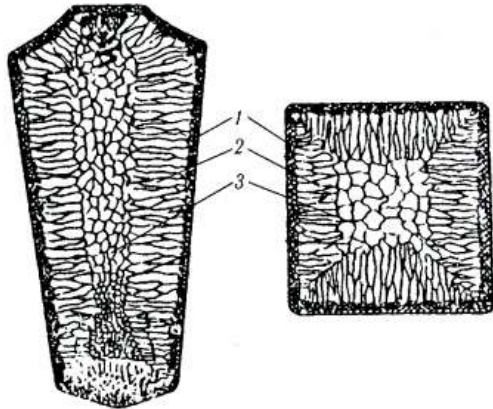


Рис. 21. Схема будови сталевго зливка

Зона 1 — зовнішня дрібнозерниста кірка, що складається з дрібних дезорієнтованих кристалів — дендритів. При першому зіткненні зі стінками виливниці (металевої форми) виникає значний перепад температур, що спричиняє переохолодження з утворенням великої кількості центрів кристалізації. У результаті кірка набуває дрібнозернистої будови.

Зона 2 — зона стовбчастих кристалів. Тут перепад температур різко зменшується і, відповідно, знижується ступінь переохолодження сплаву.

Зона 3 — зона рівноважних кристалів. У центрі зливка вже немає певного напрямку віддачі теплоти. Тому кристали ростуть рівномірно у всіх напрямках. Зародками кристалів тут виступають дуже дрібні вclusions.

Під час охолодження об'єм металу зменшується (дає усадження), тому у верхній частині зливка утворюються порожнини: усадочна раковина і усадочна пухкість.

В залежності від складу сталі, розмірів зливка й умов охолодження розглянуті зони можуть змінюватися і навіть зникати, але загальний характер будови зливка під час кристалізації залишається.

Наприклад, у невеликих зливках і виливках у металеві форми, особливо при заливанні перегрітого металу, зона стовбчастих кристалів стає великою і може зайняти весь переріз зливка, навіть до центру. Зона таких кристалів має велику

густину, тому що в ній мало газових бульбашок, раковин. У той же час на ділянках стику стовпчастих кристалів метал має понижену міцність, і під час обробки тиском (кування, прокатування тощо) на цих ділянках можуть виникати тріщини. Тому для малопластичних металів, у тому числі і для сталі, розвиток стовпчастих кристалів небажаний. І навпаки, для одержання більш щільного зливка у пластичних металів (наприклад, міді та її сплавів) бажаним є поширення зони стовпчастих кристалів по всьому об'єму зливка; внаслідок високої пластичності таких сплавів руйнування зливка під час обробки тиском не відбувається.

*Поліморфні алотропні перетворення у металах (перекристалізація).* Багато металів залежно від температури можуть існувати в різних кристалічних формах або, як кажуть, модифікаціях. Внаслідок поліморфного (алотропного) перетворення кристалічні решітки одного типу перебудовуються на кристалічні решітки іншого типу, іншої форми та іншого розміру. Поліморфні перетворення спостерігаються не у всіх металів, але у найбільш важливих вони існують.

Термодинамічною передумовою поліморфних перетворень є зменшення вільної енергії. Перехід з однієї кристалічної форми у другу відбувається за постійної температури (критичні точки) і супроводжується виділенням теплоти при охолодженні й поглинанням теплоти при нагріванні. Для цього переходу, як і при кристалізації з рідкої фази, потрібне переохолодження (або перегрів) відносно рівноважної температури, щоб виникла різниця вільних енергій.

У твердому металі, на відміну від рідкого, можливе досягнення дуже великого переохолодження.

Поліморфні перетворення здійснюються шляхом утворення зародків та їхнього росту в результаті переходу атомів зі старої модифікації у нову. Зародки нової модифікації найчастіше виникають на межах зерен вихідних кристалів або в зонах з підвищеним рівнем вільної енергії. Поліморфне перетворення супроводжується стрибкоподібною зміною всіх властивостей металу — механічних, фізичних, хімічних.

Модифікацію, що існує при найнижчій температурі, позначають грецькою літерою  $\alpha$ , при дещо вищій —  $\beta$ , ще вищій —  $\gamma$  і т. д.

### 2.3. АТОМНО-КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛІВ

Під атомно-кристалічною будовою розуміють упорядковане розміщення атомів, які утворюють кристалічну решітку (рис. 22). Кристалічна решітка являє собою уявну просторову сітку, у вузлах якої розміщені атоми (іони), що утворюють метал (тверде кристалічне тіло). Насправді ніякої сітки немає, атоми стикаються один з одним.

У металі, який знаходиться у твердому стані, атоми фіксовані у відповідному положенні один відносно одного, проте вони не є нерухомими, а безперервно коливаються відносно певного середнього положення. Амплітуда та інтенсивність коливань залежать від температури: зі збільшенням температури вони зростають. Атоми дещо віддаляються один від одного — відбувається теплове розширення металу. При подальшому нагріванні метал може перейти в рідкий

стан, поглинувши при цьому теплоту, яка називається теплою плавлення.

Нагрівання рідин збільшує енергію їх частинок. Зв'язки між частинками перериваються, рідина перетворюється на пару. Енергія, яка витрачається на це, називається теплою випаровування.

Якщо в результаті випаровування рідини утворюється молекулярний газ, при дальшому нагріванні відбувається його дисоціація, в результаті якої утворюється атомарний газ. При дальшому підвищенні температури відбувається порушення структури електронних оболонок атомів і йде процес іонізації. При відриві одного електрона спостерігається однократна іонізація. За дуже високих температур можлива багаторазова іонізація.

При найбільш загальному описі будови атома приймають, що електрони обертаються навколо атома по певних орбітах — колових або еліптичних. Електрони атома можуть бути розділені на шари (енергетичні рівні), що характеризуються енергією електронів. Чим більший номер шару (чим далі шар від ядра), тим вища енергія електронів.

При найбільш загальному описі будови атома приймають, що електрони обертаються навколо атома по певних орбітах — колових або еліптичних. Електрони атома можуть бути розділені на шари (енергетичні рівні), що характеризуються енергією електронів. Чим більший номер шару (чим далі шар від ядра), тим вища енергія електронів.

У кожному шарі є певне число електронів:  $N_e = 2 \cdot n^2$ , де  $n$  — номер шару (від ядра). Отже, у першому шарі може бути  $2 \cdot 1^2 = 2$  електрони, у другому  $2 \cdot 2^2 = 8$  електронів, у третьому  $2 \cdot 3^2 = 18$  електронів, у четвертому  $2 \cdot 4^2 = 32$  електронів.

Кожен шар можна розділити на підгрупи залежно від енергетичного рівня електронів. Якщо у даному шарі підгрупу  $l$  нумерувати 1, 2, 3, 4 і т. д., то максимальне число електронів у цій підгрупі становитиме  $N_n = 2 \cdot (2 \cdot n + 1)$ . Отже, у нульовій підгрупі електронів може бути не більше  $2 \cdot (2 \cdot 0 + 1) = 2$ , у першій  $2 \cdot (2 \cdot 1 + 1) = 6$ , у другій  $2 \cdot (2 \cdot 2 + 1) = 10$ , у третій  $2 \cdot (2 \cdot 3 + 1) = 14$  і т. д.

Номер шару, починаючи від ядра, позначають порядковим числом, тобто 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7. Підгрупи  $l = 0, 1, 2, 3$  у шарі позначають літерами  $s, p, d, f$ . При цьому спереду літерного позначення підгрупи вказують номер шару. Наприклад, електрони у четвертому шарі позначатимуться  $4s, 4p, 4d, 4f$ .

Число електронів у даній підгрупі пишуть у вигляді ступеня, наприклад  $4s^2$  означає, що у четвертому шарі у підгрупі  $s$  є два електрони. За цією системою можна записати електронну будову будь-якого елемента. Наприклад, на займає 11-те місце у таблиці Менделєєва. Отже, в атома Na 11 електронів. З них 2 — у першому шарі, 8 — у другому, 1 — у третьому. Електрони розподіляються за підгрупами у третьому шарі так: у нульовій підгрупі  $s$  буде 2 електрони, у першій підгрупі  $p$  — 6 електронів. Тоді електронну будову натрію можна зобразити так  $1s^2 2s^2 2p^6 3s^1$ .

Найменший об'єм кристалічних решіток, який дає уявлення про атомну структуру металу, називається елементарною кристалічною коміркою.

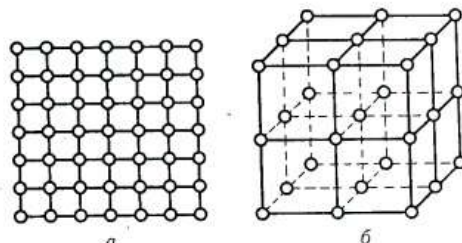


Рис 22. Схема кристалічної решітки:  
а — у площині; б — у просторі

Для опису елементарних кристалічних комірок використовують шість величин: ребра комірки —  $a, b, c$  (параметри комірки, періоди решітки); кути між ребрами —  $\alpha, \beta, \gamma$  (рис. 22).

Параметр (період) решітки вимірюється в ангстремах  $\text{Å}$  ( $1 \text{ Å} = 10^{-10} \text{ м}$ ) або в кілоксзах  $\text{kX}$  ( $1 \text{ kX} = 1,00202 \text{ Å}$ ). Параметр решітки металів знаходиться у межах від 1 до 7  $\text{Å}$ . За формою елементарних кристалічних комірок усі кристали ділять на сім систем — сингоній: кубічну; гексагональну; тетрагональну; ромбічну; ромбодрічну; моноклінну; триклінну.

Кристалічні решітки металів можуть бути різних типів. Найпоширенішими є такі: — об'ємноцентровані кубічні (ОЦК) —  $a = b = c$  і  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  (рис. 23, а); — гранецентровані кубічні (ГЦК) —  $a = b = c$  і  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$  (рис. 23, б); — гексагональні щільноупаковані (ГЦУ) —  $a = b = c$  і  $\alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$  (рис. 23, в).

ОЦК решітку мають метали  $\text{Fe}_\alpha, \text{Cr}$  та ін. ГЦК решітку мають метали  $\text{Cu, Ag}$  та ін. ГЦУ решітку мають метали  $\text{Zn, Co}$  та ін.

За характеристику гексагональної решітки приймають відношення  $c/a$ . Якщо відношення  $c/a = 1,633$ , то таку решітку називають щільноупакованою, а якщо  $c/a > 1,633$ , решітка менш упакована. Параметр  $a$  решітки куба знаходиться у межах від 2,86 до 6,07  $\text{Å}$ .

Густина кристалічної решітки (об'єм, зайнятий атомами) характеризується координаційним числом і базисом.

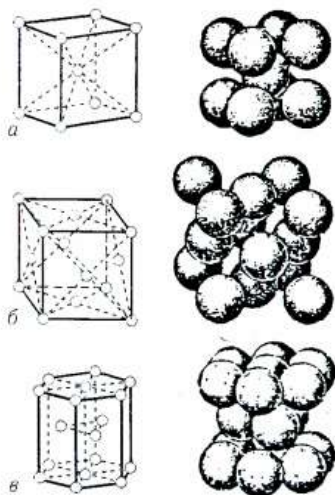


Рис. 23. Елементарні кристалічні решітки;

а — об'ємноцентрований куб;

б — гранецентрований куб;

в — гексагональна щільноупакована

Координаційне число — це число атомів, розташованих на рівній і найменшій відстані від даного атома.

Базис — це число атомів, що належать даній кристалічній комірці, яку розглядають ізольовано. ОЦК решітка — координаційне число 8 (К8), базис 2;

ГЦК решітка — координаційне число 12 (К12), базис 4;

ГЦУ решітка — координаційне число 12 (Г12), базис 6.

Метали поділяють на дві великі групи:

— залізо і сплави на основі заліза (сталь, чавун), що називають чорними металами;  
— кольорові метали та їх сплави (Al, Mg, Cu, Ni, V, Zn, Ti, W, Mo та ін.)

Розрізняють такі кольорові метали:

— легкі (Mg, Be, Al, Ti), які мають малу густину;

— легкоплавкі (Zn, Pb, Sn) з температурою плавлення відповідно 419,5; 327; 232  $^\circ\text{C}$ ;

— тугоплавкі (W, Mo, Nb, Ta) з температурою плавлення вищою, ніж у заліза;

- благородні (Ag, Au, Pt) з високою стійкістю проти корозії;
- уранові (актиніди), які використовуються в атомній техніці;
- рідкоземельні (РЗМ) — лантанойди;
- лужні (Na, K, Zn) — у вільному стані майже не застосовуються.

Сімдесят шість елементів періодичної системи Д. І. Менделєєва є металами. Елементи Si, Ge, As, Se, Te є проміжними між металами і неметалами.

Характерні загальні властивості металів: висока пластичність; велика теплопровідність; висока електрична провідність; відбивна здатність, здатність до термоелектронної емісії; кристалічна будова.

Перші чотири властивості обумовлені особливим типом міжатомного зв'язку — металічним зв'язком.

Крім загальних, існують різноманітні індивідуальні властивості. Наприклад, Hg замерзає при температурі  $-38,9^{\circ}\text{C}$ , W витримує температури понад  $2000^{\circ}\text{C}$  (температура плавлення  $3400^{\circ}\text{C}$ ), Li легший за воду (густина  $530\text{ кг/м}^3$ ), а Os — в багато разів її важчий (густина  $22500\text{ кг/м}^3$ ).

У кристалічних решітках важливе значення мають кристалографічні площини та напрямки. Лише гази, рідини й аморфні тіла дійсно відрізняються ізотропністю, тобто мають однакові властивості у будь-якому напрямку. В кристалічних решітках металу розташування атомів і відстані між ними змінюються залежно від площини й напрямку в комірці.

Для визначення положення атомних площин і напрямків, що проходять через атоми у кристалічних просторових решітках, користуються індексами Міллера (рис. 24).

Площини (100), (010), (001) називають площинами куба.

Площину (110) — площиною ромбічного додекаедра.

Площину (111) — площиною октаедра.

Індекси являють собою цілі раціональні числа, які є оберненими величинами відрізків, що відтинаються даною площиною на осях координат.

Так, якщо площина перетинає тільки одну вісь і паралельна двом іншим осям, то відрізки дорівнюватимуть:

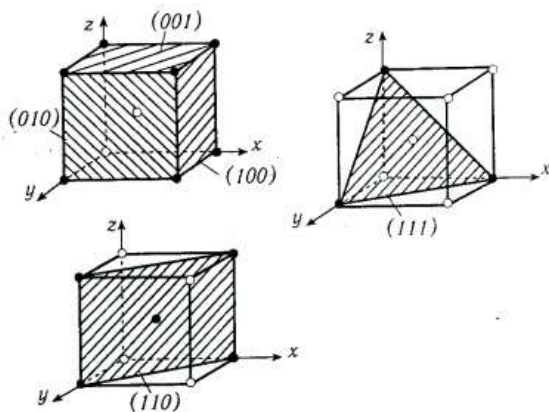


Рис. 24. Атомні площини у кубичній об'ємоцентрованій решітці

$1, \infty, \infty$  — площина куба відтинає на осі X відрізок, що дорівнює 1 і перетинає осі Y і Z на нескінченності;

$\infty, 1, \infty$  — площина куба відтинає на осі Y відрізок, що дорівнює 1 і перетинає осі X і Z на нескінченності;

$\infty, \infty, 1$  — площина куба відтинає на осі Z відрізок, що дорівнює 1 і перетинає осі X і Y на нескінченності.

Обернені значення відповідно такі:

$$\frac{1}{1}, \frac{1}{\infty}, \frac{1}{\infty} = 1, 0, 0; \quad \frac{1}{\infty}, \frac{1}{1}, \frac{1}{\infty} = 0, 1, 0; \quad \frac{1}{\infty}, \frac{1}{\infty}, \frac{1}{1} = 0, 0, 1.$$

Індекси площини пишуть у круглих дужках і не розділяють комами: (100), (010), (001).

Відповідно для ОЦК решітки, де площина відтинає на осі X  $1/2$  параметра комірки і перетинає осі Y і Z на нескінченності, індекси Міллера становитимуть (200). Якщо площина відтинає  $1/3$  на тій самій осі, то (300) і т. д.

Густина атомів у різних площинах ОЦК решітки різна. Так, площина (100) має 4 атоми, але кожен з них належить водночас чотирьом площинам, тому на частку кожної площини припадає один атом ( $1/4 \cdot 4$ ); площині (110) належать 2 атоми [ $1 + (1/4 \cdot 4)$ ] отже, у площині (110) густина атомів вища, ніж у площині (100).

*Анізотропія властивостей кристалів.* Оскільки в різних площинах решітки атоми розташовані з неоднаковою щільністю, властивості кристалів (механічні, фізичні, хімічні) у цих площинах будуть різні. Відмінність у властивостях кристалів в залежності від напрямку називають анізотропією.

Усі кристали анізотропні. На противагу кристалам аморфні тіла (наприклад, скло) мають в основному однакові властивості в різних напрямках, тобто вони ізотропні.

Дослідження монокристала міді у різних напрямках показали, що границя міцності  $\sigma_B$  змінюється від 118 до 353 МН/м<sup>2</sup> (від 12 до 36 кг/мм<sup>2</sup>), а відносне видовження  $\delta$  — від 10 до 55 %. Ковзання в монокристалах легше проходить по тих площинах, в яких атоми розташовані найбільш густо. Такими площинами у решітках ОЦК є (110), ГЦК — (111), ГЦУ — (001).

У реальних металах, що складаються з великої кількості по-різному орієнтованих кристалів, властивості в усіх напрямках виявляються однаковими (усередненими). Цю незалежність властивостей від напрямку називають квазіізотропією (несправжньою ізотропією).

*Точкові дефекти.* Точкові дефекти не перевищують кількох атомних діаметрів. До них відносяться вакансії, тобто вузли решітки, в яких атоми відсутні. Вакансії утворюються переважно внаслідок переходу атома з вузла решітки на поверхню або внаслідок повного випаровування з поверхні кристала (при нагріванні), під час пластичного деформування, при бомбардуванні металу атомами високих енергій (опромінення).

Точкові дефекти суттєво впливають на протікання дифузійних процесів у металі.

Атом, який вийшов з вузла, називається дислокованим, а місце, де він знаходився, вакансією. Швидким охолодженням від даної температури можна зафіксувати ці вакансії за нормальної температури.

Вакансії і дислоковані атоми можуть проявлятися внаслідок теплових рухів атомів при будь-якій температурі. Концентрація вакансій і дислокованих атомів різко підвищується при нагріванні, особливо поблизу температури плавлення. Точкові дефекти безперервно пересуваються в кристалічній решітці внаслідок дифузії.

Точкові дефекти спотворюють кристалічну решітку. Збільшується опір решітки подальшому зміщенню атомів, що сприяє деякому зміщенню кристалів, підвищується їх електричний опір.

#### Лінійні дефекти (недосконалості).

Лінійні дефекти мають невеликі розміри у двох вимірах і значну протяжність у третьому вимірі. Такі недосконалості називають дислокаціями.

Крайова дислокація (рис. 25) являє собою локалізоване спотворення кристалічної решітки, спричинене наявністю у ній «зайвої» атомної площини — так званої екстраплощини. Найпростіший і найнаочніший спосіб утворення дислокацій у кристалі — зсув. Край екстраплощини  $AD$  — це лінія крайової дислокації, довжина якої може сягати багатьох тисяч міжатомних відстаней. Дислокація буває прямою або вигнутою у той чи інший бік.

Над лінією дислокації атоми зближені, а під нею — розсунуті (див. рис. 25, б). Лінія крайової дислокації перпендикулярна до вектора зсуву  $P$ .

Гвинтова дислокація — це пряма лінія  $EF$  (рис. 26), навколо якої атомні площини зігнуті по гвинтовій поверхні. Обминаючи верхню зігнуту атомну площину за годинниковою стрілкою, доходимо до краю другої атомної площини і т. д. у цьому випадку кристал можна розглядати як одну атомну площину, закручену у вигляді гвинтової поверхні (рис. 26, б). Гвинтова дислокація, як і крайова, утворена неповним зсувом кристала по площині  $Q$  (рис. 26, а).

На відміну від крайової гвинтова дислокація і вектор зсуву паралельні. Дислокації утворюються вже при кристалізації металів. Навколо дислокації решітка пружно викривлена. Мірою викривлення є так званий вектор Бюргерса, який відповідає різниці в довжині контурів кристалічної решітки при наявності ( $A, B, C, D$ ) і відсутності ( $A', B', C', D'$ ) дислокації (рис. 27). У крайової дислокації вектор Бюргерса дорівнює міжатомній відстані і перпендикулярний до дислокаційної лінії, у гвинтовій дислокації він паралельний їй.

Щільність дислокацій — це сумарна довжина всіх ліній дислокацій в одиниці об'єму. В напівпровідниках вона дорівнює  $(10^4 - 10^5) \cdot 10^4 \text{ м}^{-2}$ , у відпалених металах  $(10^6 - 10^8) \cdot 10^4 \text{ м}^{-2}$ . При холодному пластичному деформуванні щільність дислокацій зростає до  $(10^{11} - 10^{12}) \cdot 10^4 \text{ м}^{-2}$ . Це приблизно 1 млн. км дислокацій в  $1 \text{ см}^3$ . Перевищення величини  $10^{16} \text{ м}^{-2}$  швидко призводить до утворення тріщин і руйнування металу.

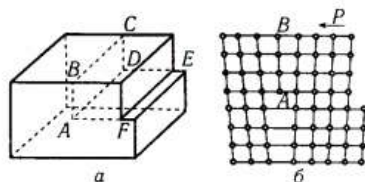


Рис. 25. Крайова дислокація:  
 а — зсув, який утворює крайову дислокацію;  
 б — схема розміщення атомів у дислокації

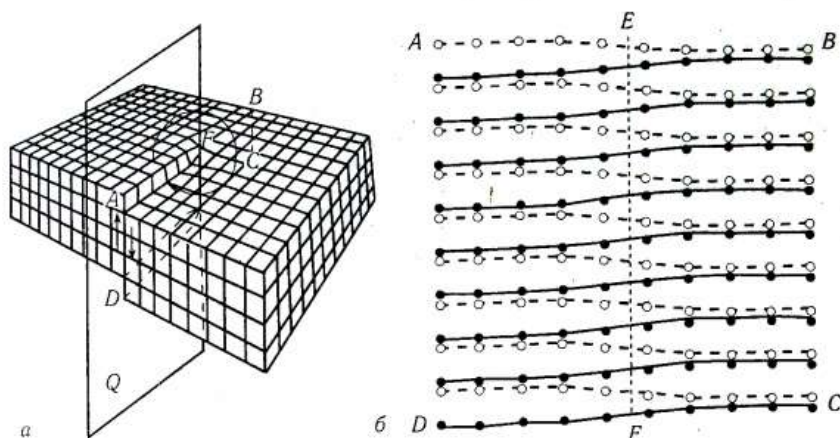


Рис. 26. Гвинтова дислокація:

*a* — схема утворення; *б* — розміщення атомів навколо лінії гвинткової дислокації

Дислокації приймають участь у фазових перетвореннях, рекристалізації, це готові центри кристалізації при утворенні іншої фази з твердого розчину. Вдоль дислокацій швидкість дифузії на кілька порядків вища, ніж крізь кристалічну решітку без дефектів.

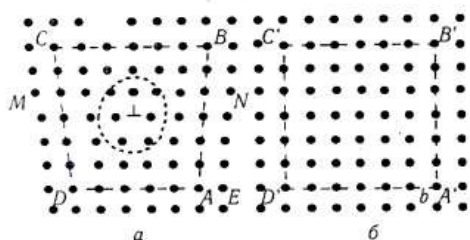


Рис. 27. Схема визначення вектора Бюргерса для лінійної дислокації:

*a* — площина реального кристала;  
*б* — решітка досконалого кристала

Дислокації притягають у свою зону атоми домішок, що осаджуються у вигляді ланцюга вздовж краю (особливо — домішок проникнення). Домішкові атоми утворюють навколо дислокацій зону підвищеної концентрації, яка заважає руху дислокацій, зміцнюючи метал.

Дислокації значно впливають на міцність кристалів. Завдяки рухомих дислокаціям границя текучості металів знижується в 1000 разів у порівнянні з теоретичним значенням. У напівпровідниках дислокації впливають на електричні та інші властивості.

**Поверхневі недосконалості.** Поверхневі дефекти пов'язані з межами зерен. Вони являють собою поверхні розділу між окремими зернами або їхніми блоками (субзернами) полікристалічного металу. Кожне зерно складається з окремих блоків або субзерен, які утворюють так звану мозаїчну структуру (рис. 28). Зерна металу звичайно розорієнтовані відносно один одного на величину, яка сягає кількох часток градуса — кількох десятків градусів. Межа між зернами — це поверхнева область завширшки 5–10 міжатомних відстаней. На межі зерна атоми розташовані менш правильно, ніж в об'ємі. По межах зерен у технічних



металах концентруються домішки. Межі блоків, а також малокутові межі зерен утворюються дислокаціями.

Межі зерен називають великокутовими, кут між зернами досягає десятків градусів. Кожне зерно, в свою чергу, складається з субзерен або блоків. Кут взаємної розорієнтації між сусідніми блоками невеликий (не більше  $5^\circ$ ), тому такі межі називають малокутовими. На них також накопичуються домішки.

Дефект упаковки — частина атомної площини, обмежена дислокаціями.

Поверхневі дефекти впливають на механічні та фізичні властивості матеріалів. Особливо велике значення мають розміри зерен. Чим дрібніше зерно, тим вища границя текучості, в'язкість і менша ймовірність крихкого руйнування. Аналогічно, проте слабо, впливає на механічні властивості розмір субзерен.

**Дифузія.** Це взаємне проникнення речовин внаслідок теплового руху частинок. Проходить дифузія в напрямку падіння концентрації речовини, сприяючи рівномірному її розподілу по всьому об'єму. Дифузія відбувається в газах, рідинах та твердих тілах. Причому дифундувати можуть не тільки частинки сторонніх речовин, що знаходяться в них, а й власні частинки (самодифузія).

Більшість процесів, що протікають у металах та сплавах, мають дифузійний характер (кристалізація, фазові перетворення, рекристалізація тощо). Існує кілька можливих механізмів дифузії у твердому тілі: циклічний, обмінний, вакансійний, міжвузловий (рис. 29).

Дифузія протікає в багато разів швидше вздовж меж зерен (блоків), ніж крізь кристал, особливо при нагріванні.

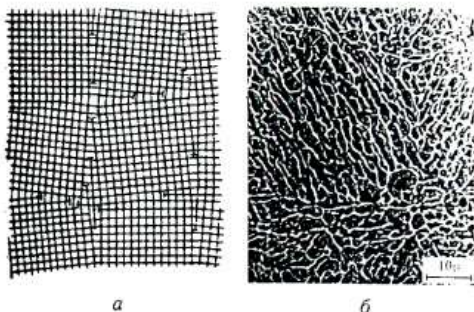


Рис. 28. Блокова (мозаїчна) структура кристалів:  
а — схема блокової структури;  
б — реальна блокова структура сплаву сталі 40Х після гартування і відпуску  $600^\circ\text{C}$

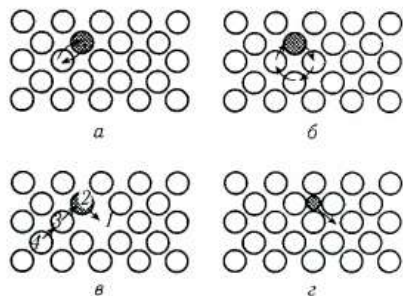


Рис. 29. Механізм переміщення атомів у кристалічній ґратці металу:  
а, б — обмінний (простий і циклічний);  
в — вакансійний; г — міжвузловий

## Розділ 3

# ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ І РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ

### 3.1. ВИДИ НАПРУЖЕНЬ

Величину сили опору, що припадає на одиницю площі перерізу тіла, називають напруженням. У загальному випадку напруження  $P$  на деякій площі  $dF$  утворює з нею деякий кут  $\alpha$  (рис. 30).

Повне напруження  $P = \sqrt{\sigma^2 + \tau^2}$ .

Нормальне напруження  $\sigma = P \sin \alpha$ .

Дотичне напруження  $\tau = P \cos \alpha$

Одиниця напруження — МПа (кг/мм<sup>2</sup>, МН/м<sup>2</sup>, Н/мм<sup>2</sup>).

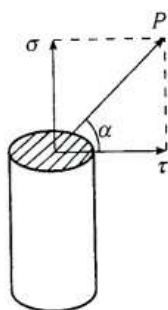


Рис. 30. Схема розкладання повної сили, що діє на дану площадку, на нормальну  $\sigma$  і дотичну  $\tau$  складові

Розрізняють тимчасові напруження, зумовлені дією зовнішнього навантаження, що зникають з його припиненням, і внутрішні напруження, що виникають і зрівноважуються у межах тіла без зовнішнього навантаження.

Внутрішні напруження спричиняють нерівномірні пластичні деформації тіла, термічне оброблення та інші чинники.

Розрізняють внутрішні напруження:

I роду — зрівноважуються в об'ємі тіла;

II роду — зрівноважуються в об'ємі зерна;

III роду — зрівноважуються в об'ємах кристалічної решітки блоків.

Внутрішні напруження істотно впливають на властивості металів і на перетворення, що в них протікають.

### 3.2. ПРУЖНА І ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЇ

Деформацією називають зміну форми та розмірів тіла під дією сил. Деформація буває пружною, яку можна усунути припиненням дії сил, і пластичною, яка залишається й після того, як сили перестали діяти.

У разі пружного деформування змінюється відстань між атомами у кристалічній решітці. Під час розтягу атоми віддаляються, а при стиску — зближуються.

При пластичному деформуванні відбувається зсув (ковзання) однієї частини кристала відносно іншої (рис. 31). Ковзання найлегше здійснюється по тих

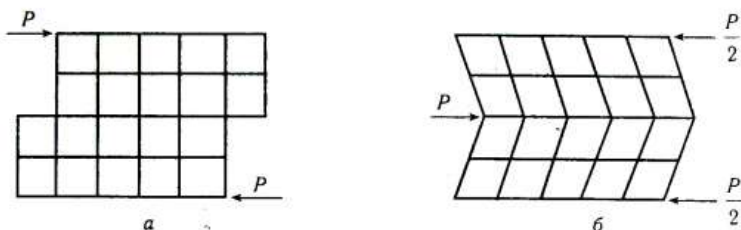


Рис. 31. Пластичне деформування:  
а — ковзання; б — двійникування

площинах, в яких атоми розташовані максимально густо, тобто по площинах з найщільнішою упаковкою атомів, де опір зсуву  $\tau_k$  найменший, а сама величина  $\tau$  значна. Пояснюється це тим, що відстань між сусідніми атомними площинами найбільша, тобто зв'язок між ними дуже слабкий. У металах з решіткою ОЦК ( $\text{Fe}_\alpha$ ,  $\text{Mo}$ ,  $\text{V}$ ) ковзання найлегше здійснюється по площинах (110). У металах з решіткою ГЦК ( $\text{Fe}_\gamma$ ,  $\text{Al}$ ,  $\text{Cu}$ ) — по площинах (111), у металах з решіткою ГЦУ ( $\text{Zn}$ ,  $\text{Mg}$ ) — по площинах (001).

Здатність металу до пластичної деформації тим вища, чим більше у нього площин легкого ковзання. Так, у металів з решіткою ОЦК таких площин 6, з ГЦК — 4, а з ГЦУ — лише одна. Після ковзання по площинах, найвірогідніше сприятливо зорієнтованих у напрямі зсуву (за малих ступенів деформації), воно може здійснюватися і по інших площинах при збільшенні ступеня деформації.

Сліди ковзання спостерігають під мікроскопом на полірованій поверхні металу у вигляді паралельних ліній (ліній ковзання). Пластична деформація реалізується також двійникуванням, яке завершується зсувом частини кристала в інше симетричне щодо першої частини положення відносно площини двійникування (рис. 31, б).

Ступінь деформації

$$\varepsilon = \frac{F_0 - F}{F_0} 100\%$$

де  $F_0$  і  $F$  — площі перерізу відповідно до деформування і після нього.

Окрім ліній ковзання, при деформації виникають також макросмуги (лінії Людерса-Чернова), орієнтовані переважно під кутом  $45\text{--}60^\circ$  до напрямку діючої сили.

### Механізм пластичної деформації

Як зазначалося, пластичні деформації — це зсув однієї частини кристала відносно іншої.

Внаслідок теоретичного розрахунку, зробленого у 20-х роках ХХ століття

Я. І. Френкелем, отримано формулу на випадок зсуву:  $\tau = \frac{a G}{b 2\pi}$  — границя

текучості, де  $G$  — модуль зсуву (модуль пружності II роду), або модуль Юнга;  $a$  — міжатомна відстань у напрямку ковзання;  $b$  — міжплощинна відстань.

Формулу виведено в припущенні, що атоми однієї частини кристала відносно атомів іншої зміщуються одночасно. Границя текучості заліза, обчислена за цією формулою, складає  $1300 \text{ кг/мм}^2$ . Насправді, границя текучості м'якого заліза лише  $15 \text{ кг/мм}^2$ , тобто майже у 100 раз менша. Чому ж дійсна міцність металу значно нижча від теоретичної, й як відбувається процес ковзання в реальному металі?

Кристал реального металу має ряд недосконалостей — дислокацій. Пластичний зсув у реальному кристалі — це передусім переміщення дислокацій. Утворення дислокацій вимагає значної енергії, але вони все-таки виникли й легко пересуваються. Таким чином, ковзання у кристалі реального металу здійснюється не шляхом одночасного зсуву всієї атомної площини, а переміщенням дислокацій уздовж площини ковзання. Отже, якщо в металі не буде дислокацій, його міцність має дорівнювати теоретичній. Це доведено створенням і дослідженням бездислокаційних металевих кристалів у вигляді тонких ниток («вусів») діаметром  $1 \text{ мкм}$  і довжиною  $10 \text{ мкм}$ . Якщо нитку збільшити, то у кристалах з'являться дислокації і міцність їх значно знизиться.

Експериментально встановлено, що із збільшенням кількості дислокацій міцність спочатку падає, а потім знову росте. Зміцнення зі збільшенням щільності дислокацій пояснюють тим, що вони перешкоджають переміщенню одна одній і тим ускладнюють пластичну деформацію. Способи зміцнення, які збільшують кількість дислокацій: холодна деформація (наклеп), легування, термічна обробка тощо (рис. 32).

При сильній деформації внаслідок ковзання зерна (кристаліти) змінюють свою форму — витягуються у напрямі діючих сил (рис. 33). При цьому виникає

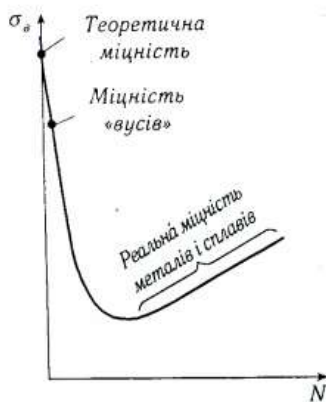


Рис. 32. Залежність міцності металів і сплавів від кількості дефектів кристалічної будови

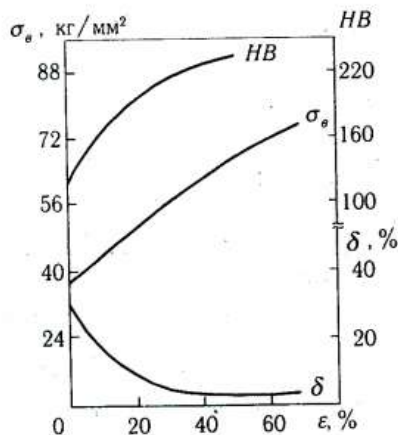


Рис. 33. Вплив ступеня пластичної деформації  $\epsilon$  на механічні властивості низьковуглецевої сталі

певне орієнтування зерен, що дістало назву текстури. У результаті пластичної деформації метал зміцнюється (наклепується).

### 3.3. ВПЛИВ НАГРІВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗДЕФОРМОВАНОГО МЕТАЛУ

Пластична деформація переводить метал у структурно-нестійкий стан. Вона спотворює кристалічну решітку, збільшує число дислокацій, вакансій, спричиняє появу внутрішніх напружень, певне орієнтування зерен металу (текстуру). Внаслідок пластичної деформації відбувається наклеп металу, тобто зміцнення. При звичайній (кімнатній) температурі рухливість атомів недостатня для самочинної перебудови структури і повернення металу в стабільний стан, який існував до пластичної деформації. Для збільшення рухливості атомів і переходу металу з нестабільного стану в стабільніший необхідно підвищити температуру, тобто метал нагріти. При нагріванні в пластично здеформованому металі розвиваються такі процеси: повернення, первинна і вторинна (збірна) рекристалізація.

#### Повернення і полігонізація

*Повернення (відпочинок).* При нагріванні пластично здеформованого металу (заліза) до температури, що не перевищує  $0,2-0,3 T_{лн}$  (або  $200-300^{\circ}\text{C}$ ), починається процес повернення (повернення металу до вихідного стану), при якому знімається частина внутрішніх напружень і усуваються спотворення кристалічної решітки. Структура та механічні властивості здеформованого металу при цьому не змінюються. Процес повернення супроводжується полігонізацією (від латинського слова *poligon* — багатокутник), рис. 34. Під полігонізацією розуміють дроблення кристалітів на субзерна (полігони) з малокутовими межами.

*Механізм полігонізації.* У разі деформування кристалу, наприклад шляхом згину, виникають дислокації, безладно розташовані у площинах ковзання.

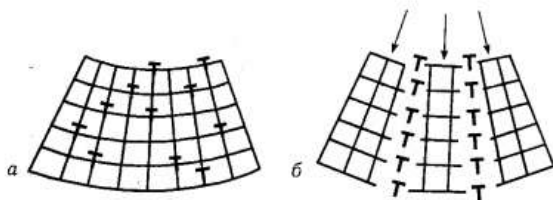


Рис. 34. Утворення дислокаційної сітки (полігонізація)

Під час нагрівання надмірні дислокації одного знака вишиковуються у дислокаційні стінки, утворюючи в монокристалі або в зернах полікристала субзерна (полігони), вільні від дислокацій і відокремлені один від одного малокутовими дислокаційними межами.

## Рекристалізація (утворення нових зерен)

Первинна рекристалізація проходить при температурі 450 °С і вище. Починається з появи зародків на межах здеформованих зерен. Нові зерна ростуть, поки здеформованих зерен не залишиться зовсім. Здеформована структура повністю оновлюється, внаслідок чого різко змінюються механічні властивості металу: міцність і твердість знижуються, пластичність підвищується. Первинна рекристалізація повністю знімає внутрішні напруження. Формула А. А. Бочвара зв'язує температуру рекристалізації із температурою плавлення

$$T_{рек.} = \alpha T_{пл.}$$

де  $T_{рек.}$  — абсолютна температура рекристалізації;

$\alpha$  — коефіцієнт, що залежить від чистоти металу: чим чистіший метал, тим нижча температура рекристалізації, у металів звичайної технічної чистоти  $\alpha = 0,3—0,4$ ;

$T_{пл.}$  — абсолютна температура плавлення.

Температура рекристалізації заліза і сталі: теоретична 450 °С, практична 600—700 °С (відпал) — див. рис. 35.

Пластично здеформовані метали можуть рекристалізуватися тільки після деформації, ступінь якої перевищує певну мінімальну величину — критичний ступінь деформації. Якщо ступінь деформації менший від

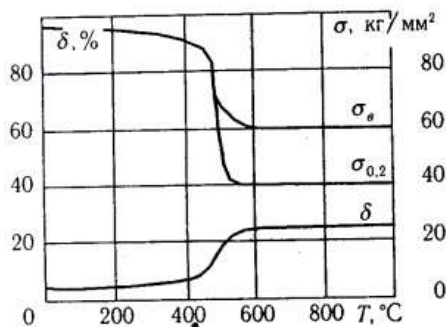


Рис. 35. Залежність механічних властивостей заліза від температури відпалу за І. А. Одінгом

критичного, то нові зерна при нагріванні не утворюються. Критичний ступінь деформації невеликий (2—8 %) для Fe він становить 5 %, для Al — 2 %. Існує також температурний поріг рекристалізації — це найменша температура нагрівання, при якій зароджуються нові зерна (див. формулу А. А. Бочвара).

Чим вищий ступінь деформації  $\left( \frac{F_0 - F}{F_0} 100\% \right)$ , чим більше спотворена структура, тим менш вона стійка, тим сильніше її прагнення набути стійкішого стану. Отже, високий ступінь деформації полегшує процес рекристалізації і знижує мінімальну температуру рекристалізації.

**Вторинна (збірна) рекристалізація.** Після завершення первинної рекристалізації у ході подальшого нагрівання (підвищення температури) відбувається ріст одних кристалів (зерен) за рахунок інших. При цьому зерна з увігнутими межами «поїдають» зерна з опуклими межами.

Даний процес обумовлений прагненням системи зменшити запас вільної енергії. Збільшення зерен, скорочуючи сумарну поверхню, веде до зменшення запасу вільної енергії в системі.

Важливо знати, за яким механізмом росте зерно, бо від розміру зерна залежать багато властивостей металу. Можливі три істотно різні шляхи росту зерна:

— зародковий — полягає у тому, що після первинної рекристалізації знову виникають зародкові центри нових кристалів, за розміром значно більші від попередніх;

— міграційний — переміщення меж зерна та збільшення його розмірів. Оскільки велике зерно термодинамічно стійкіше, ніж дрібне (відношення поверхні до об'єму в нього менше), то укрупнення зерна відбувається за рахунок «поїдання» дрібних зерен;

— злиття зерен — поступове розширення меж зерен і об'єднання багатьох дрібних зерен в одне велике.

Основні механізми росту зерна: злиття зерен (при досить низькій температурі); міграція меж (при більш високій температурі).

Розмір зерна після рекристалізації суттєво впливає на властивості металу. Метали та сплави з дрібним зерном значно міцніші.

### Холодна і гаряча деформації

Температура рекристалізації має важливе практичне значення. Щоб відновити структуру і властивості наклепаного металу (наприклад, у разі необхідності продовжити обробку тиском, прокатуванням, протягуванням, волочінням тощо), його нагрівають вище температури рекристалізації. Таку обробку називають рекристалізаційним відпалом.

Пластична деформація вище температури рекристалізації до певної міри зміцнює метал, проте ефект цей нівелює подальша рекристалізація. Обробку металу тиском (вище температури рекристалізації), при якій немає зміцнення (наклепу), називають гарячою обробкою тиском. Обробку тиском нижче температури рекристалізації, що спричиняє наклеп, називають холодною.

## Розділ 4

### РУЙНУВАННЯ МЕТАЛІВ

Будь-який процес деформації при збільшенні напружень завершується руйнуванням. Руйнування металу може бути крихким або в'язким. Крихке руйнування являє собою процес зародження та поширення тріщин і істотно залежить від властивостей середовища, де відбувається деформування робочого тіла. Згідно концепції Гріфітса тріщина, що знаходиться в твердому тілі буде поширюватись під час його деформації, якщо швидкість вивільнення енергії нагромадженої в пружно деформованому тілі в процесі збільшення довжини тріщини буде перевищувати приріст енергії, яка тратиться для утворення нової поверхні в даному тілі. Величина зовнішнього навантаження  $\sigma$ , при досягненні якого починається поширення тріщини визначається за формулою:

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E\gamma_0}{\pi l}}$$

де  $l$  — півдовжина тріщини;  $E$  — модуль пружності;  $\gamma_0$  — питома поверхнева енергія матеріалу.

Процес руйнування металів і сплавів ускладнюється через те, що він супроводжується пластичними деформаціями в тонкому шарі безпосередньо поблизу поверхні тріщини. З врахуванням пластичних деформацій поведінку матеріалів при зовнішньому навантаженні визначає локальне напруження у вершині надрізу або тріщини. Крихке руйнування пластичних металів виникає тільки тоді, коли локальний об'єм у вершині надрізу підлягає всесторонньому нерівномірному розтягу. Нестабільний ріст тріщини характеризується критичним значенням параметру інтенсивності напруження у вершині тріщини —  $K_{Ic}$ . Фізичний зміст вказаного критерію витікає з концепції Орована-Ірвіна для умов плоскої деформації:

$$\sigma_I \sqrt{\pi a} = \sqrt{\frac{2E\gamma_{ef}}{(1-\nu^2)}}$$

де  $\sigma_I$  — руйнуюче напруження;  $a$  — критична довжина тріщини;  $\gamma_{ef}$  — ефективна поверхнева енергія;  $E$  — модуль пружності;  $\nu$  — коефіцієнт Пуасона.

Вираз  $\sigma_I \sqrt{\pi a} = K_{Ic}$  характеризує критичну інтенсивність напруження, а енергія на одиницю довжини тріщини визначається із співвідношення:

$$2\gamma_{ef} = G_{Ic} = \frac{K_{Ic}^2(1-\nu^2)}{E}$$

Критерії в'язкості руйнування є енергетичними і оцінюють локальні властивості матеріалу у вершині тріщини, інтегрально враховують властивості міцності і пластичності матеріалу. При пластичній деформації метали інтенсивно наклепуються в початковій стадії деформування, потім при зростанні деформації механічні



властивості змінюються несуттєво. Із ростом ступеню деформації границя текучості зростає швидше за границю міцності (рис. 36). Обидві характеристики в сильно наклепаних металах вирівнюються, а видовження стає рівним нулю. Такий стан наклепаного металу є граничним. При подальшому деформуванні метал руйнується. В умовах наклепу твердість і границя міцності зростають у 1,5—3,0 рази, а границя текучості в 3—7 разів.

Метали із ГЦК решіткою зміцнюються сильніше металів з ОЦК решіткою.

Заключним етапом деформування металів є руйнування, яке представляє собою процес розділення твердих тіл на частини під дією навантаження. Значний вплив на руйнування мають термічна, радіаційна, корозійна та інші дії на матеріали.

На атомному рівні руйнування представляє собою розрив міжатомних зв'язків з утворенням нових поверхонь. Напруження, яке створене зовнішнім зусиллям може бути розкладене на дві складових  $\sigma_n$  і  $\sigma_r$  (рис. 37).

Складова  $\sigma_n$  направлена перпендикулярно до кристалічної площини і називається нормальним напруженням. Складова  $\sigma_r$  направлена по дотичній до кристалічної площини і тому називається дотичним напруженням.

Прикладення нормального напруження  $\sigma_n$  призводить до розтягу решітки по напрямку його дії (рис. 38, а).

Міжатомна віддаль у цьому напрямку зростає  $c > a$  (рис. 38, б). Коли діюче напруження  $\sigma_n$  знімається, то параметри решітки відновлюються (рис. 38, а), тобто нормальні напруження призводять до пружної деформації решітки, яка зникає після зняття напружень.

Підвищення нормальних напружень призводить до руйнування шляхом відриву (рис. 38, в). В момент руйнування припиняється дія напружень і кристалічна решітка в обох половинках вертається у вихідний стан у зв'язку із зняттям пружних напружень.

Руйнування шляхом відриву або відколу під дією нормальних напружень називається крихким. Воно відбувається, коли площина руйнування перпендикулярна нормальним напруженням. Під дією нормальних напружень відбувається пружна деформація кристалічної решітки, а після досягнення граничного ступеня її спотворення відбувається послідовний розрив міжатомних зв'язків з відривом однієї атомної площини від іншої.

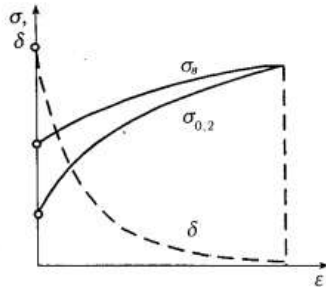


Рис. 36. Залежність механічних властивостей від ступеню деформації

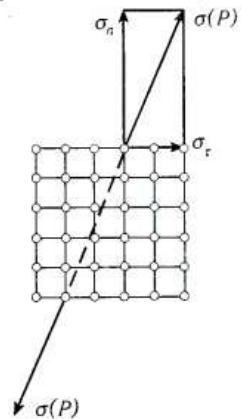


Рис. 37. Схема розкладення напруження  $\sigma$  на нормальну  $\sigma_n$  і дотичну  $\sigma_r$  складові в кристалічній решітці

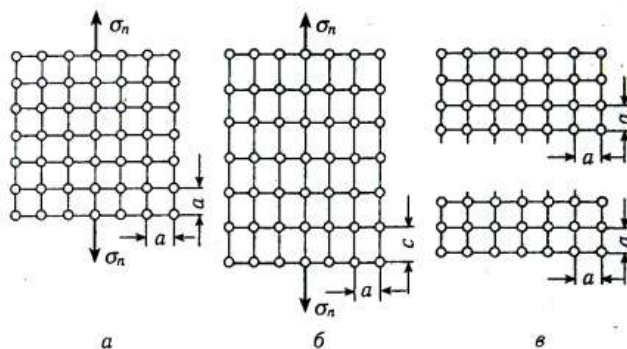


Рис. 38. Схеми пружної деформації і крихкого руйнування під дією нормальних напружень

Дотичні напруження по-іншому діють на кристалічну решітку металів. При малих значеннях дотичних напружень верхній і нижній елементи зміщуються один відносно іншого (рис. 39, а, б).

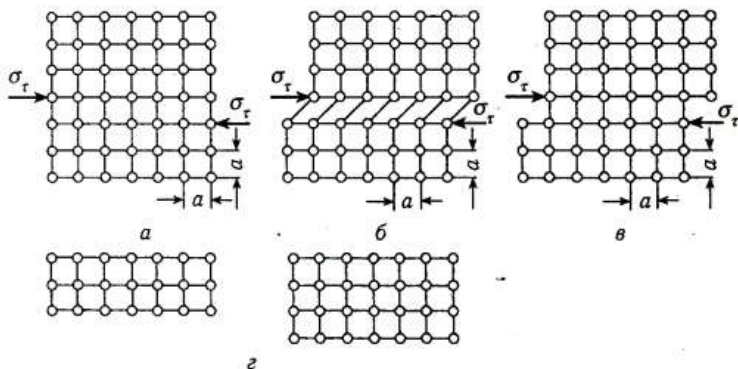


Рис. 39. Схеми пружної і пластичної деформації і в'язкого руйнування під дією дотичних напружень

Зняття дотичних напружень приводить до відновлення кристалічної структури. При збільшенні дотичних напружень відбувається зміщення верхнього і нижнього елементів кристалічної решітки на величину параметра решітки  $a$  (рис. 39, в). Це зміщення пов'язане із переміщенням дислокацій по площинах дислокацій, щільність яких у вихідному стані (до деформації) має порядок  $10^{12} \text{ м}^{-2}$  дислокацій. Пластична деформація приводить до появи нових дислокацій із підвищенням щільності до  $(10^{10} - 10^{12}) \cdot 10^4 \text{ м}^{-2}$  дислокацій.

Подальше зростання дотичних напружень приводить до руйнування (зрізу) (рис. 39, з).

Так як пластична деформація, яка характеризує в'язкість металу відбувається перед руйнуванням, то руйнування шляхом зсуву під дією дотичних напружень називається в'язким. Площина ковзання розміщена під кутом 45° до напрямку головних нормальних напружень.

Характерними ознаками в'язкого і крихкого руйнування є енергоємність, тобто значення роботи руйнування, вид тріщини і поверхні злому, а також швидкість поширення тріщини.

При руйнуванні по крихкому механізму витрачається значно менша робота на процес руйнування ніж при в'язкому. Руйнування починається від будь-якого дефекту, поблизу якого розвивається концентрація напружень, які перевищують теоретичну міцність металу (рис. 40).

Концентрація напружень сприяє утворенню як внутрішніх, так і зовнішніх дефектів надрізів і тріщин різної гостроти і довжини. Тріщини є гострими концентраторами, напруження у вершині яких у багато разів перевищують середні розрахункові напруження (рис. 41).

Для тріщини довжиною  $l$  і радіусом  $r$  напруження у вершині

$$\sigma_y^{max} = \sigma_{cp} \cdot 2\sqrt{\frac{l}{r}}$$

Концентрація напружень тим більша, чим довша тріщина і гостріша її вершина.

Крихке руйнування відбувається за рахунок вивільнення накопиченої в системі пружної енергії, і тому для поширення тріщини не потрібно підводити із зовні енергію. При крихкому руйнуванні затрата енергії на утворення нових поверхонь у результаті розкриття тріщини менша, ніж накопичена пружна енергія, що звільнюється при цьому. При в'язкому руйнуванні витрачається значно більша робота. Для розвитку в'язкого руйнування є необхідний підвід енергії із зовні. Ця енергія витрачається на пластичну деформацію металу попереду тріщини, що росте і на подолання зміцнення металу, що виникає. При цьому робота, яка тратиться на пластичну деформацію, значно перевищує роботу руйнування. Тріщина при крихкому руйнуванні є нестабільною і відбувається її ріст, коли довжина перевищує деяке критичне значення, а вершина тріщини зберігає гостроту, яка співрозмірна (по радіусу біля вершини) із атомними розмірами. В цьому випадку напруження на краю тріщини є достатнім для порушення міжатомного зв'язку. При руйнуванні навколо тріщини, що поширюється, є вузька зона пластичної

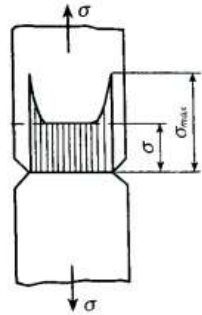


Рис. 40. Вплив надрізу на розподіл напружень

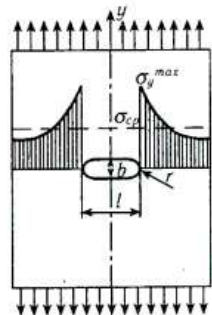


Рис. 41. Концентрація напружень поблизу еліптичної тріщини

деформації, на створення якої затрачується додаткова енергія. В'язке і крихке руйнування розрізняються між собою за розмірами пластичної зони біля вершини тріщини. При крихкому руйнуванні величина пластичної зони у вершини тріщини є малою. При в'язкому руйнуванні величина пластичної зони, що знаходиться попереду тріщини, яка поширюється є велика, а сама тріщина затуплюється біля своєї вершини.

В'язке руйнування відбувається із малою швидкістю поширення тріщини. Швидкість поширення крихкої тріщини є велика, і для сталі досягає 2500 м/с. Тому часто крихке руйнування називають «катастрофічним» руйнуванням.

Руйнування відколом можна розділити на три фази: зародження мікротріщин, її підростання до критичного розміру і розповсюдження через сусідні зерна.

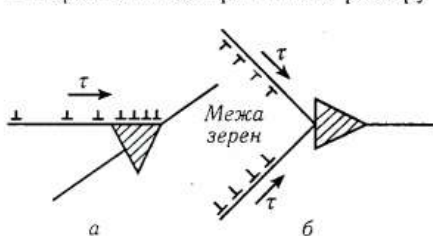


Рис. 42. Дислокаційні моделі зародження мікротріщин:

*a* — модель Зінера-Стро;  
*б* — модель Котрелла

Згідно дислокаційних моделей (рис. 42) зародження тріщини є наслідком декількох процесів. Крайові дислокації рухаються по площині ковзання до перешкоди, наприклад до межі зерна, двійника, міжфазної границі. Якщо при підході вони не можуть здолати цей «непрозорий» бар'єр, то утворюється накопичення дислокацій і в цьому місці виникає концентрація напружень. Причому напруження в локальній зоні може в багато раз перевищувати прикладене напруження. Після того, як напруження перевищують сили міжатомного зв'язку матеріалу, виникає мікротріщина.

Наступною стадією руйнування є підростання зародкової мікротріщини до тріщини критичного розміру, коли буде досягнуто критичне співвідношення між діючим напруженням і довжиною тріщини.

Згідно моделей докритичного росту тріщина може рости за рахунок того, що при своєму русі поглинає інші дислокаційні мікротріщини. Росту тріщини сприяє взаємодія полів напружень біля її вершини. Таким чином, стадії зародження мікротріщини і її підростання до критичного розміру є наслідком руху дислокацій, тобто пластичної деформації металу.

Критичний розмір тріщини характеризується концентрацією напружень в її вершині, що досягає рівня міцності металу. При досягненні тріщиною критичної довжини її подальше поширення відбувається лавиноподібно без помітної пластичної деформації і без підводу енергії із зовні.

При поширенні тріщини по тілу зерна може відбуватись як в'язке, так і крихке руйнування. Міжзернинне руйнування в основному є крихким, воно присутнє завжди, але більше проявляється при крихкому руйнуванні.

Вивчення зломів за допомогою електронного мікроскопу (мікрофрактографія) дозволяє визначити в'язкий або крихкий характер руйнування. В'язке руйнування характеризується ямковим зломом (рис. 43, *a*).

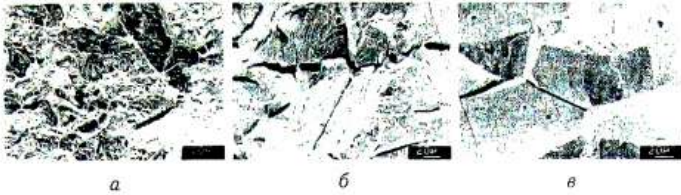


Рис. 43. Мікрофрактограми в'язкого а, крихкого (ручаїстого) б й інтеркристалітного зломів в

Ямка — мікрозаглиблення на поверхні злому, яке виникає в результаті утворення, росту і злиття мікропустот. Глибина ямки визначається здатністю металу до локальної пластичної деформації.

Злом при крихкому руйнуванні має ручаїсту будову (рис. 43, б), яка представляє собою систему сходинок відколу, що утворились у результаті деформації перемичок між крихкими тріщинами, які поширювались шляхом відколу по паралельних близько розміщених кристалографічних площинах. На відміну від в'язкого руйнування крихке руйнування поширюється всередині окремих зерен вздовж площини з найбільш щільним розташуванням атомів, яка називається площиною відколу.

Міжзеренне крихке руйнування виявляється у вигляді гладких поверхонь, фасеток відколу по межах зерен часто з деякою кількістю частинок, що розташовані на них (рис. 43, в).

Міжзеренне руйнування полегшується при виділенні по межах зерен часточок крихкої фази.

Метали із ОЦК (Fe, W) і ГЦУ (Mg, Zn) решітками в залежності від температури можуть руйнуватись як в'язко, так і крихко. Зниження температури обумовлює перехід від в'язкого до крихкого руйнування. Це явище отримало назву холодноламкості. Явище холодноламкості пояснюється схемою А. Ф. Іоффе (рис. 44).

Зниження температури практично не змінює опір відриву (руйнуюче напруження), але підвищує опір пластичній деформації  $\sigma_T$  (границю текучості). Тому метали, які проявляють в'язкість при високих температурах, можуть при низьких температурах руйнуватись крихко. В цих умовах опір відриву досягається при напруженнях менших ніж границя текучості. Точка перетину кривих  $\sigma_T$  і  $S_{відр}$ , що відповідає температурі переходу металу від в'язкого руйнування до крихкого, отримала назву критичної температури крихкості, або порогу холодноламкості  $t_{н.к}$ . Чим вища швидкість деформації, тим більша схильність металу до крихкого руйнування. Всі концентратори напружень сприяють крихкому руйнуванню. Із збільшенням гостроти і глибини надрізу схильність до крихкого руйнування зростає. Чим більші розміри виробу, тим більша ймовірність крихкого руйнування.

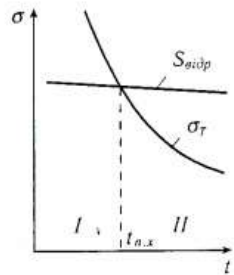


Рис. 44. Схеми крихкого I і в'язкого II руйнування сталі в залежності від температури

## Розділ 5

### ТЕОРІЯ СПЛАВІВ

#### 5.1. ХАРАКТЕРИСТИКА ФАЗ У СПЛАВАХ

Чисті метали використовують у машинобудуванні обмежено. Більшість металевих матеріалів — *сплави*, що складаються з двох, трьох або більшої кількості речовин. Достатньо сказати, що металеві сплави є основним конструкційним матеріалом, з якого виготовляють близько 95—97 % деталей машин.

Металеві сплави отримують сплавленням (іноді спіканням) металів з металами або неметалами. Сплави зберігають високу тепло- та електропровідність, ковкість та інші металеві властивості. Будова сплавів складніша за будову чистих металів, тому властивості сплавів значно відрізняються від властивостей чистих металів. Наприклад, чисте залізо має границю міцності близько 150 МПа, а сплав на його основі — понад 2000 МПа. Fe та Ni — метали феромагнітні, а сплав Fe з 25 % Ni не має цієї властивості. Сплав, що складається з 50 % Bi, 25 % Pb, 12,5 % Sn і 12,5 % Cd, плавиться при температурі 68 °С, тоді як найбільш легкоплавкий з його компонентів — Sn — має температуру плавлення 232 °С.

Усі ці приклади не тільки виявляють можливість зміни властивостей металів при сплавленні їх з іншими елементами, а й свідчать про потребу всебічного вивчення сплавів для раціонального використання їх у різних галузях сучасної техніки.

Широке використання металевих сплавів обумовлюється можливістю регулювання хімічного складу сплаву з метою зміни властивостей у визначеному напрямку.

Основу властивостей металевих сплавів визначають *фазовий склад* і *структура* сплавів, які залежать від компонентів.

*Компонентами* називають хімічні елементи та їх сполуки, на основі яких формується даний сплав.

Як правило, більшість технічних сплавів є багатокомпонентними, але практично завжди можна виділити два—три основних компоненти, а решта коректує властивості сплаву.

В рідкому стані більшість сплавів однорідна й у фізико-хімічному розумінні є однією фазою. Після затвердіння в сплаві може сформуватися кілька фаз.

*Фазою* називають однорідну за складом і будовою частину сплаву, що відокремлюється від інших частин поверхнею розділу, при переході через яку стрибкоподібно змінюються хімічний склад і властивості.

В залежності від фізико-хімічної взаємодії компонентів у твердому стані можна спостерігати такі типи фаз: *первинні тверді розчини* і *проміжні фази на базі хімічних сполук*.

Якщо компоненти при затвердінні сплаву розчиняються один в іншому, то утворюються так звані *первинні тверді розчини*.

**Правило фаз (закон Гіббса).** Правило фаз являє собою математичний вираз умов рівноваги системи, який встановлює математичну залежність між числом ступенів вільності  $S$ , кількістю компонентів  $K$  та кількістю фаз  $\Phi$ :  $S = K + 3 - \Phi$ , де  $3$  — число зовнішніх змінних чинників (температура, тиск). Якщо тиск прийняти сталим, що цілком допускається при розгляданні металевих систем ( $3 = 1$ ), тобто якщо з-поміж зовнішніх змінних чинників урахувати лише температуру, правило фаз набуде такого вигляду:  $S = K + 1 - \Phi$ .

Розглянемо можливі випадки рівноваги для однокомпонентної системи.

Якщо в однокомпонентній системі, наприклад, чистому металі, є одна фаза (рідкий або твердий метал), то  $K = 1$  і  $\Phi = 1$ . Отже,  $S = K + 1 - \Phi = 1 + 1 - 1 = 1$ , тобто наявний один ступінь вільності. Це означає, що за даних умов можна нагріти або охолодити метал у певному інтервалі температур і зберегти його однофазним — або рідким, або твердим.

Якщо в однокомпонентній системі є дві фази, рідкий і твердий метал (у момент плавлення або затвердіння), то  $K = 1$ ,  $\Phi = 2$  і, отже,  $S = 1 + 1 - 2 = 0$ , тобто не існує жодного ступеня вільності. Така рівновага можлива лише при постійній температурі. Іншими словами, перетворення починається і закінчується при сталій температурі.

**Загальне положення:**  $S$  не може бути меншим від нуля ( $S \geq 0$ );  $\Phi$  не може бути більшим від  $K + 1$  ( $\Phi \leq K + 1$ ).

Розглянемо можливі випадки рівноваги для двокомпонентної системи.

Якщо у подвійному сплаві є одна фаза — рідина, то  $K = 2$ ,  $\Phi = 1$  і  $S = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 1 = 2$ , тобто два ступені вільності. Це означає, що за цих умов можна у певних межах змінювати температуру і концентрацію сплаву, не змінюючи числа фаз. Якщо у подвійному сплаві дві фази (рідкий і твердий метал), то  $S = 2 + 1 - 2 = 1$ . Коли у цьому сплаві три фази,  $S = 2 + 1 - 3 = 0$ . Тут нічого не можна змінити, не змінивши кількості фаз.

У сплавах можуть утворюватися механічні суміші, тверді розчини, хімічні сполуки, проміжні фази.

**Механічні суміші.** Механічна суміш двох компонентів  $A$  і  $B$  утворюється тоді, коли вони не здатні розчинятися у твердому стані і не вступають у хімічну реакцію з утворенням сполуки. За таких умов сплав складається з кристалів  $A$  і  $B$ .

Механічні властивості залежать від кількісного співвідношення компонентів  $A$  і  $B$ , а також від розміру і форми зерен (кристалів). Властивості суміші проміжні — між властивостями чистих металів.

**Тверді розчини.** Твердими розчинами називають кристалічні речовини, в яких атоми розчинного компонента  $B$  розміщені у кристалічній решітці розчинника  $A$ . При цьому тип решітки не змінюється.

Тверді розчини бувають розчинами заміщення та розчинами проникнення.

У твердих розчинах заміщення атоми розчинного компонента В заміщують частину атомів розчинника А в його кристалічній решітці.

У твердих розчинах проникнення атоми розчинного компонента розподіляються в міжвузлах кристалічної решітки розчинника А.

Тверді розчини бувають обмежені та необмежені.

Необмежені тверді розчини утворюються у будь-яких співвідношеннях компонентів.

В обмежених твердих розчинах розчинність компонентів один в одному обмежена, тобто розчинення відбувається до певної концентрації.

При утворенні твердих розчинів заміщення і проникнення атоми розчинного компонента розміщуються у решітці розчинника довільно.

*Хімічні сполуки.* У результаті хімічної взаємодії утворюється нова речовина з новими властивостями та будовою, відмінними від властивостей і будови елементів, з яких вона отримана. Наприклад,  $\text{CuAl}_2$  має твердість *НВ* 400, тоді як твердість *Сu* становить *НВ* 35, а твердість *Al* *НВ* 20.

На основі хімічних сполук утворюються так звані тверді розчини вилучення (до них відносяться карбіди  $\text{VC}$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{NbC}$  та ін.). У твердих розчинах вилучення співвідношення атомів елементів має відповідати стехіометричній пропорції (цілим числом).

*Проміжні фази (фази проникнення).* Проміжні фази утворюються металами перехідних груп з металоїдами<sup>1</sup>, що мають малий атомний радіус. При цьому атоми металоїду втілені в кристалічну решітку металу. Типовими прикладами фаз проникнення можуть слугувати карбіди та нітриди  $\text{WC}$ ,  $\text{MoC}$ ,  $\text{TiN}$ ,  $\text{TaN}$ ,  $\text{TiC}$  та ін. Ці фази є проміжними між хімічними сполуками та твердими розчинами. За повного впорядкування атомів вони можуть перейти у хімічні сполуки.

## 5.2. ДІАГРАМИ СТАНУ СПЛАВІВ

### Методика побудови діаграм стану

Стан сплавів агрегатний (рідкий або твердий) і фазовий (у вигляді чистих металів, твердого розчину, хімічних сполук, або механічної суміші цих фаз) визначається температурою і складом сплавів. Зміна температури при постійному складі сплаву може привести до перетворення механічної суміші або твердого розчину в однорідний рідкий розплав. Зміна складу (збільшення концентрації другого металу в сплаві) при постійній температурі може привести до зміни стану сплаву від чистого металу до твердого розчину, механічної суміші, хімічної сполуки.

Діаграма стану являє собою графічне зображення фазового стану сплавів даної системи в функції від температури і концентрації. Сплави складаються із двох або більше елементів періодичної системи. Елементи, що утворюють сплав, називають компонентами. Властивості сплаву залежать від багатьох факторів, але перш за все вони визначаються складом фаз і їх кількісним співвідношенням. Ці відомості можна отримати із аналізу діаграм стану.

<sup>1</sup> Стара назва неметалів



Знаючи діаграму стану, можна представити повну картину формування структури будь-якого сплаву, визначити оптимальну температуру заливки сплаву для отримання литих деталей, оцінити рідкотекучість вибраного сплаву і можливість отримання хімічної неоднорідності, зробити заключення про можливість і умови обробки тиском. Діаграми стану дозволяють визначити режим термічної обробки, необхідний для даного сплаву.

Діаграми стану в більшості випадків будуть експериментально. Розроблені також і теоретичні методи їх розрахунку по термодинамічних функціях із застосуванням ЕОМ.

Експериментальна побудова діаграм стану можлива завдяки тому, що будь-яке фазове перетворення сплаву відмічається зміною фізико-механічних властивостей (електроопору, питомого об'єму та ін.) або тепловим ефектом. Перехід сплаву із рідкого стану в твердий супроводжується значним виділенням теплоти, тому, вимірюючи температуру при нагріванні або охолодженні в функції часу, можна по перегибах або зупинках на кривих охолодження, визначити критичні температури, при яких відбуваються фазові перетворення.

Для того, щоб зафіксувати перетворення в твердому стані, яке супроводжується малими тепловими ефектами, спостерігають за якою-небудь фізичною характеристикою, що значно змінюється при фазових перетвореннях (електричні, магнітні та інші властивості).

Діаграми стану будують у координатах температура — хімічний склад сплаву. Для експериментальної побудови діаграм стану сплавів, які утворені компонентами  $A$  і  $B$ , необхідно виготовити серію сплавів, що містять різну кількість компонентів  $A$  і  $B$ . Для кожного такого сплаву експериментально будують криві охолодження і визначають по них критичні точки, тобто температури фазових перетворень. Отримані значення критичних точок сплавів відкладають на вертикальних лініях, що відповідають хімічному складу цих сплавів. Потім з'єднують критичні точки, що відповідають певним фазовим перетворенням і отримують лінії діаграм стану. Лінія  $MKN$  (рис. 45) — геометричне місце всіх верхніх точок, які визначають температури початку кристалізації сплавів. Її називають лінією ліквідус.

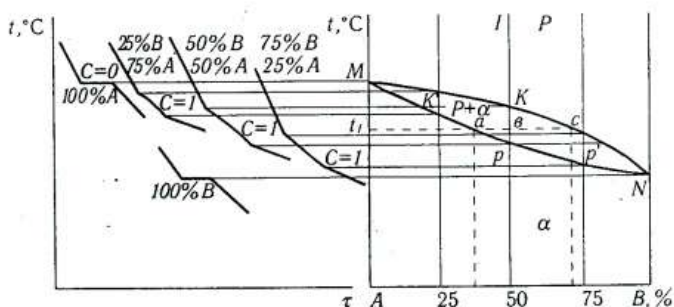


Рис. 45. Метод побудови діаграм стану

Лінія  $MpN$  — геометричне місце всіх нижніх критичних точок, які визначають температуру кінця кристалізації сплавів. Її називають лінією солідус. Ці лінії поділяють діаграму стану на області певного фазового складу.

### Діаграми стану подвійних сплавів, що утворюють механічні суміші (I роду)

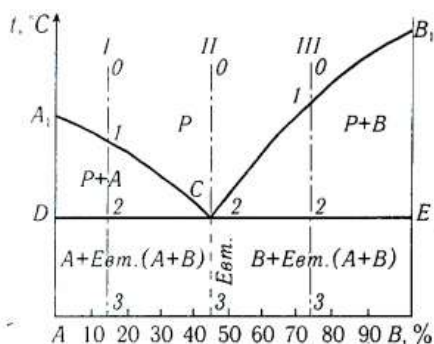


Рис. 46. Діаграма стану сплавів, що утворюють механічні суміші I роду

Діаграма стану подвійних сплавів ілюструє зміну стану сплаву залежно від температури і концентрації (вмісту) компонентів у сплаві. Тиск сталій.

Діаграма стану сплавів, що утворюють механічні суміші (I роду). Обидва компоненти  $A$  і  $B$  ( $K=2$ ) — без обмеження розчиняються в рідкому стані, а у твердому не розчиняються і не утворюють хімічних сполук.

Фази — рідина  $P$ , кристали  $A$  і кристали  $B$ . Максимальне число фаз  $\Phi=3$ . При охолодженні на лінії  $A_1C$  починають виділятися кристали  $A$ , а на лінії  $CB_1$  — кристали  $B$ . У точці  $C$  (при концентрації  $C$ ) одночасно виділяються кристали  $A$  і  $B$  (рис. 46).

На кривій охолодження доєвтектичного сплаву (рис. 47, а) ділянка  $0-1$  відповідає охолодженню рідкого сплаву, ділянка  $1-2$  — виділенню кристалів  $A$ ,

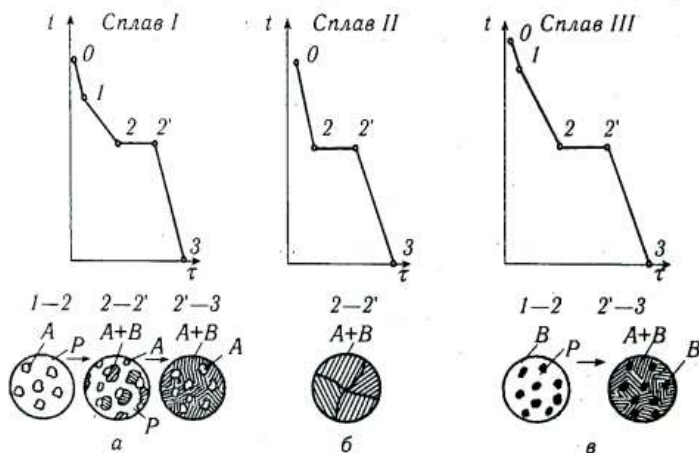


Рис. 47. Криві охолодження і схеми структур:  
а — доєвтектичного сплаву; б — евтектичного сплаву;  
в — заєвтектичного сплаву

ділянка — 2—2' сумісному виділенню кристалів  $A$  і  $B$ , ділянка 2'—3 — охолодженню твердого тіла.

На кривій охолодження евтектичного сплаву (рис. 47, б) відрізок 0—2 відповідає охолодженню рідкого сплаву, відрізок 2—2' — одночасній кристалізації кристалів  $A$  і  $B$ , відрізок 2'—3 — охолодженню сплаву, який закристалізувався.

На кривій охолодження заевтектичного сплаву (рис. 47, в) відрізок 0—1 відповідає охолодженню рідини, відрізок 1—2 виділенню кристалів  $B$ , відрізок 2—2' — сумісному виділенню кристалів  $A$  і  $B$ , відрізок 2'—3 — охолодженню сплаву, що закристалізувався.

Механічну суміш двох (і більше) видів кристалів, які одночасно утворилися з рідини, називають евтектикою. Сплави, які лежать зліва від евтектичної точки, є доевтектичними, а сплави справа від евтектичної точки — заевтектичними.

На діаграмі стану (див. рис. 46) чітко простежуються області існування різних фаз. Нижче евтектичної горизонталі  $DCE$  знаходяться дві фази — кристали  $A$  і кристали  $B$ . Зліва евтектичної концентрації з рідини виділяються спочатку кристали  $A$ , а потім евтектика. Отже, структурний стан доевтектичного сплаву можна позначити як  $A +$  евтектика ( $A+B$ ), заевтектичного сплаву  $B +$  евтектика ( $A+B$ ), хоча і в тому, і в іншому випадку в сплаві наявні дві фази —  $A$  і  $B$ .

**Правило фаз для подвійних сплавів (1 роду).** Якщо у подвійних сплавах лише одна фаза — рідина, то  $K = 2$ ,  $\Phi = 1$ ,  $C = 2 + 1 - 1 = 2$ . Це означає, що за цих умов можна змінювати температуру та концентрацію (у певних межах).

Якщо у подвійних сплавах дві фази, наприклад рідкий сплав і кристали твердої фази, то  $K = 2 + 1 - 2 = 1$ . Тобто за даних умов можна змінювати температуру, але тоді кожній температурі відповідатиме певне співвідношення фаз.

Якщо у подвійних сплавах одночасно існує три фази, наприклад рідкий сплав і дві тверді фази, як у випадку кристалізації евтектики, то  $K = 2$ ,  $\Phi = 3$ ,  $C = 2 + 1 - 3 = 0$ . Такий стан можливий лише за сталої температури і постійного складу фаз. Отже, при кристалізації евтектичного сплаву склад рідкої та твердої фаз має бути незмінним.

Структура всіх доевтектичних сплавів після затвердіння  $A +$  евтектика  $A+B$ ; евтектичних сплавів — евтектика  $A+B$ ; заевтектичних сплавів —  $B +$  евтектика  $A+B$ .

Діаграма стану сплаву свинець-сурма ( $Pb-Sb$ ). Розглянемо реальну діаграму I роду (рис. 48). Кристалізується сплав  $Pb-Sb$ . Температура плавлення евтектики, що складається з 13%  $Sb$  і 87%  $Pb$  складає 246 °С. Доевтектичні сплави, що містять менше 13%  $Sb$ , мають структуру  $Pb +$  евтектика  $Pb+Sb$ . Заевтектичні сплави, що містять у собі понад 13%  $Sb$  мають

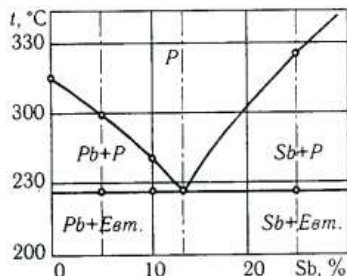


Рис. 48. Діаграма стану сплавів  $Pb-Sb$ , побудована на підставі кривих охолодження

структуру Sb + евтектика Pb+Sb. Евтектичний сплав з вмістом 13% Sb має структуру Pb+Sb.

**Правило відрізків (правило важеля).** При кристалізації змінюються склад рідини (концентрація компонентів) і кількість кожної фази, у будь-якій точці діаграми їх можна визначити. Роблять це, використовуючи правило важеля (правило відрізків).

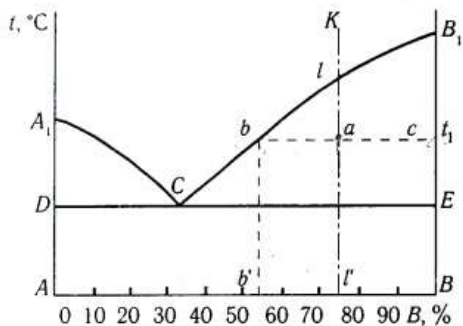


Рис. 49. Правило відрізків (правило важеля)

У точці  $a$  (рис. 49), що відповідає стану сплаву  $K$  при температурі  $t_1$ , сплав складається з кристалів  $B$  і рідини. Вище точки  $l$  сплав перебуває в однофазному стані і концентрація компонентів у цій фазі (рідині) визначається проекцією точки  $l$ . Під час охолодження зі сплаву виділяються кристали  $B$  і склад рідини змінюється — у ній збільшується вміст компонента  $A$ . За температури  $t_1$  концентрація компонента  $B$  визначається проекцією точки  $b$ . Це

максимальна кількість компонента  $B$ , яку може містити рідина при температурі  $t_1$ . У разі евтектичної температури рідина сягає евтектичної концентрації. Отже, при охолодженні сплаву  $K$  концентрація рідини зменшується за кривою  $lC$ . Кристали  $B$ , що виділилися, мають сталий склад — це чистий компонент  $B$ .

Для визначення концентрації рідкої і твердої фаз сплаву  $K$  при температурі  $t_1$  через точку  $a$  проводимо горизонтальну лінію  $bc$  до перетину з лінією  $CB_1$  і з вертикаллю. З точки опускаємо пряму на вісь абсцис. Точка  $b$  дає значення концентрації компонентів у рідкій фазі при температурі  $t_1$ . Склад твердої фази — кристали  $B$ .

Якщо маса сплаву  $K$ , прийнята за 100%, на діаграмі відповідає відрізу  $bc$ , то маса кристалів у точці  $a$  сплаву

$$g_T = \frac{ba}{bc} \cdot 100\%$$

Кількість рідини визначають відношенням:

$$g_P = \frac{ac}{bc} \cdot 100\%$$

Отже, щоб установити кількість рідкої та твердої складових, необхідно:

— провести вертикальну лінію до перетину з віссю концентрацій (лінія сплаву  $AB$ );

— для конкретної температури провести горизонтальну лінію до перетину з лініями діаграми, що обмежують дану область;

— співвідношення між рідкою та твердою фазами сплаву буде обернено пропорційним відрізкам, на які лінія сплаву ділить ізотерму;

— для визначення кількості твердої фази взяти відношення довжини відрізка, що прилягає до рідкої частини сплаву, до довжини всього відрізка;

— для визначення кількості рідкої частини сплаву взяти відношення довжини відрізка, що прилягає до твердої частини сплаву, до довжини всього відрізка.

Оскільки в ці співвідношення не входить температура, то правило відрізків справедливе для будь-яких температур і різних областей діаграм стану.

### Діаграма стану сплавів, що утворюють необмежені тверді розчини (II роду)

Обидва компоненти необмежено розчиняються у рідкому та твердому станах і не утворюють хімічних сполук. Компоненти:  $A$  і  $B$ .

Якщо два компоненти необмежено розчинні в рідкому і твердому станах, то можливе існування тільки двох фаз — рідкого розчину  $P$  та твердого розчину  $\alpha$  (рис. 50). У цьому випадку трьох фаз бути не може, кристалізація при постійній температурі не відбувається, горизонтальної лінії на діаграмі немає.

Лінія  $AmB$  є лінією ліквідусу, а лінія  $AnB$  — лінією солідусу. Точка  $1$  — початок кристалізації, точка  $2$  — кінець кристалізації (рис. 51). Між точками  $1$  і  $2$  сплав знаходиться у двофазному стані. За двох компонентів і двох фаз система моноваріантна  $C = K + 1 - \Phi = 2 + 1 - 2 = 1$ , тобто, якщо змінюється температура, змінюється і концентрація компонентів у фазах. Кожній температурі відповідає певний, цілком конкретний, склад фаз.

При  $C = 0$  рівновагу називають нонваріантною (безваріантною); при  $C = 1$  — моноваріантною (одноваріантною); при  $C = 2$  — система біваріантна (двоваріантна).

Концентрацію і кількість фаз у сплаві  $K$  в точці  $a$  (див. рис. 50) визначають за правилом відрізків, склад рідкої фази —

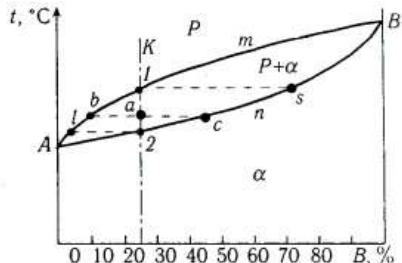


Рис. 50. Діаграма стану (необмежена розчинність у твердому стані)

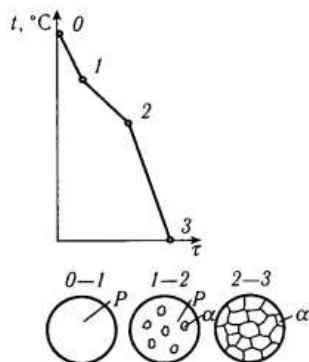


Рис. 51. Крива охолодження сплаву при утворенні твердого розчину та схема структур

проекцією точки  $b$ , що лежить на лінії ліквідусу, а склад твердої фази — проекцією точки  $c$  на лінії солідусу. Кількість фаз знаходять зі співвідношень  $ac/bc$  для рідкої фази і  $ba/bc$  — для твердої. У всьому інтервалі кристалізації (від точки 1 до точки 2) з рідкого сплаву, який має вихідну концентрацію  $K$ , виділяються кристали, багатші на тугоплавкий компонент порівняно з вихідним сплавом. Склад цих кристалів визначають проекцією  $s$ . Завершується кристалізація  $K$  у точці 2, коли остання краплина рідини, що має склад  $l$  затвердіє. Склад рідини змінюється відповідно до кривої  $l-l$ , а склад кристалів — відповідно до кривої  $s-2$ , і в момент закінчення кристалізації склад кристалів ідентичний складу вихідної фази.

Необмежені тверді розчини утворюють компоненти, що мають однакові за типом та близькі за параметрами кристалічні решітки та невелику різницю в атомних розмірах.

### Діаграма стану сплавів, що утворюють обмежені тверді розчини (III роду)

Обидва компоненти необмежено розчинні у рідкому стані, обмежено — у твердому і не утворюють хімічних сполук. Компоненти:  $A$  і  $B$ . Фази:  $P$ ,  $\alpha$ ,  $\beta$ . Залежно від того, яка реакція протікає в умовах рівноваги трьох фаз, можуть бути два види діаграм — системи з евтектикою і системи з перитектикою.

Діаграма системи з евтектикою (рис. 52). У цій системі немає фаз, що

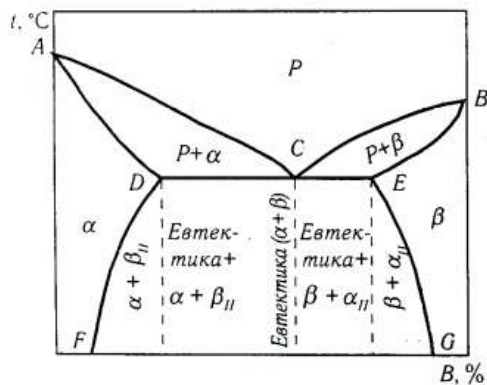


Рис. 52. Діаграма стану сплавів з евтектикою

являють собою чисті компоненти. З рідини можуть виділитися лише тверді розчини  $\alpha$  або  $\beta$ . Отже, біля вертикалей  $A$  і  $B$ , що відповідають чистим компонентам, знаходяться області твердих розчинів  $\alpha$  і  $\beta$ .

$\alpha$  — розчин компонента  $B$  у компоненті  $A$ ;  $\beta$  — розчин компонента  $A$  у компоненті  $B$ . Лінія  $ACB$  — лінія ліквідусу. Лінія  $ADCEB$  — лінія солідусу. Лінія  $DE$  — лінія евтектичного перетворення, точка  $C$  — евтектична точка.

При зниженні температури твердих розчинів  $\alpha$  і  $\beta$  відбувається їх розпад (криві  $DF$  і  $EG$ ) з виділенням вторинних твердих розчинів  $\alpha_{II}$  і  $\beta_{II}$ . Вторинними ці розчини називають тому, що утворюються вони з твердих сплавів на відміну від первинних кристалів, що виникають у процесі затвердіння рідкого сплаву. Концентрація, що відповідає точці  $D$ , характеризує межу розчинності компонента  $B$  у компоненті  $A$  за евтектичної температури. Концентрація, що відповідає точці  $E$ , характеризує межу розчинності компонента  $A$  у компоненті  $B$  при евтектичній температурі.

Діаграма системи  $t, ^\circ\text{C}$   
з перитектикою (рис. 53).

Діаграма стану такого типу характеризується тим, що після первинної кристалізації твердого розчину останній вступає в реакцію з рідиною, що залишилася, утворюючи при цьому нові кристали іншого твердого розчину. Реакцію взаємодії рідини з кристалами, що випали раніше, називають перитектичною. Лінія  $ACB$  є лінією ліквідації. Лінія  $APDB$  — лінією солідусу. Лінія  $CPD$  — лінія перитектичного перетворення. Точка  $P$  — перитектична точка (або просто перитектика).

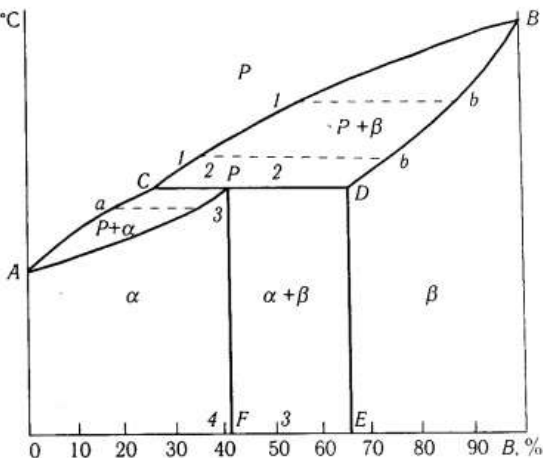


Рис. 53. Діаграма стану сплавів з перитектикою

Перитектичні перетворення спостерігаються у багатьох промислових сплавах заліза з вуглецем (до 0,5%), міді з цинком та ін.

Після досягнення перитектичної горизонталі  $CPD$  склад рідини відповідатиме точці  $C$ , а склад кристалів — точці  $D$ . Обидві ці фази реагують і дають третю фазу  $\alpha$ , концентрація якої визначається точкою  $P$ .

Перитектична реакція:  $P_C + \beta_D \rightleftharpoons \alpha_P$ .

### Діаграма стану сплавів, що утворюють хімічні сполуки (IV роду)

Діаграма системи зі стійкою хімічною сполукою (рис. 54).

Компонентами системи є речовини  $A$  і  $B$ , а твердими фазами —  $A$ ,  $A_nB_m$ , де  $A_nB_m$  — хімічна сполука, індекси якої показують, що з'єднуються між собою  $n$  атомів компонента  $A$  і  $m$  атомів компонента  $B$ . З чотирьох можливих фаз у цій системі можуть існувати три:  $P$ ,  $A$ ,  $A_nB_m$  або  $P$ ,  $B$ ,  $A_nB_m$ .

Дану діаграму стану можна розділити на дві частини: перша — сплави, утворені компонентом  $A$  з хімічною сполукою  $A_nB_m$ , друга — сплави, утворені компонентом  $B$  з хімічною сполукою  $A_nB_m$ .

Хімічна сполука  $A_nB_m$  відіграє роль самостійного компонента. Вона стійка, тому може бути нагріта до власної температури плавлення (точки  $C$ ) без розкладу. Хімічна сполука плавиться при постійній температурі. На діаграмі наявні дві евтектичні точки:  $E_1$  — суміш кристалів компонента  $A$  з хімічною сполукою та  $E_2$  — суміш кристалів компонента  $B$  з хімічною сполукою. Хімічна сполука

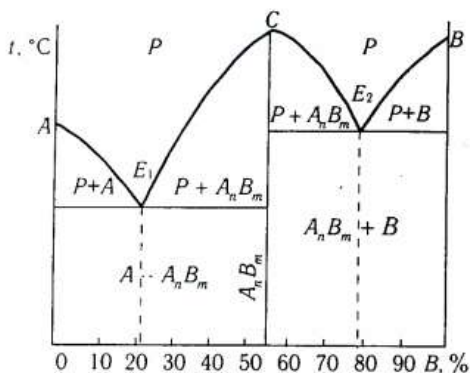


Рис. 54. Діаграма стану сплавів зі стійкою хімічною сполукою

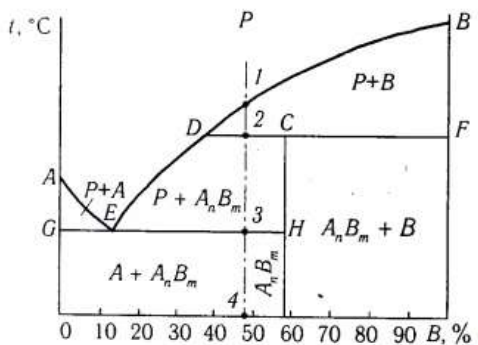


Рис. 55. Діаграма стану сплавів з нестійкою хімічною сполукою

кривою 1—D. У точці 2 утворюється нестійка хімічна сполука  $A_n B_m$ . На цьому кристалізація не завершується, а триває до точки 3; на ділянці 2—3 з рідини P випадають кристали хімічної сполуки  $A_n B_m$ . Коли концентрація рідини досягне точки E, кристалізація закінчиться. Далі рідина, що залишилася, кристалізується в евтектику з кристалів A і хімічної сполуки  $A_n B_m$ . На кривій охолодження матимемо дві площини — верхню DCF, що відповідає утворенню нестійкої хімічної сполуки, і нижню GEH, яка відповідає формуванню евтектики  $A + A_n B_m$ .

### Зв'язок між властивостями сплавів і типом діаграми стану

Зв'язок між властивостями сплавів і типом діаграми стану, показаний на рис. 56, був вперше встановлений М. С. Курнаковим.

$A_n B_m$  як самостійний компонент системи утворює окремо з компонентами A і B дві найпростіші системи. Діаграми стану цих систем схожі з діаграмою I роду.

Згідно з діаграмою IV роду обидва компоненти необмежено розчинні в рідкому стані, не розчинні у твердому і утворюють стійку хімічну сполуку.

Діаграма системи з нестійкою хімічною сполукою зображена на рис. 55.

Компоненти A і B утворюють нестійку хімічну сполуку. На лінії DCF врівноважуються три фази — рідина P концентрації D, кристали компонента B і кристали хімічної сполуки  $A_n B_m$ .

При нагріванні нестійка хімічна сполука  $A_n B_m$  розкладається на рідину P концентрації D і кристали B. При охолодженні спостерігається зворотна реакція:  $P_D + B \rightarrow A_n B_m$ . Реакція ця нагадує перитектичну, проте утворюється не новий твердий розчин, як у випадку перитектичної реакції, а хімічна сполука.

Процес кристалізації сплаву протікає так: у точці 1 починається кристалізація, випадають кристали B і концентрація рідини змінюється за



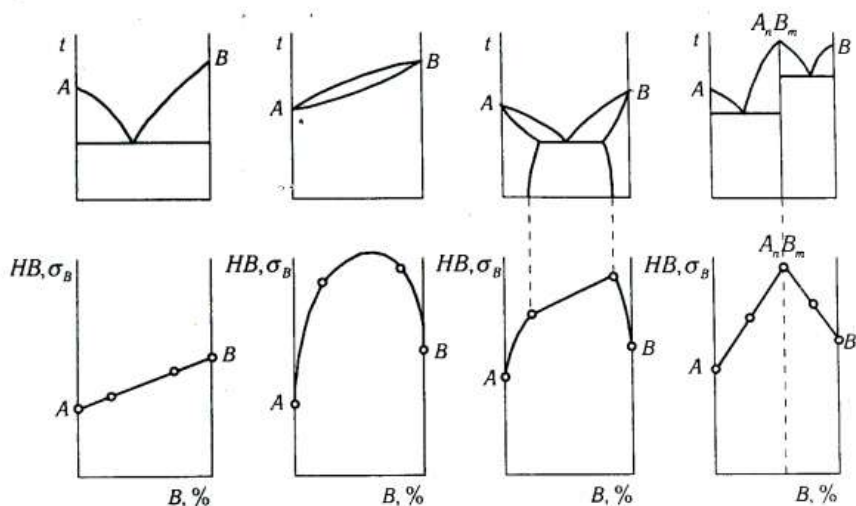


Рис. 56. Властивості сплавів і типи діаграм їх стану (за М. С. Курнаковим)

По осях ординат діаграм (рис. 56) відкладають показники властивостей (границю міцності, твердість, електричний опір та ін.), а по осях абсцис — концентрацію сплаву.

У сплавах, які твердіють за діаграмою стану I типу, в твердому стані міститься механічна суміш вихідних компонентів. Зміна властивостей цих сплавів відбувається за лінійним законом.

Властивості сплавів, які тверднуть за діаграмою стану II типу (які утворюють тверді розчини), змінюються по кривій лінії. Це зумовлено тим, що внаслідок викривлення кристалічної решітки розчинника твердий розчин має більш високу міцність і твердість, ніж вихідні компоненти. Таким чином, тверді розчини мають підвищені значення твердості і границі міцності. При цьому високі показники міцності звичайно поєднуються з високою пластичністю. Тому сплави, які утворюють однорідні тверді розчини, звичайно легко обробляються тиском (прокатування, кування, штампування). У той самий час вони мають низькі ливарні властивості (схильні до утворення тріщин при кристалізації). Утворення твердих розчинів завжди призводить до збільшення електричного опору.

При утворенні твердих розчинів з обмеженою розчинністю (кристалізуються за діаграмою стану III типу, див. рис. 52) властивості однофазних твердих розчинів змінюються за кривою, а властивості суміші двох фаз — за прямою.

Ливарні властивості сплавів, які утворюють тверді розчини з обмеженою розчинністю, залежать від інтервалу температур кристалізації. Чим більший цей

інтервал, тим менша текучість сплаву і тим більша його схильність до ліквіації. Тому для одержання добрих ливарних властивостей концентрація компонентів сплавів повинна бути близькою до евтектичного складу.

Однофазні сплави твердих розчинів з обмеженою розчинністю мають високу пластичність і добре прокатуються, куються, пресуються. Проте при появі у структурі евтектики пластичність різко знижується.

Характерною особливістю властивостей сплавів, які кристалізуються за діаграмою сплаву IV типу (рис. 54), є велика твердість, підвищена крихкість, високий електричний опір, низька схильність до пластичної деформації. Властивості залежать від складу по прямій лінії (в ряді випадків по кривій). Дві прямі перетинаються у точці, яка відповідає чистій хімічній сполуці і називається сингулярною точкою. Концентрація, яка відповідає хімічній сполуці, має максимум або мінімум властивостей (наприклад, максимальну твердість і мінімальну пластичність).

Твердість багатьох хімічних сполук значно перевищує твердість більш твердого компонента. Наприклад, Sn і Mg, Cu і Sn утворюють дуже тверді хімічні сполуки  $Mg_2Sn$ ,  $Cu_3Sn$  тощо. Особливо різко підвищується твердість при утворенні хімічних сполук деяких металів з металоїдами — C і N. Карбіди Cr, W, V, Ti та інших металів мають дуже високу твердість. Через це дані хімічні сполуки широко застосовуються для виготовлення різального інструменту.

Діаграми стану сплавів з поліморфним перетворенням зображені на рис. 57.

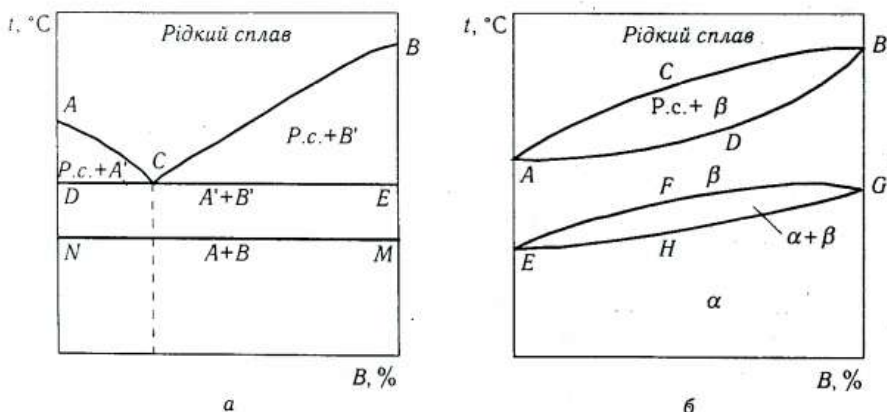


Рис. 57. Діаграми стану I роду а і II роду б сплавів з алотропічним перетворенням

### Діаграми стану потрійних сплавів

Значна кількість сплавів, що застосовуються у техніці, складається більш як з двох компонентів. У деяких випадках кількість третього компонента надто мала або його вплив настільки незначний, що систему практично розглядають

як подвійну. Тоді обмежуються згадкою про вплив третього компонента (сталь, чавун та ін.). Проте, коли концентрація третього елемента велика або його вплив досить суттєвий, сплави слід розглядати як потрійну систему.

Діаграма стану потрійних сплавів має вигляд тригранної призми (рис. 58). Основою призми є рівнобічний трикутник, на гранях якого відкладають концентрацію компонентів. Трикутник називають концентраційним. Компоненти, що утворюють сплав, вказують біля вершин трикутника, відповідні подвійні сплави — на боках трикутника, а потрійні сплави — точками всередині трикутника.

Для визначення складу потрійного сплаву використовують властивості рівнобічного трикутника: якщо через будь-яку точку всередині трикутника, наприклад  $M$ , провести прямі, паралельні сторонам, сума відрізків  $a, b, c$ , виділених на сторонах, дорівнює стороні трикутника  $a + b + c = AB = BC = CA$ . За 100% одного з компонентів приймають сторону трикутника. Для визначення складу сплаву  $M$  користуються відрізками  $Mh, Mk, Mg$ , які дорівнюють відрізкам  $a, b$  і  $c$ . Відлік ведуть за годинниковою стрілкою, тоді відрізок  $a$  вкаже вміст компонента  $A$ , відрізок  $b$  — вміст компонента  $B$ , відрізок  $c$  — вміст компонента  $C$ .

Температури відкладають по висоті призми. Для визначення фазового та структурного складу потрібного сплаву залежно від концентрації і температури будують просторове зображення діаграми (рис. 59).

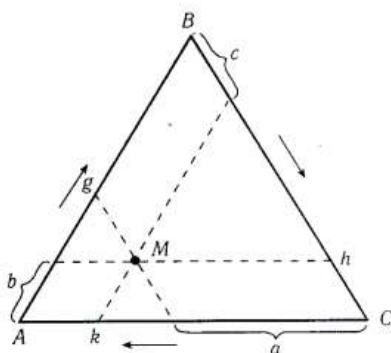


Рис. 58. Концентраційний трикутник потрійної системи

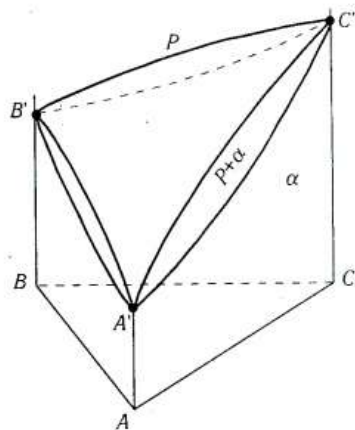


Рис. 59. Діаграма стану потрійних сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у рідкому і твердому станах

## ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ

## 6.1. КОМПОНЕНТИ І ФАЗИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

## Залізо та його сполуки з вуглецем

Основними технічними сплавами, що застосовуються у сучасній техніці, є сплави заліза з вуглецем — сталі та чавуни.

*Залізо* — метал сріблястого кольору, атомний номер 26, температура плавлення 1539 °С. Чисте залізо містить 99,999 % Fe, технічне — залізо 99,8—99,9 % Fe.

Залізо існує у двох кристалічних формах — ОЦК і ГЦК. При температурі нижчій від 911 °С існує  $\alpha$ -залізо. При температурі вищій за 1392 °С залізо позначають як  $\delta$ -залізо. Кристалічна решітка  $\alpha$  і  $\delta$ -заліза ОЦК. Період решітки  $\alpha$ -заліза до температури 911 °С становить 2,86 Å, вище температури 1392 °С — 2,93 Å. Густина  $\alpha$ -заліза 7680 кг/м<sup>3</sup>. До температури 768 °С (точка Кюрі)  $\alpha$ -залізо магнітне, вище цієї температури — немагнітне ( $\beta$ -залізо).

$\gamma$ -залізо існує в інтервалі температур 911—1392 °С. Кристалічна решітка  $\gamma$ -заліза ГЦК з періодом 3,65 Å. Густина  $\gamma$ -заліза (отримана екстраполяцією при 20 °С) дорівнює 8100 кг/м<sup>3</sup>.  $\gamma$ -залізо немагнітне.

Крива охолодження заліза показана на рис. 60.

*Вуглець* — неметалевий елемент, атомний номер 6, густина 2500 кг/м<sup>3</sup>, температура плавлення 3500 °С: Вуглець поліморфний. У звичайних умовах він є модифікацією графіту, але може існувати і як метастабільна модифікація алмазу. Вуглець розчиняється в залізі в рідкому і твердому станах, а також може знаходитись у вигляді хімічної сполуки (цементиту), а у високовуглецевих сплавах у формі графіту.

Компонентами системи Fe — Fe<sub>3</sub>C є залізо і цементит. Фази: рідкий сплав, ферит, аустеніт і цементит.

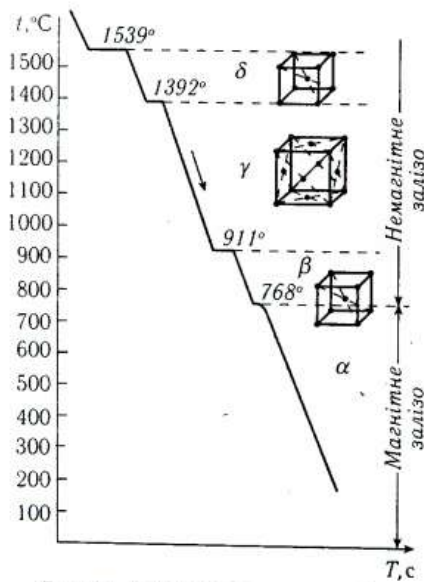


Рис. 60. Крива охолодження заліза

Рідкий сплав існує вище лінії ліквідусу. Залізо добре розчиняє вуглець і утворює однорідну рідку фазу, в твердому стані — ферит, аустеніт, цементит.

*Ферит* — твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Розрізняють низькотемпературний  $\alpha$ -ферит з розчинністю 0,02 % і високотемпературний  $\delta$ -ферит з межевою розчинністю 0,1 %. Ферит м'який *HB* 80–100, пластичний, має чітко виражені магнітні властивості, добре проводить тепло та електрику, решітка фериту кубічна, об'ємоцентрована.

*Аустеніт* — твердий розчин вуглецю в  $\gamma$ -залізі, має кубічну гранецентровану решітку. Межова розчинність вуглецю в  $\gamma$ -залізі 2,14%. Аустеніт м'який (*HB* 200), магнітних властивостей не має.

*Цементит* — хімічна сполука заліза з вуглецем — карбід заліза  $Fe_3C$  із вмістом вуглецю 6,67 %. Цементит дуже твердий і крихкий *HB* 800, магнітні властивості виражені слабо, погано проводить електричний струм і теплоту, кристалічна решітка складна. Температура плавлення цементиту точно не встановлена у зв'язку з можливістю його розпаду.

Структурні складові сплавів заліза (сталей і чавунів) — перліт і ледебурит.

*Перліт* — це евтектоїдна суміш фериту та цементиту у вигляді дуже тонких пластинок або зерен. Евтектоїдна суміш утворюється внаслідок розпаду аустеніту при температурі 727 °С. Вміст вуглецю у перліті складає 0,8 %. Перліт буває пластинчастий або зернистий, що залежить від умов його утворення.

Звичайно в пластинчастому перліті цементит розташований у фериті пластинами. У зернистому перліті цементит має кулясту форму і знаходиться в фериті у вигляді зерен. Зернистий перліт можна отримати при тривалій витримці пластинчастого перліту при температурі близько 700 °С.

Механічні властивості перліту залежать від ступеню подрібнення часток цементиту.

*Ледебурит* — евтектична суміш аустеніту та цементиту, що містить 4,3 % вуглецю. Ледебурит утворюється при затвердінні залізвуглецевих сплавів при температурі 1147 °С. У інтервалі температур від 1147 °С до 727 °С він являє собою механічну суміш зерен аустеніту та пластинок первинного цементиту, що випав із розплаву; нижче 727 °С ледебурит складається із перліту, що утворився при розпаді аустеніту і первинного цементиту.

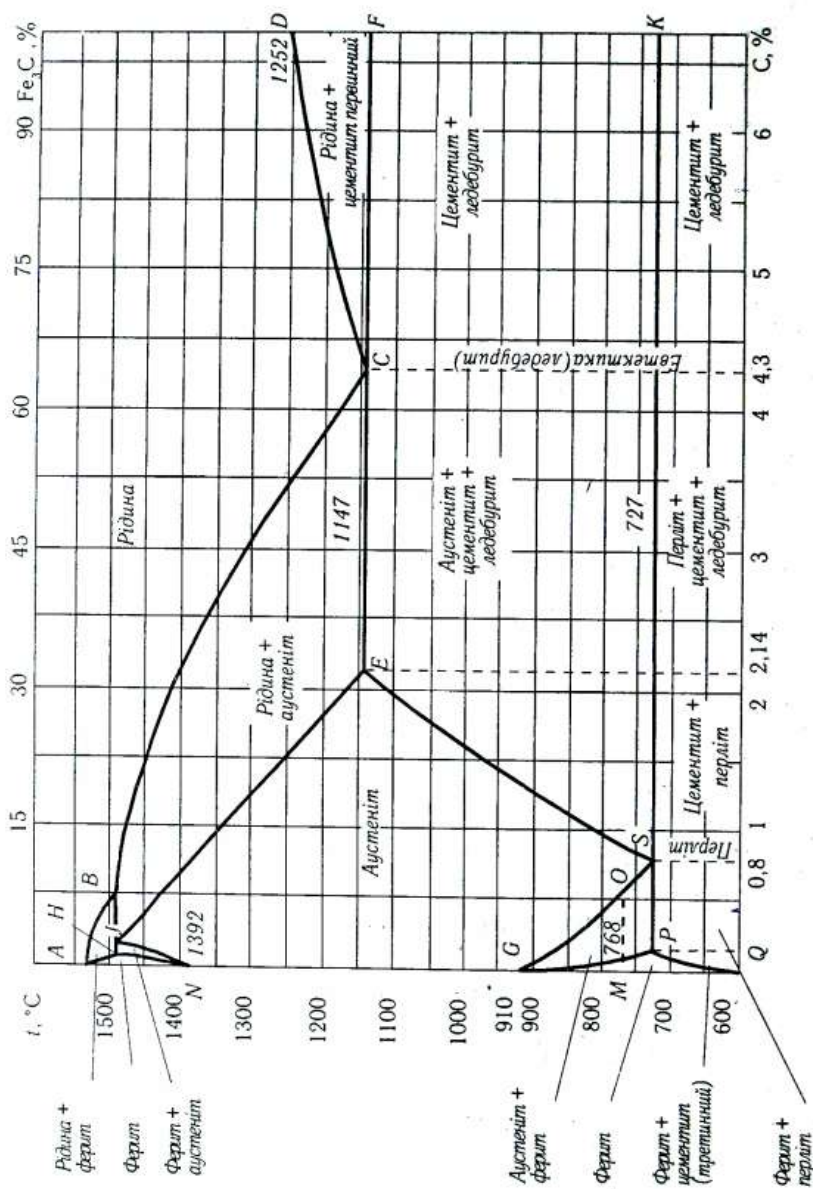
Ледебурит характеризується високою твердістю *HB* 700 і крихкістю.

### Діаграма стану системи залізо — цементит

Діаграма стану системи залізо — цементит (вуглець) дає уяву про фазовий склад і структуру сплавів з концентрацією від чистого заліза до цементиту — 6,67 % С (див. рис. 61), вісь абсцис (концентраційна вісь) тут подвійна: вміст цементиту  $Fe_3C$  і вміст вуглецю С.

Діаграмою стану системи  $Fe - Fe_3C$  користуються при дослідженні сталі та білих чавунів, тобто таких сплавів, у яких немає вільного вуглецю (графіту). Система  $Fe - Fe_3C$  метастабільна.

Система  $Fe - C$  повністю рівноважна. Діаграмою стану системи  $Fe - C$  користуються при вивченні структур залізвуглецевих сплавів, у яких вуглець

Рис. 61. Діаграма стану системи Fe—Fe<sub>3</sub>C

знаходиться у вигляді графіту (наприклад, сірих, половинчастих, ковких і високоміцних чавунів).

Необхідно зазначити, що помноживши вміст вуглецю на коефіцієнт 15, можна встановити концентрацію цементиту в сталі і чавуні у відсотках за масою і об'ємом.

Лінія  $ABCD$  є ліквідусом системи, лінія  $AHIECF$  — солідусом. Точка  $A$  (1539 °C) відповідає температурі плавлення заліза, а точка  $D$  (1252 °C) — температурі плавлення цементиту. Точки  $N$  (1392 °C) і  $G$  (911 °C) — точки поліморфного перетворення відповідно  $\delta \rightleftharpoons \gamma$ ,  $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ . Відрізок  $AB$  відповідає температурі початку кристалізації  $\delta$ -фериту  $\Phi$  з рідкого сплаву; відрізок  $BC$  — температурі початку кристалізації аустеніту  $A$  з рідкого сплаву  $P$ ; відрізок  $CD$  — температурі початку кристалізації первинного цементиту  $C$  з рідкого сплаву  $P$ ; лінія  $AH$  є температурною межею області рідкого сплаву і кристалів  $\delta$ -фериту  $\Phi$ ; нижче цієї лінії існує тільки  $\delta$ -ферит.

Три горизонтальні лінії на діаграмі  $HJB$ ,  $ECF$  і  $PSK$  відповідають трьом нонваріантним реакціям. При 1499 °C відбувається перитектична реакція  $P_e + \Phi_n = A_s$  — лінія  $HJB$ , у результаті якої утворюється аустеніт. Реакція ця спостерігається тільки в сплавах, у яких вміст вуглецю знаходиться в межах від 0,1 до 0,5 %.

При 1147 °C протікає евтектична реакція  $P_c \rightarrow A_e + C_f$  з утворенням евтектичної суміші — горизонталь  $ECF$ . Евтектичну суміш аустеніту й цементиту називають *ледебуритом*. Реакція проходить у всіх сплавах системи, що містить вуглецю понад 2,14 %.

При 727 °C протікає евтектоїдна реакція  $A_s \rightarrow \Phi_p + C_k$ , у результаті якої утворюється перліт  $P$  — горизонталь  $PSK$ . Суміш фериту та цементиту називають перлітом. Евтектоїдного перетворення зазнає й аустеніт, що входить до складу ледебуриту. При температурі нижче 727 °C ледебурит являє собою механічну суміш перліту та цементиту, іноді його називають ледебуритом перетворення  $L$ .

Розглянемо послідовність перетворення сплаву Fe—C концентрації 1, який містить менше 0,1 % вуглецю, наприклад, 0,05 % (рис. 62), ліва верхня частина діаграми стану системи залізо — цементит (рис. 61).

У точці 1 починають виділятися кристали твердого розчину  $\delta$ -фериту (рис. 62). З пониженням температури число кристалів збільшується, концентрація рідини змінюється по лінії  $AB$ , а вміст твердої фази по лінії  $AH$ . У точці  $a$  концентрація рідини відповідає проекції точки  $c$  на вісь абсцис, а твердої фази — проекції точки  $b$  на цю саму вісь. Кількість твердої фази визначається відношенням відрізків  $ac/bc$ , кількість рідкої фази — відношенням відрізків  $ba/bc$ . У точці 2 кристалізація завершується, утворюється однорідний твердий розчин  $\delta$ -фериту. Далі від точки 2 до точки 3 не проходить жодних перетворень, сплав просто охолоджується. У точці 3 починається перебудова решітки фериту ОЦК на решітку аустеніту ГЦК, і ця перебудова (перетворення) закінчується в точці 4. Концентрація фаз змінюється відповідно з положенням ліній  $HN$  і  $JN$ . У точці  $d$  концентрація  $\delta$ -фази визначається

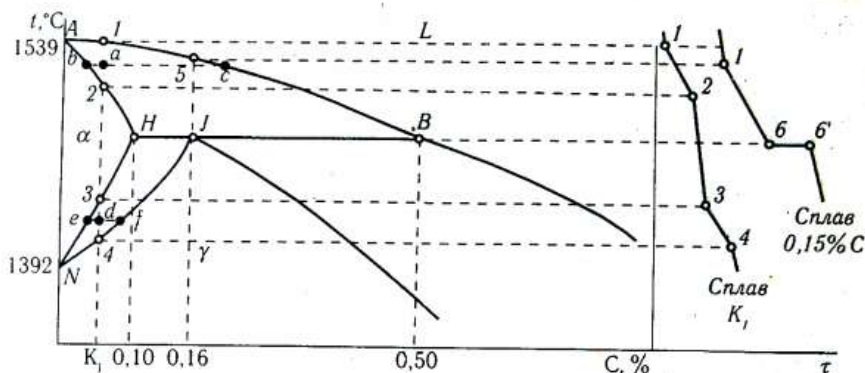


Рис. 62. Частина діаграми системи Fe—C.  
Первинна кристалізація маловуглецевих сплавів

проекцією точки  $e$ , концентрація  $\gamma$ -фази — проекцією точки  $f$ , кількість фаз — відношенням відрізків, тобто  $\delta/\gamma = df/ed$ . Охолодження сплаву Fe—C із вмістом вуглецю 0,16% протікає спочатку так само, як і сплаву I, і починається з виділення  $\delta$ -фази змінної концентрації (рис. 62), точка 5. У точці J при 1499°C рідина приймає концентрацію B, а  $\delta$ -фаза — концентрацію H; і починає утворюватись  $\gamma$ -фаза концентрації J. Через наявність трьох фаз перетворення протікає при сталій температурі. Відрізок 6—6' є горизонтальним. У результаті реакції  $P_B + \Phi_H \rightarrow A_J$  утворюється аустеніт  $\gamma$ -фаза концентрації 0,16% C. При вмісті вуглецю менше або більше 0,16%, тобто лівіше або правіше точки J, після завершення перитектичної реакції залишаються в надмірі  $\delta$ -фаза або рідина, яка при подальшому охолодженні перетворюється на  $\gamma$ -фазу.

Розглянемо частину діаграми стану Fe — Fe<sub>3</sub>C, що стосується вмісту 2,14—6,67 % C (рис. 63). Крива охолодження сплаву типова для всіх сплавів з концентрацією 2,14—4,3 % C, тобто розташованих від точки E до точки C. Кристалізація зерен аустеніту починається в точці I і завершується в точці 2. З пониженням температури склад аустеніту змінюється по лінії солідусу від точки a до точки E, а склад рідкої фази — від точки B до точки C. При температурі 1147°C рідина, що залишилася, зазнає евтектичного перетворення  $P_C \rightarrow A_E + \Pi_F$  — точка 2. При температурах між лініями ECF і PSK сплав має структуру  $A + \Pi(A + \Pi) + \Pi_{II}$ . І в цих сплавах утворюється фаза  $\Pi_{II}$ , оскільки під час охолодження склад аустеніту також змінюватиметься по лінії ES (у бік зменшення вмісту вуглецю). При температурі 727°C відбувається евтектидне перетворення  $A_s \rightarrow \Phi_s + \Pi_s$  — лінія PSK — нижче цієї температури сплав матиме структуру  $\Pi + \Pi(\Pi + \Pi) + \Pi_{II}$ .

При охолодженні сплаву VI (4,3 %) при температурі 1147°C вся рідина перетворюється на ледебурит — точка C, який з пониженням температури зазнає перетворень, аналогічних тим, що відбулися у сплаві VII.



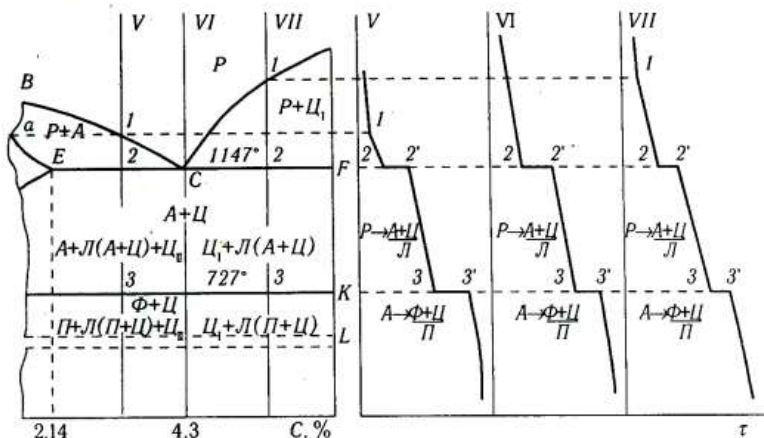


Рис. 63. Частина діаграми системи Fe—C (від 2 до 6,67 % C)

У сплавах з вмістом вуглецю від 4,3 % до 6,67 % (сплав VII) у точці I починається утворення кристалів цементиту  $U_1$ . У точці 2 протікає евтектичне перетворення. Структура сплаву між лініями  $ECF$  і  $PSK$  —  $U_1 + L(A + U)$ . При  $727^\circ\text{C}$  зазнає евтектоїдного перетворення аустеніт. Остаточна структура сплаву нижче  $727^\circ\text{C}$   $C + L(P + U)$ .

Хімічні та фізичні властивості фаз  $U_1$ ,  $U_2$  і  $U_3$  однакові. Сильно позначається на механічних властивостях сплавів різниця в розмірах і розташуванні цих виділень.

Усі сплави системи Fe —  $\text{Fe}_3\text{C}$  діляться на дві великі групи — сталі та чавуни.

### Критичні точки у залізобуглецевих сплавах

Критичними точками сплаву називають точки, що відповідають значенням температур, при яких відбуваються певні перетворення. Критичні точки позначають особливими символами, введеними французьким ученим Ф. Осмондом. Вони дістали загальне застосування, оскільки скоротили характеристику перетворень, що проходять у сплавах заліза з вуглецем. Кожну критичну точку заповнено позначати великою літерою А з відповідним індексом справа (знизу). Отже, існують такі позначення:

$A_1$  — для точок, що відповідають лінії  $PSK$ , тобто евтектоїдному перетворенню;  
 $A_2$  — для магнітного перетворення  $\alpha$ -заліза по лінії  $MO$  при  $768^\circ\text{C}$  (точка Кюрі);  
 $A_3$  — для точок лінії  $GOS$ , тобто для алотропічного перетворення  $\gamma$ -заліза на  $\alpha$ -залізо, що відповідає початку виділення фериту з аустеніту;

$A_{cm}$  — для точок лінії  $SE$ , що відповідають початку виділення вторинного надмірного цементиту з аустеніту (або завершення його розчинення);

$A_4$  — для переходу  $\delta$ -заліза в  $\gamma$ -залізо і зворотного переходу (точки на лінії  $NH$ ) при температурі 1392 °С і вище.

Практично встановлено, що температури критичних точок бувають різними залежно від того, відбувається нагрівання чи охолодження (тобто має місце термічний гістерезис). Тому треба вказати, про яку критичну точку йдеться — отриману при охолодженні чи нагріванні. Так, при охолодженні поруч з літерою  $A$  ставлять індекс  $r$  наприклад  $A_{r1}$ ,  $A_{r2}$ , при нагріванні — індекс  $s$ , наприклад  $A_{s1}$ ,  $A_{s2}$ .

## 6.2. ВУГЛЕЦЕВІ СТАЛІ

*Вуглецеві сталі* — це сплави заліза з вуглецем, що містять до 2,14% С і постійні домішки Mn, Si, S і P. Нагадаємо, що основним металевим матеріалом промисловості є вуглецева сталь.

### Вплив вуглецю та домішок на властивості сталі

Сталь, як один з головних конструкційних матеріалів сучасності не є двокомпонентним залізвуглецевим сплавом. Крім цих двох основних елементів сталі містять багато різних домішок, які можна поділити на постійні, випадкові та спеціальні. Всі ці елементи впливають на властивості сталі.

*Вуглець* — це найважливіший елемент, який обумовлює структуру й властивості сталі, її поведінку при виробництві і експлуатації. Структура сталі після охолодження складається з фериту й цементиту. Чим більше буде в сталі вуглецю, тим більше буде цементиту, дуже твердої фази. Завдяки цьому твердість і міцність сталі підвищуються (рис. 64). Поряд з цим відносно видовження й звуження, а також ударна в'язкість зменшуються. Але в той же час, якщо простежити характер зміни границі міцності, можна побачити, що при концентрації більшій ніж 0,9% С границя міцності починає знижуватися.

Це пояснюється особливостями структури заевтектонічних сталей, де по межах зерен утворюється вторинний цементит у вигляді сітки, яка з підвищенням

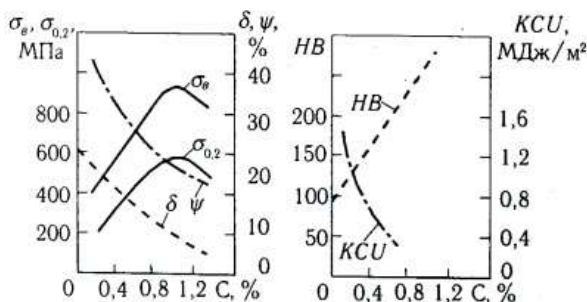


Рис. 64. Вплив вуглецю на механічні властивості сталей

концентрації вуглецю стає безперервною. При випробуванні на розтяг цементит, як крихка фаза, полегшує руйнування.

#### *Постійні домішки.*

До домішок, що завжди присутні в сталі, відносять марганець, кремній, сірку й фосфор, кисень, водень і азот. Концентрація цих елементів як домішок, пов'язана з існуючою

технологією виробництва сталі і не повинна перевищувати відповідно: 0,8 % Mn, 0,37 % Si, 0,06 % S й 0,07 % P.

*Марганець* є корисною домішкою в сталі, яку вводять у процесі розкислення. Він має більшу спорідненість з киснем, ніж залізо, й сприяє усуненню шкідливих домішок закису заліза за реакцією:  $\text{FeO} + \text{Mn} = \text{MnO} + \text{Fe}$ . Марганець при виплаці утворює сульфід  $\text{MnS}$ . Значна кількість сульфідів марганцю спливає разом зі шлаком. Марганець підвищує міцність, пружність і прогартуваність.

*Кремній* також позитивно впливає на властивості сталі в переважній більшості випадків, бо значно підвищує її пружність і міцність. Як правило, кількість цієї домішки становить 0,35—0,37 %. Але в сталях, призначених для глибокого штампування, концентрацію кремнію встановлюють на рівні 0,17 %, а інколи навіть 0,07 % через його негативний вплив на пластичність сталі.

*Сірка* є шкідливою домішкою в сталі, куди вона потрапляє з руди або палива. Із залізом сірка утворює хімічну сполуку — сульфід заліза  $\text{FeS}$ , який практично не розчиняється в залізі у твердому стані. Діаграма фазової рівноваги Fe—FeS (рис. 65) свідчить про утворення евтектики Fe+FeS з температурою плавлення 988 °C, тобто дуже низькою для залізобуглецевих сплавів. Ця евтектика присутня в структурі сталі навіть при надзвичайно малій наявності сірки, і розміщується по межах зерен. Під час гарячого пластичного деформування з температурою процесу 1000—1200 °C евтектика розплавляється, через що в місцях її розташування виникають надриви або тріщини. Це явище називається *явищем червонолажкості*.

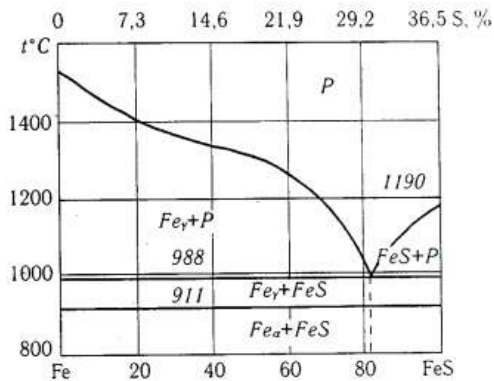


Рис. 65. Діаграма стану Fe—FeS

Крім того, сірчані сполуки значно знижують механічні властивості сталі, особливо ударну в'язкість, пластичність, а також погіршують зварюваність й корозійну стійкість. Тому кількість сірки в сталі обмежують. Найбільшу кількість до 0,05 % S мають сталі звичайної якості, в якісних сталях вона становить до 0,04 %, у високоякісних — до 0,025 %, а в особливо високоякісних — до 0,015 %. Але в деяких випадках сірка може бути й корисним елементом, тому що вона полегшує обробку сталі різанням. Такі сталі називають автоматними, їх оброблюють на верстатах-автоматах, а кількість S підвищують до 0,15—0,25 %. Поряд з сіркою збільшують й кількість марганцю, через що сірчасті

сполуки, головним чином  $MnS$ , розміщуються не по межах зерен, а всередині і тому менш негативно впливають на пластичність сталі.

**Фосфор** — шкідлива домішка. Він розчиняється в фериті й аустеніті і значно викривлює кристалічну решітку заліза. В'язкість падає — сталь стає *холоднолажкою*. Негативний вплив фосфору посилюється внаслідок схильності до ліквіації. Найбільша його кількість допускається в сталях звичайної якості — 0,04 % P, в якісних сталях — 0,035 % P, а в високоякісних — 0,025 % P.

Газові домішки азоту, кисню й водню іноді називають *прихованими* через невелику їх наявність в сталі: 0,002—0,008 % O, 0,002—0,007 % N, 0,0001—0,0007 % H. Вони можуть знаходитися в сталі у вигляді:

- крихких неметалевих включень (оксиди  $FeO$ ,  $Al_2O_3$ , нітриди  $Fe_4N$ );
- твердого розчину;
- у вільному вигляді в дефектних ділянках металу (тріщинах, раковинах та ін.).

Ці домішки розміщуються, головним чином, по межах зерен, що знижує опір крихкому руйнуванню. Крім того, неметалеві включення — це концентратори напружень. Наявність водню призводить до виникнення флокенів — невеликих тріщин овальної форми, які значно погіршують всі властивості сталі.

Сучасним ефективним засобом зменшення кількості цих домішок в сталі є вакуумування.

*Випадковою домішкою* в сталі може бути будь-який елемент, що потрапляє в шихту разом з металевим брухтом або чавуном під час виплавки сталі. Такі домішки звичайно присутні у невеликих кількостях, тому не мають значного впливу на властивості сталі.

*Спеціальні домішки* — це елементи, які додають в сталь спеціально з метою зміни її властивостей в заданому напрямку, тому їх ще називають легуючими елементами, а сталі, що їх містять — *легованими сталями*. Найчастіше як легуючі елементи використовують Ni, Cr, Ti, Mn, Mo, W, Al та інші.

## Класифікація вуглецевих сталей

Вуглецеві сталі класифікують за структурою, способом виробництва і розкислення, за якістю.

За структурою розрізняють: доевтектоїдну сталь, що містить до 0,8 % C, структура якої складається із фериту і перліту; евтектоїдну, що містить біля 0,8 % C, структура якої складається тільки з перліту; заевтектоїдну, що містить 0,8—2,14 % C, структура якої складається із зерен перліту, навколо яких розміщена сітка цементиту.

За способом виробництва розрізняють сталі, що виплавляються в електропечах, мартенівських печах і киснево-конверторним способом.

За способом розкислення розрізняють кип'ячі, напівпокійні і спокійні сталі.

За якістю розділяють сталі на звичайної якості і якісні. Сталі звичайної якості містять не більше 0,05 % S і не більше 0,04 % P. Якісні сталі містять

не більше 0,04 % S (у випадку інструментальних сталей до 0,03 % S) і не більше 0,035 % P, вони менш забруднені неметалічними включеннями і газами. В особливо відповідальних випадках ці сталі містять менш ніж 0,02 % S і 0,03 % P.

Тому при однаковому вмісті вуглецю якісні сталі мають більш високі пластичність і в'язкість, особливо при низьких температурах. Якісні сталі застосовують ширше для виготовлення виробів, що експлуатуються при низьких кліматичних температурах, зокрема в умовах Півночі.

Сталі звичайної якості виготовляють згідно ГОСТ 380-88. Виплавлення їх проводиться у великих мартенівських печах і кисневих конверторах. Позначають їх буквами «Ст» і цифрами від 0 до 6, наприклад: Ст0, Ст1 — Ст6. Букви «Ст» позначають «Сталь», цифри — умовний номер марки сталі в залежності від її хімічного складу. В кінці позначення марки стоять букви «кп», «пс», «сп», які вказують на метод розкислення: «кп» — кипляча, «пс» — напівспокійна, «сп» — спокійна.

Хімічний склад сталі повинен відповідати нормам, наведеними в табл. 7.

Таблиця 7

## Хімічний склад вуглецевих сталей звичайної якості, ГОСТ 380-88

Марка сталі	C, %	Mn, %	Si, %
Ст0	≤0,23	—	—
Ст1кп	0,06—0,12	0,25—0,5	≤0,05
Ст1сп	0,06—0,12	0,25—0,5	0,12—0,3
Ст2кп	0,09—0,15	0,25—0,5	0,07
Ст2сп	0,09—0,15	0,25—0,5	0,12—0,3
Ст3кп	0,14—0,22	0,3—0,6	≤0,07
Ст3 пс	0,14—0,22	0,4—0,65	0,05—0,17
Ст3сп	0,14—0,22	0,4—0,65	0,12—0,3
Ст4кп	0,18—0,27	0,4—0,7	≤0,07
Ст4сп	0,18—0,27	0,4—0,7	0,12—0,3
Ст5пс	0,28—0,37	0,5—0,8	0,05—0,17
Ст5сп	0,28—0,37	0,5—0,8	0,15—0,35
Ст6пс	0,38—0,49	0,5—0,8	0,05—0,17
Ст6сп	0,38—0,49	0,5—0,8	0,15—0,35

Чим більша цифра умовного номера сталі, тим вище вміст вуглецю. В сталях всіх марок крім Ст0, повинно бути не більше 0,05 % S та 0,04 % P. Сталь марки Ст0 містить не більше 0,06 % S та 0,07 % P.

Якісні вуглецеві сталі виплавляються в електропечах, кисневих конверторах і мартенівських печах відповідно ГОСТ 1050-88. Якісні сталі поставляють за хімічним складом і за механічними властивостями (табл. 8). До них висувають більш жорсткі вимоги по вмісту шкідливих домішок — не більше 0,04 % S та 0,035 % P.

Таблиця 8

## Склад і властивості деяких марок якісних вуглецевих сталей, ГОСТ 1050-88

Марка сталі	C, %	Mn, %	Si, %	Сг, % не більше	Механічні властивості, не менше				
					$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCU*, Дж/см <sup>2</sup>
08	0,05—0,12	0,35—0,65	0,17—0,37	0,10	196	320	33	60	—
10	0,07—0,14	0,35—0,65	0,17—0,37	0,15	205	330	31	55	—
15	0,12—0,19	0,35—0,65	0,17—0,37	0,25	225	370	27	55	—
20	0,17—0,24	0,35—0,65	0,17—0,37	0,25	245	410	25	55	—
25	0,22—0,30	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	275	450	23	50	88
30	0,27—0,35	0,50—0,80	0,17—0,37	0,5	295	490	21	50	78
35	0,32—0,40	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	315	530	20	45	69
40	0,37—0,45	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	335	570	19	45	59
45	0,42—0,50	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	355	600	16	40	49
50	0,47—0,55	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	375	630	14	40	38
55	0,52—0,60	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	380	650	13	35	—
60	0,57—0,65	0,50—0,80	0,17—0,37	0,25	400	680	12	35	—

\*Норми ударної в'язкості встановлюються споживачем на термічно оброблених (гартування + відпуск) зразках.

Якісні вуглецеві сталі маркують двозначними цифрами 05, 10, 15—60, які вказують на середній вміст вуглецю в сотих долях відсотка.

При позначенні киплячої або напівспокійної сталі в кінці марки вказується ступінь розкисленості буквами «кп», «пс». У випадку спокійної сталі ступінь розкисленості не вказується.

За вмістом вуглецю якісні вуглецеві сталі поділяються на низьковуглецеві до 0,25 % C, середньовуглецеві 0,3—0,5 % C і високовуглецеві конструкційні до 0,65 % C.

Для виробів відповідального призначення застосовують високоякісні сталі з більш низьким вмістом сірки і фосфору. Низький вміст шкідливих домішок

у високоякісних сталях не більше 0,02 % S та 0,03 % P ускладнює їх виробництво і робить їх більш дорогими, тому високоякісними сталями виготовляють не вуглецеві, а леговані сталі. При позначенні високоякісних сталей в кінці марки добавляється буква «А», наприклад сталь У10А.

Вуглецеві сталі, що містять 0,7—1,3 % С, використовують для виготовлення ударного і ріжучого інструменту. Їх маркують У7, У13, де «У» означає вуглецеву сталь, а цифра — вміст вуглецю в десятих долях відсотка.

### 6.3. ЧАВУНИ

*Чавунами* називають багатокomпонентні високовуглецеві сплави на основі заліза, що містять понад 2,14 % С; 1,0—3,5 % Si; 0,5—1,0 % Mn; до 0,3 % P та 0,2 % S. Більшу частину виплавленого чавуну переробляють у сталь, однак не менше як 20 % його використовують для виготовлення литих деталей машин та інших виробів. Через низьку пластичність чавун не підлягає обробці тиском.

Чавун відрізняється високими ливарними властивостями, вироби з нього виготовляють різними методами литва. Понад 75 % всіх виливків отримують з чавунів. Сплав є не тільки одним із основних ливарних матеріалів сучасності, але буде актуальним і в майбутньому.

У чавунів більш низька, ніж у сталей, температура плавлення, висока рідкотекучість, мала усадка, менша схильність до утворення усадкових тріщин, що дозволяє відливати деталі складної форми. Високоміцні чавуни за деякими службовими властивостями стоять поряд з багатьма кованими сталями, в той час як використання чавунів на заміну кованих сталей завжди економічно вигідне завдяки отриманню деталі з розплаву, минаючи операції обробки тиском.

Крім використання в металургії та машинобудуванні для отримання виливниць, станин верстатів та інших виробів з чавуну, виготовляють деталі машин, які повинні мати високу конструкційну міцність, підвищену твердість, зносостійкість, високу циклічну в'язкість, тобто здатність гасити вібрацію (колінчасті вали та шестерні з високоміцного та ковкого чавунів, а також гільзи, поршні і поршневі кільця з сірого чавуну на перлітній основі).

Діаграма стану системи Fe—C характеризує стабільну рівновагу. Утворення графіту відбувається в чавунах, що містять значну кількість вуглецю. Вуглець у вигляді графіту виділяється безпосередньо із розплаву або аустеніту, може також утворюватись внаслідок розпаду попередньо утвореного цементиту.

Діаграма стану Fe—C (рис. 66) показана пунктирними лініями, нанесеними на діаграму стану Fe—Fe<sub>3</sub>C. Це дозволяє порівнювати обидві діаграми.

Крім загальних ліній AC, AE і GS, решта суцільні і пунктирні лінії обох діаграм не співпадають. Евтектична і евтектоїдні температури діаграми стабільної рівноваги системи Fe—C вищі, ніж відповідні температури метастабільної діаграми Fe—Fe<sub>3</sub>C. В системі Fe—C графіту евтектика (аустеніт + графіт), що містить

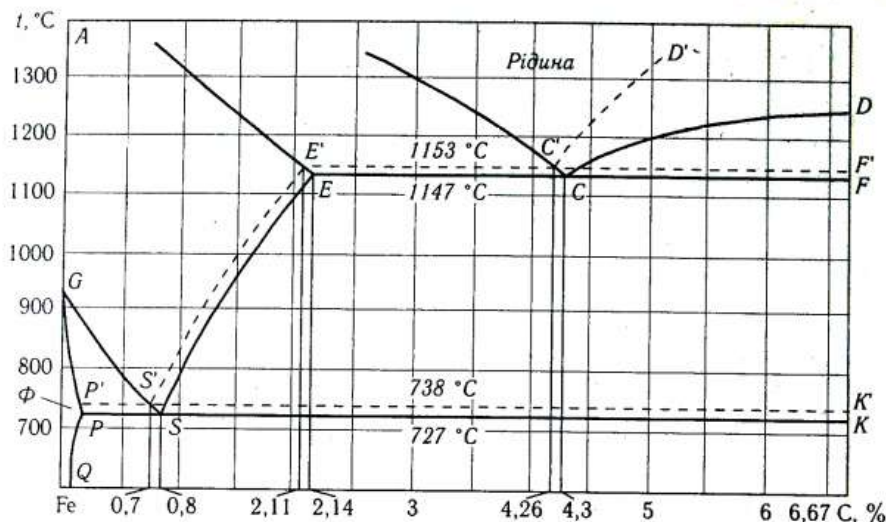


Рис. 66. Діаграма стану системи Fe—C:

суцільні лінії відповідають метастабільній діаграмі стану Fe—Fe<sub>3</sub>C, штрихові — стабільній Fe—C

4,26 % C, утворюється при 1153 °C. По лінії E'S' в інтервалі температур 1153—738 °C виділяється вторинний графіт.

Евтектоїдне перетворення в системі Fe—C протікає при температурі 738 °C. Евтектоїд, який складається із фериту і графіту, містить 0,7 % C.

Користування діаграмою стану Fe—C принципово не відрізняється від користування діаграмою стану Fe—Fe<sub>3</sub>C. Ймовірність утворення метастабільного цементиту з рідкої фази або аустеніту є значно вищою ніж графіту.

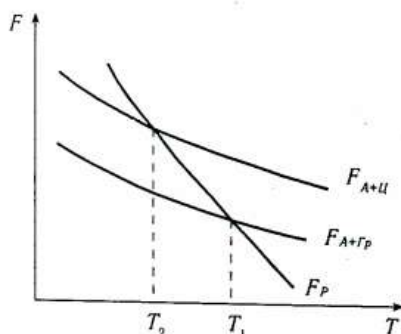


Рис. 67. Схема зміни вільної енергії при графітизації чавуну

Рухомою силою процесу графітизації є намагання системи зменшити запас вільної енергії. Схема зміни вільної енергії рідкої фази, сумішей аустеніту з цементитом і графітом при підвищенні температури наведена на рис. 67. Як видно цементит є термодинамічно менш стабільною фазою ніж графіт. Але різниця між температурами  $T_1$  і  $T_2$  невелика і при порівняно невеликому переохолодженні буде відбуватись кристалізація цементиту, а не графіту.

Кристалічні структури аустеніту і цементиту менше відрізняються, ніж кристалічні структури аустеніту і графіту. Враховуючи, що графіт повністю складається



з вуглецю, а цементит містить тільки 6,67 % С, склад рідкої фази і аустеніту ближчий до складу цементиту, ніж графіту. Тому утворення цементиту із рідини або аустеніту відбувається кінетично значно легше, ніж графіту.

Графіт утворюється тільки при малих швидкостях охолодження у вузькому інтервалі температур, коли мала ступінь переохолодження рідкої фази. При прискореному охолодженні і при переохолодженні рідкого чавуну нижче 1147 °С відбувається утворення цементиту.

### Різновидності чавунів

В основу класифікації чавунів покладено структурні ознаки і властивості. В залежності від форми виділення вуглецю розрізняють різні види чавунів.

Білий чавун, в якому весь вуглець знаходиться в зв'язаному стані у вигляді цементиту  $Fe_3C$ . Чавун на зломі має білий колір і характерний блиск.

Половинчастий чавун, в якому основна кількість вуглецю (понад 0,8 %) знаходиться у вигляді цементиту. Чавун має структуру перліту, ледебуриту і пластинчастого графіту.

Сірий чавун, в якому весь вуглець або його більша частина знаходиться у вільному стані у вигляді пластинчастого графіту, а вміст вуглецю в зв'язаному стані у вигляді цементиту складає не більше 0,8 %.

Чавун з вибіленою поверхнею, в якому основна маса металу має структуру сірого чавуну, а поверхневий шар — білого чавуну. Вибілений шар отримують в товстостінних масивних деталях при розливанні їх в металічні форми. При віддаленні від поверхні внаслідок зменшення швидкості охолодження, структура білого чавуну поступово переходить у структуру сірого. Чавун поверхневого шару в мікроструктурі містить багато твердого і крихкого цементиту, який має високий опір зношуванню. Тому чавуни з вибіленою поверхнею використовують для зносостійких деталей: валків прокатних станів, борошномельних валків, лемехів плугів із вибіленим носком і лезом. Вибілювання може досягатись завдяки місцевому збільшенню швидкості охолодження за рахунок встановлення в ливарну форму холодильників у вигляді металічних вставок.

Високоміцні чавуни, в яких графіт має кулясту форму. Чавуни з вермикулярним графітом, в яких поряд з кулястим графітом міститься деяка кількість вермикулярного графіту, який від пластівчастого відрізняється округлими краями, меншими розмірами і меншим співвідношенням довжини і товщини (у вермикулярного графіту це співвідношення знаходиться в межах 2—10, а у пластівчастого воно суттєво більше 10).

Ковкі чавуни отримуються з білих чавунів шляхом відпалу, при якому зв'язаний у  $Fe_3C$  вуглець переходить у вільний стан у вигляді пластівчастого графіту.

Спеціальні чавуни, які додатково легують для підвищення антифрикційних властивостей, зносостійкості, жаростійкості та корозійної стійкості.

## Процес графітизації чавунів

Графітизацією називають процес виділення графіту при кристалізації або охолодженні сплавів заліза з вуглецем. Графіт може утворюватись як із рідкої фази при твердінні чавуну, так і з твердої фази. Утворення графіту видно з діаграми стану Fe—C (рис. 66). Нижче лінії  $C'D'$  утворюється первинний графіт, по лінії  $E'C'F'$  — евтектичний графіт і по лінії  $P'S'K'$  — евтектоїдний графіт.

Графітизація чавуну залежить від ряду факторів. До них відносять присутність у чавуні центрів графітизації, швидкість охолодження і хімічний склад чавуну.

Утворення графіту в твердому чавуні енергетично менш вигідно, тому що ріст вільної енергії при утворенні нової міжфазної поверхні більший, ніж її зменшення при кристалізації. Робота утворення зародків графіту полегшується при наявності центрів графітизації — різних дрібних включень і домішок, що знаходяться в рідкій фазі і в аустеніті. Такими частинками можуть бути оксиди  $Al_2O_3$ ,  $SiO_2$ , нітриди типу  $AlN$  і нерозчинені частинки графіту. Параметри кристалічної решітки центрів графітизації повинні бути близькими до кристалічної решітки графіту.

Вплив швидкості охолодження обумовлений тим, що графітизація чавуну є дифузійним процесом і відбувається повільно. Значна тривалість процесу графітизації обумовлена необхідністю реалізації кількох стадій: утворення центрів графітизації в рідкій фазі або аустеніті, дифузії атомів вуглецю до центрів графітизації і ріст виділень графіту. При графітизації цементиту добавляється необхідність попереднього розпаду  $Fe_3C$  і розчинення вуглецю в аустеніті. Чим повільніше охолоджується чавун, тим більший розвиток отримує процес графітизації.

В одній і тій самій частині відливки чавун може мати різну структуру. В тонких частинах відливки, де вище швидкість кристалізації і охолодження, чавун має меншу ступінь графітизації, ніж у масивних. Швидке охолодження сприяє отриманню білого чавуну, повільне — сірого чавуну.

В деяких випадках для досягнення високої твердості й опору зношуванню спеціально отримують вибілену зону в чавунній виливці. Для цього в ливарну форму вставляють металеві холодильники, що забезпечують високу швидкість твердіння і охолодження з утворенням цементиту. Так роблять при виливці чавунних лемехів, встановлюючи холодильники в тих місцях, де розміщені лезо і носок.

З домішок, які входять до складу чавуну, найбільш сильний позитивний вплив на графітизацію має кремній. Вміст кремнію в чавуні змінюється в межах від 0,5 до 5%. Змінюючи вміст кремнію, можна отримувати чавуни, що різняться за структурою і властивостями. Використовуючи діаграми, приведені на рис. 68, можна прогнозувати структуру в залежності від вмісту C і Si, а також від товщини виливка.

З інших елементів, що входять до складу чавуну, найбільш важливу роль виконують Mn, S і P.

Марганець запобігає графітізації, збільшуючи схильність чавуну до вибілювання. Вміст марганцю в чавуні звичайно не перевищує 0,5—1,0 %. Сірка є шкідливою домішкою в чавуні. Її вибілюючий вплив в 5—6 разів вищий, ніж марганцю. Крім того, сірка зменшує рідкотекучість, сприяє утворенню газових бульбашок, збільшує усадку і схильність до утворення тріщин.

Вплив фосфору в чавуні суттєво відрізняється від його впливу в сталі. Фосфор майже не впливає на графітізацію, але є корисною домішкою, збільшуючи рідкотекучість сірого чавуну за рахунок утворення легкоплавкої (950—980 °С) фосфидної евтектики.

Широко використовують чавуни такого хімічного складу: 3,0—3,7 % С, 1,0—3,0 % Si, 0,5—1,0 % Mn, менше ніж 0,3 % P і 0,15 % S.

Іноді в чавун вводять легуючі елементи (Ni, Cr та ін.) для покращення його властивостей.

Таким чином, основними факторами, що визначають графітізацію чавуну, є вміст вуглецю, кремнію і швидкість охолодження. Регулюючи хімічний склад і швидкість охолодження у відповідності з діаграмою (рис. 68), можна отримувати у виливку необхідну структуру чавуну.

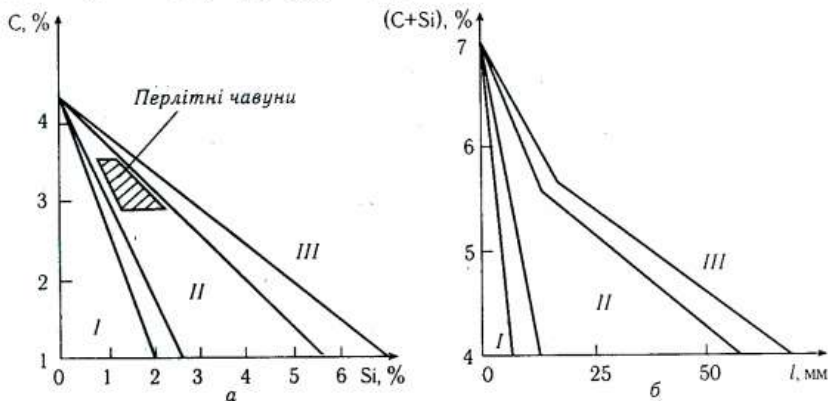


Рис. 68. Структурні діаграми для чавунів:

а — вплив вмісту вуглецю і кремнію на структуру чавуну при товщині стінки виливка 50 мм; б — вплив швидкості охолодження (товщини відливки  $l$ ) і суми C + Si на структуру чавуну; I — білі чавуни; II — сірі перлітні; III — сірі феритні

### Мікроструктура і властивості чавунів

Мікроструктура чавуну складається із металічної основи і графітних включень. Властивості чавуну залежать від властивостей металічної основи і характеру включень графіту.

Металічна основа може бути перлітною, коли 0,8 % C знаходиться у вигляді цементиту, а решта вуглецю — у вигляді графіту; ферито-перлітною, коли кількість

вуглецю у вигляді цементиту менше 0,8% і феритною. Структура металічної основи визначає твердість чавуну.

Графіт чавуну буває пластинчастим — сірий чавун, пластівчастим — ковкий чавун і кулястий — високоміцний чавун. На рис. 69 показана узагальнена класифікація чавуну за будовою металічної основи і формою графіту.

Металічна основа	Форма графітних включень		
	Пластинчаста	Пластівчаста	Куляста
Ферит			
Ферит + перліт			
Перліт			

Рис. 69. Класифікація чавуну за структурою металічної основи і формою графітних включень (схемою структур)

У порівнянні з металічною основою графіт має низьку міцність. Тому місце його знаходження можна вважати порушеннями суцільності. Чавун можна розглядати як сталь, що містить включення графіту, які послабляють металічну основу.

Тому сірий чавун має низькі характеристики механічних властивостей ( $\sigma_b$ ,  $\delta$ ,  $\psi$ ) при випробуваннях на розтяг. Включення графіту відіграють роль концентраторів напружень, в зв'язку з чим робота удару близька до нуля. Разом з тим твердість і міцність при випробуваннях на стиск, що залежать від властивостей металічної основи в чавуні достатньо високі.

Сірий чавун з пластинчастою формою графіту має і ряд переваг. Він дозволяє отримувати дешеве литво, так як при низькій вартості має високу рідкотекучість і малу усадку. Включення графіту роблять його ламким, тому чавун легко обробляється різанням. Завдяки змашувальній дії графіту чавун має високі антифрикційні властивості. Для чавуну характерні високі демпфувальні властивості, він добре гасить вібрації і резонансні коливання.

Сірий чавун маркується буквами «СЧ» і цифрами, що характеризують межу міцності матеріалу при випробуваннях на розтяг. Марки і механічні властивості сірих чавунів, а також їх орієнтовний хімічний склад наведено в табл. 9.

Таблиця 9

## Механічні властивості і хімічний склад сірих чавунів, ГОСТ 14120-85

Марка чавуну	$\sigma_b$ , МПа не менше	Твердість НВ не більше	С, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %
						не більше	
СЧ10	100	190	3,5—3,7	2,2—2,6	0,5—0,8	0,3	0,15
СЧ15	150	210	3,5—3,7	2,0—2,4	0,5—0,8	0,2	0,15
СЧ20	200	230	3,3—3,5	1,4—2,4	0,7—1,0	0,2	0,15
СЧ25	250	245	3,2—3,4	1,4—2,4	0,7—1,0	0,2	0,15
СЧ30	300	260	3,0—3,2	1,3—1,9	0,7—1,0	0,2	0,12
СЧ35	350	275	2,9—3,0	1,2—1,5	0,7—1,1	0,2	0,12

При округленні графітних включень їх негативна роль як надрізів металічної основи зменшується, і механічні властивості чавуну зростають. Куляста форма графіту досягається модифікуванням. Модифікатори чавуну SiCa, FeSi, Al, Mg.

Як модифікатор широко використовується магній, який вводять перед розливанням чавуну в кількості до 0,5 %. У результаті отримують високоміцний чавун з кулястою формою включень графіту.

Дія магнію пояснюється збільшенням поверхневого натягу графіту і утворенням мікробульбашок пари, в які дифундує вуглець.

Маркується високоміцний чавун буквами «ВЧ» і цифрою, що характеризує границю міцності при випробуваннях на розтяг, наприклад, ВЧ45. Із високоміцних чавунів виготовляють відповідальні деталі: зубчасті колеса, колінчасті вали. Механічні властивості чавунів наведені в табл. 10.

Чавуни марки ВЧ35 і ВЧ40 мають феритну основу, ВЧ45 і ВЧ50 — перліто-феритну, ВЧ60, ВЧ70 і ВЧ80 — перлітну, що і пояснює різницю в міцності і пластичності чавунів.

Чавун ВЧ100 має найвищу міцність у розглянутій групі. Щоб забезпечити границю міцності на рівні 100 МПа його піддають ізотермічному гартуванню на бейніт. Гартування проводять при температурі 350 °С у ванні з розплавом лугів 60 % NaOH і 40 % КОН або хлористих солей.

Механічні властивості високоміцних чавунів, ГОСТ 7293-85

Марка чавуну	$\sigma_s$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	Твердість, НВ
	не менше			
ВЧ35	350	220	22	140—170
ВЧ40	400	250	15	140—202
ВЧ45	450	310	10	140—225
ВЧ50	500	320	7	153—345
ВЧ60	600	370	3	192—277
ВЧ70	700	420	2	228—302
ВЧ80	800	480	2	248—351
ВЧ100	1000	700	2	270—360

Високоміцні чавуни поряд з кулястим можуть містити деяку кількість вермикулярного графіту. Графітні включення в ньому мають округлі краї і менше співвідношення довжини і товщини. Тому вермикулярний графіт представляє собою перехідну форму від пластинчастого до кулястого графіту і не є таким значним концентратором напружень, як пластинчастий.

Співвідношення кількості кулястого і вермикулярного графіту в чавуні при однаковій кількості кремнію і вуглецю залежить головним чином від обробки розплаву лігатурами, що містять магній і рідкоземельні метали. Чавун з вермикулярним графітом може містити не більше 40 % кулястого графіту, його позначають буквами «ЧВГ», за якими йде число, що вказує на значення границі міцності (табл. 11).

Таблиця 11

Границя міцності і відносне видовження чавунів з вермикулярним графітом, ГОСТ 28394-89

Марка чавуну	ЧВГ 30	ЧВГ 35	ЧВГ 40	ЧВГ 45
$\sigma_s$ , МПа	300	350	400	450
$\delta$ , %	3,0	2,0	1,5	0,9

Марку чавуну з вермикулярним графітом можна змінити шляхом використання термічної обробки, змінюючи структуру металевої основи. При однаковій структурі металевої основи механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом знаходяться між значеннями властивостей сірого чавуну з пластинчастим графітом

і високоміцного чавуну з кулястим графітом. Чавуни марок ЧВГ міцніші, а при однаковій міцності більш пластичні, ніж чавуни марок СЧ. Вони перевищують чавуни марок ВЧ з оброблювання різанням та здатності до демпфювання, і їх використовують на заміну марок СЧ для виливання деталей верстатів, ковальсько-пресового обладнання, корпусних деталей.

Назва «ковкі чавуни» є умовною. Вироби з них отримують литвом і пластичній деформації вони не піддаються. Ковкий чавун отримують із білого шляхом графітуючого відпалу (рис. 70).

Компактний пластівчастий графіт, який ще називають вуглецем відпалу, менше знижує властивості металевої основи, ніж пластинчастий, тому ковкий чавун у порівнянні з сірим має більшу міцність і пластичність ( $\delta$  становить 2—12 %), в той час як у білого чавуну  $\delta$  не перевищує 0,2 %, а у сірого чавуну з пластинчастим графітом — 1 %. Склад ковкого чавуну є достатньо стабільним: 2,2—3,0 % С; 0,2—1,5 % Si; 0,2—0,6 % Mn; 0,2 % P; 0,1 % S. Враховуючи низький вміст вуглецю, ковкий чавун виплавляють не у вагранці, а в електропечі. Після заповнення виливки швидко охолоджують і отримують структуру білого чавуну. Потім виливки піддають тривалому відпалу (до 2 діб) — томленню, захищаючи їх від окислення пічними газами, засипанням піском та іншими способами.

При нагріванні (рис. 70) спочатку відбувається перліто-аустенітне перетворення, а потім розчинення вторинного цементиту. Під час витримки при температурах 950—970 °С протягом 10 годин відбувається перетворення цементиту евтектичного походження та вторинного цементиту на графіт, і структура з аустенітно-цементитної стає аустенітно-графітною (перша стадія графітизації).

При наступному охолодженні протягом 6—12 годин до температури 720 °С, трохи нижчої за температуру евтектоїдного перетворення, проходить проміжна стадія графітизації — розпад вторинного цементиту з приєднанням графіту, що утворюється, до існуючих включень пластівчастого графіту.

Сповільнене охолодження в інтервалі температур 760—720 °С приводить до евтектоїдного розпаду за схемою  $A \rightarrow \Phi + \Gamma$  (друга стадія графітизації).

Графіт, що утворюється при евтектоїдному розпаді, як і вторинний графіт, нашаровується на вуглці відпалу, що утворився на першій стадії графітизації.

Прискорене охолодження на повітрі гальмує другу стадію графітизації, і розпад переохолодженого аустеніту йде за схемою  $A \rightarrow \Phi + \Gamma$ , і металева основа чавуну стає перлітною. Можливий і проміжний випадок, коли тільки частина аустеніту розпадається за схемою  $A \rightarrow \Phi + \Gamma$ , а частина переохолоджується

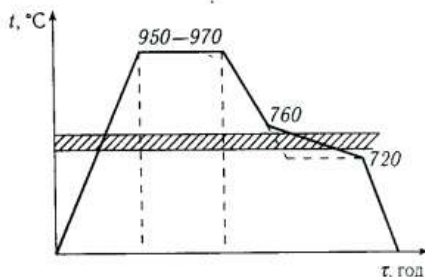


Рис. 70. Схема відпалу білого чавуну на ковкий

сильніше та розпадається за схемою  $A \rightarrow \Phi + \text{Ц}$ , і металева основа ковкого чавуну стає перліто-феритною.

З метою прискорення графітуючого відпалу проводять або попереднє модифікування розплаву алюмінієм, або гартування виливків перед відпалом.

У результаті відпалу структура складається з зерен фериту або перліту і пластівців графіту. Злом чавуну, структура якого складається із фериту і графіту, темний. Такий ковкий чавун називають чорносердечним, так як він містить порівняно багато фериту.

Якщо в області евтектоїдного перетворення проводити швидке охолодження, то в структурі зберігається перліт. Такий чавун називають перлітним ковким чавуном або світлосердечним. У його структурі міститься менше графіту, ніж у феритному ковкому чавуні.

Ковкий чавун маркують буквами КЧ і цифрами границі міцності і відносного видовження, наприклад КЧ35-10.

В табл. 12 наведено марки, механічні властивості і хімічний склад деяких ковких чавунів.

Таблиця 12

## Механічні властивості і хімічний склад ковких чавунів, ГОСТ 1215-79

Марка чавуну	$\sigma_s$ , МПа	$\delta$ , %	Твердість, НВ	С, %	Si, %	Mn, %	P, %	S, %
	не менше						не більше	
<i>Феритні чавуни</i>								
КЧ33-8	323	8	100—163	2,6—2,9	1,0—1,6	0,4—0,6	0,18	0,20
КЧ37-12	362	12	110—163	2,4—2,7	1,2—1,4	0,2—0,4	0,12	0,06
<i>Перлітні чавуни</i>								
КЧ55-4	539	4	192—241	2,5—2,8	1,1—1,3	0,3—1,0	1,10	0,20
КЧ65-3	637	3	212—269	2,4—2,7	1,2—1,4	0,3—1,0	0,10	0,06

Виливки з ковких чавунів застосовують для деталей, що працюють при ударних і вібраційних навантаженнях (картери, редуктори, фланці, муфти).

При певних умовах роботи застосовують чавуни зі спеціальними властивостями, які поділяються на антифрикційні, зносостійкі, жаростійкі та корозійностійкі.

Антифрикційні чавуни використовуються для роботи у вузлах тертя з мастилом, підшипників ковзання, втулок, вкладишів. Для цього застосовують нелеговані або низьколеговані сірі чавуни з пластинчастим графітом АЧС-1—АЧС-6, високоміцні чавуни з кулястим графітом АЧВ-1, АЧВ-2 та ковкі чавуни АЧК-1, АЧК-2 (табл. 13).



Таблиця 13

## Хімічний склад антифрикційних чавунів, ГОСТ 1585-85

Марка чавуну	C, %	Si, %	Mn, %	Інші елементи, %	
АЧС-1	3,2—3,6	1,3—2,0	0,6—1,2	0,2—0,5 Cr	0,8—1,6 Cu
АЧС-5	3,5—4,3	2,5—3,5	7,5—12,5	0,4—0,8 Al	
АЧВ-1	2,8—3,5	1,8—2,7	0,6—1,2	до 0,7 Cu	0,03—0,08 Mg
АЧК-1	2,3—3,0	0,5—1,0	0,6—1,2	1,0—1,5 Cu	

Включення графіту зменшують коефіцієнт тертя в парі зі сполученою сталеву деталлю. Додавання міді в чавуни поліпшує їх корозійні та антифрикційні властивості.

Більшість антифрикційних чавунів мають перлітну або перліто-феритну основу, до того ж кількість в'язкого фериту не повинна перевищувати 30—50 %, щоб запобігти налипанню матеріалу підшипника на шийку вала. Чавун АЧС-5 складається після гартування із 80% аустеніту, його використовують для роботи в особливо навантажених вузлах тертя.

Підвищення зносостійкості, жаростійкості та корозійної стійкості чавунів досягають легуванням хромом, кремнієм, алюмінієм та іншими елементами. Маркуються чавуни буквою «Ч», за якою йдуть букви, що позначають легуючі елементи, а потім цифри, які відображають кількість цих елементів у відсотках. Буква «Ш» наприкінці означає наявність кулястого графіту (табл. 14).

Таблиця 14

## Хімічний склад легованих чавунів із спеціальними властивостями, ГОСТ 7769-82

Марка чавуну	C, %	Si, %	Cr, %	Al, %	Ін. елементи, %
ЧХ22	2,4—3,6	0,2—1,0	19,0—25,0	—	0,15—0,35 Ti
ЧХ32	1,6—3,2	1,5—2,5	30,0—34,0	—	0,1—0,3 Ti
ЧХ22С	0,6—1,0	3,0—4,0	19,0—25,0	—	—
ЧС5Ш	2,7—3,3	4,5—5,5	До 0,2	0,1—0,3	—
ЧС15	0,3—0,8	14,1—16,0	—	—	—
ЧЮ22Ш	1,6—2,5	1,0—2,0	—	19,0—25,0	—
ЧН15Д7	2,2—3,0	2,0—2,5	1,5—3,0	—	14,0—16,0 Ni 5,0—0,8 Cu

До найбільш зносостійких відносяться білі чавуни із значною кількістю хрому ЧХ22 і ЧХ33, в яких замість цементиту утворюються карбіди  $Me_7C_3$  з високою твердістю. Такі чавуни широко використовуються в гірничодобувній промисловості і металургії.

Жаростійкі чавуни легують хромом, кремнієм і алюмінієм, які утворюють оксидні плівки. Чавуни ЧХ32 використовують до температури 1150 °С при виготовленні пічної арматури.

Кремнистий чавун ЧС5Ш (силан) використовують до температури 800 °С, а чавун з високою кількістю алюмінію ЧЮ22Ш (чугаль) до температури 1100 °С при виготовленні топкової арматури котлів. Причому чугаль стійкий у середовищах, які містять сірчаний газ та пари води.

Чавуни ЧХ22С, ЧС15 (феросилід) і ЧН15Д7 (нірезист) використовують для виготовлення деталей хімічної апаратури, що працюють у розчинах кислот, лугів і солей.

#### 6.4. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ

##### Вплив легуючих елементів на перетворення і властивості сталі

Легуючими елементами називають елементи, які спеціально вводять у сталь для зміни її будови і властивостей. Відповідно сталі, що містять легуючі елементи, називають легованими.

Основні легуючі елементи: Cr, Ni, Mn, Si, W, Mo, V, Al, Cu, Ti, Nb, Zr, B. Часто сталь легують не одним, а кількома елементами, наприклад Cr і Ni, отримуючи хромонікелеву сталь, Cr і Mn — хромомарганцеву сталь, Cr, Ni, Mo, V — хромонікельмолібденованадієву сталь.

Концентрація деяких легуючих елементів може бути дуже малою. Si та Mn також відносяться до легуючих елементів, якщо їх вміст в сталі перевищує 0,4 % Si та 0,8 % Mn. В кількості до 0,1 % вводять Nb, Ti, а вміст B звичайно не перевищує 0,003 %. Легування сталі, коли концентрація елемента складає менше 0,1 %, називають мікролегуванням. Зміна властивостей сплавів при введенні малих добавок елементів відбувається за рахунок їх впливу на склад і структуру внутрішніх поверхонь розділу.

Поява і широке розповсюдження легованих сталей обумовлено неперервним зростанням вимог, що висуваються до матеріалів при розвитку техніки. Легування проводять з метою зміни механічних (міцності, пластичності, в'язкості), фізичних (електропровідності, магнітних характеристик, радіаційної стійкості), хімічних (корозійної стійкості в різних середовищах) і технологічних (зварюваності, обробки різанням, прогартовуваності) властивостей.

Необхідний комплекс властивостей найкраще забезпечується не тільки легуванням, але і термічною обробкою, яка дозволяє отримувати найбільш оптимальну структуру металу. Леговані сталі дорожчі за вуглецеві, і тому їх застосовувати без термічної обробки недоцільно.

Застосування легуючих елементів суттєво впливає на собівартість сталі. При використанні тих чи інших легуючих елементів враховують не тільки їх вплив на властивості сталі, але і економічні показники, зокрема вартість їх отримання, а також дефіцитність.

Легуючі елементи, вступаючи у взаємодію із Fe і C, можуть приймати участі в утворенні різних фаз у легованих сталях:

- легованого фериту — твердого розчину легуючого елемента в Fe $\alpha$ ;
- легованого аустеніту — твердого розчину легуючого елемента в Fe $\gamma$ ;
- легованого цементиту — твердого розчину легуючого елемента в цементиті або при збільшенні вмісту легуючого елемента вище певної межі — спеціальних карбідів.

Якщо за допомогою подвійних діаграм провести аналіз впливу легуючих елементів на  $\gamma$  і  $\alpha$  області, то по цій ознаці всі легуючі елементи поділяються на дві групи: елементи, що розширюють  $\gamma$ -область — аустенітотвірні і елементи, що звужують  $\gamma$ -область (розширюють область  $\alpha$ -твердих розчинів) — феритотвірні легуючі елементи.

До елементів, що розширюють область існування аустеніту відносять — Ni, Mn, Co, Cu, C, N.

До елементів, що розширюють область існування фериту відносять — Cr, S, Al, Mo, V, Ti, W, Nb, Zr.

При легуванні сталей аустенітотвірними елементами у великій кількості може відбутись виклинювання області  $\alpha$ -Fe, і в цьому випадку сталі будуть мати аустенітну структуру при кімнатній температурі — аустенітні сталі.

Навпаки, при легуванні сталей феритотвірними елементами у великій кількості може відбутись виклинювання області  $\gamma$ -Fe, і сталі будуть мати чисту феритну структуру — феритні сталі.

При комбінованому легуванні сталей аустенітно- і феритоутворювальними елементами структура сталі буде складатись із аустеніту і фериту, а сталі будуть аустенітно-феритними.

В більшості конструкційних сталей ферит при температурі експлуатації є основною структурною складовою, яка займає не менше 90 % об'єму металу. Тому від властивостей фериту в значній мірі залежать властивості сталі в цілому. Чим більшою є різниця в атомних розмірах заліза і легуючого елемента, тим більші спотворення кристалічної решітки, тим вища твердість, міцність, але нижча пластичність і особливо в'язкість фериту. Всі основні легуючі елементи підвищують твердість фериту (рис. 71)

При цьому хром і особливо нікель майже не зменшують в'язкості сталей. Нікель суттєво знижує поріг холодноломкості. Крім того, нікель, хром, марганець і деякі інші елементи, що добре розчиняються в аустеніті, підвищують його стійкість при охолодженні, тим самим збільшують прогартовуваність сталі. Найбільш ефективно хром і нікель збільшують прогартовуваність сталі при одночасному введенні в сталь, тобто при комплексному легуванні.

Можливість досягнення високої міцності, пластичності, в'язкості, прогартовуваності робить нікель і хром найбільш важливими легуючими елементами в конструкційних сталях.

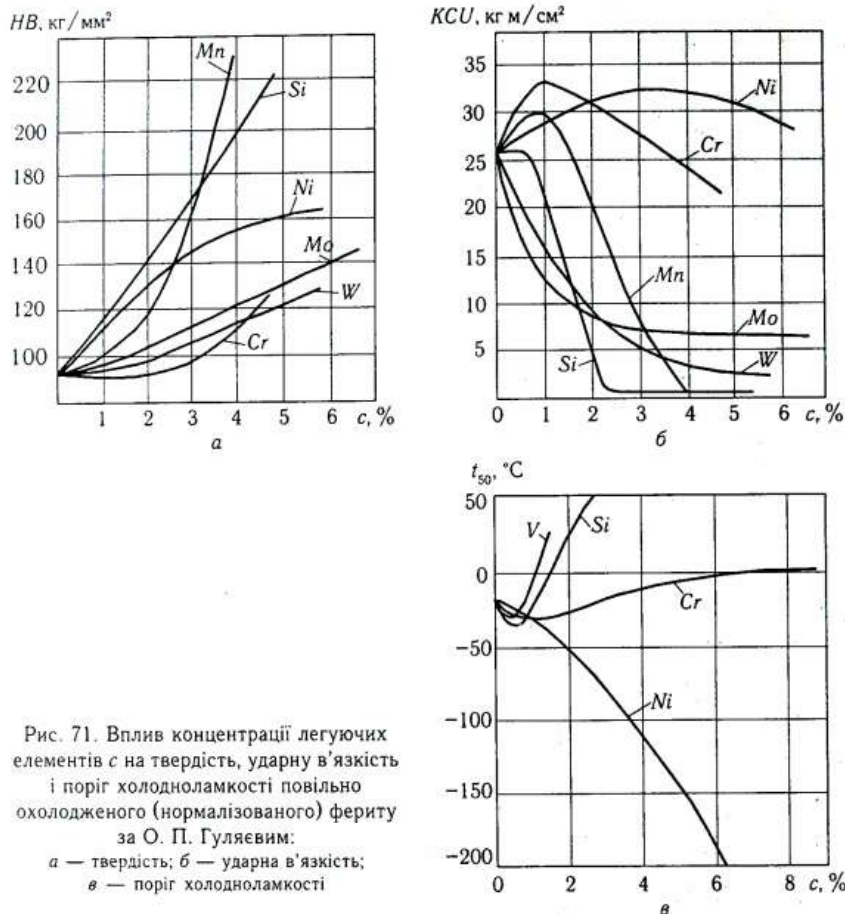


Рис. 71. Вплив концентрації легуючих елементів  $c$  на твердість, ударну в'язкість і поріг холоднотлаомкості повільно охолодженого (нормалізованого) фериту за О. П. Гуляевим:

$a$  — твердість;  $б$  — ударна в'язкість;  $в$  — поріг холоднотлаомкості

### Карбіди в легованих сталях

Карбідотвірними легуючими елементами називають елементи, які мають більшу ніж залізо, спорідненість до вуглецю. За спорідненістю до вуглецю і стійкістю карбідних фаз карбідотвірні елементи розподіляються в наступний ряд: Fe — Mn — Cr — Mo — W — Nb — Zr — Ti. Чим стійкіший карбід, тим важче він розчиняється в аустеніті і виділяється при відпуску.

При введенні порівняно невеликих кількостей легуючого карбідотвірного елементу в сталь, він спочатку розчиняється в цементиті, заміщаючи частину

атомів заліза, при цьому утворюється легований цементит, наприклад,  $(\text{FeMn})_3\text{C}$ . Із збільшенням вмісту легуючого елемента понад межі розчинності утворюються спеціальні карбіди типу  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}$  та ін.

За будовою кристалічної решітки карбіди бувають двох типів. До карбідів першої групи відносяться  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  і  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ , що мають складні кристалічні решітки. Вони є недостатньо міцними і при нагріві в процесі термічної обробки сталі розпадаються із утворенням твердого розчину легуючих елементів в аустеніті.

Карбіди другої групи  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{WC}$ ,  $\text{TiC}$  мають прості кристалічні решітки. Вони характеризуються ще вищою твердістю і розпадаються при більш високих температурах нагріву. Всі карбіди мають високу твердість, але твердість карбідів другої групи дещо вища від твердості карбідів першої групи. Із підвищенням дисперсності карбідів зростає твердість і міцність сталі. Сильні карбідотвірні елементи —  $\text{Mo}$ ,  $\text{W}$ ,  $\text{V}$ ,  $\text{Nb}$ ,  $\text{Ti}$  — утворюють із вуглецем фази проникнення.

Фази проникнення відрізняються високою тугоплавкістю, мають низьку розчинність в аустеніті. Для розпаду і розчинення таких карбідів, як  $\text{TiC}$ ,  $\text{NbC}$ ,  $\text{WC}$ , сталь необхідно нагріти до температури  $-1300^\circ\text{C}$ . Внаслідок низької розчинності фаз проникнення відбувається збіднення аустеніту вуглецем при легуванні сталі сильними карбідотвірними елементами.

Проміжне положення по карбідотвірній здатності займає хром, який більше ніж інші елементи використовуються, як легуюча добавка в сталях.

В низько- і середньолегованих сталях, що містять до 10 %  $\text{Cr}$  утворюється карбід  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ; у високолегованих сталях утворюється більш багатий хромом карбід  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ . Карбіди хрому можуть розчиняти залізо і легуючі елементи сталі в значній кількості, тому в загальному вигляді ці карбіди записуються як  $\text{M}_7\text{C}_3$  і  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ .

Хром впливає на карбідоутворення при його введенні в сталь разом із молібденом і вольфрамом. При певному співвідношенні хрому і молібдену (вольфраму) не утворюються фази проникнення ( $\text{MoC}$ ,  $\text{WC}$ ), а замість них з'являються складні карбіди, що містять хром, молібден (вольфрам) і залізо з формулою  $\text{M}_6\text{C}$ . Карбіди типу  $\text{M}_6\text{C}$  розчиняються в аустеніті, хоча для їх розчинення потрібні ще більш високі температури і більш тривалі витримки, ніж для розчинення карбідів хрому.

Таким чином в легованих сталях можуть зустрічатись карбіди наступних типів:  $\text{M}_3\text{C}$ , що добре розчиняються в аустеніті;  $\text{M}_7\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  і  $\text{M}_6\text{C}$ , що розчиняються з більшими труднощами і  $\text{MC}$ , що майже не розчиняються в твердому стані.

### Класифікація і маркування легованих сталей

Для легованих сталей використовують класифікацію за структурою в рівноважному стані, за структурою після охолодження на повітрі, за кількістю легуючих елементів і за призначенням.

За рівноважною структурою сталі поділяються на доевтектоїдні із надлишковим феритом у структурі, евтектоїдні з перлітною структурою, заевтектоїдні

з надлишковими карбідами, ледебуритні сталі, в структурі яких присутні первинні карбіди, що виділились з рідкого стану. Виділення карбідів обумовлене тим, що легуючі елементи зсувають вліво точки *S* і *E* діаграми залізо-вуглець. Тому границя між перерахованими сталями проходить при меншому вмісті вуглецю в порівнянні із значеннями, вказаними на діаграмі Fe—Fe<sub>3</sub>C.

Враховуючи, що деякі елементи різко звужують або розширюють область γ-заліза, крім цих груп сталей розрізняють аустенітні і феритні сталі.

Вуглецеві сталі бувають перших трьох класів, леговані — всіх шести класів.

За структурою після охолодження на повітрі розрізняють перлітні сталі, що характеризуються низьким вмістом легуючих елементів і відповідно невисокою стабільністю переохолодженого аустеніту; мартенситні сталі зі середнім вмістом легуючих елементів і відповідно високою стабільністю аустеніту і аустенітні сталі, що містять велику кількість легуючих елементів і зберігають аустенітну структуру при кімнатній температурі.

За кількістю легуючих елементів розрізняють низьколеговані сталі, що містять до 2,5 % легуючих елементів, середньолеговані від 2,5 до 10 % і високолеговані сталі, які містять понад 10 % легуючих елементів.

За призначенням розрізняють три групи сталей: конструкційні (машинобудівні і будівельні), інструментальні (штампові, для різального і вимірювального інструменту) і сталі з особливими фізичними і хімічними властивостями (корозійностійкі, жароміцні, електротехнічні, магнітні та ін.).

В Україні при позначенні легованих сталей використовується система літер і цифр, певне сполучення яких відповідає кожній марці сталі.

Легуючі елементи позначають буквами алфавіту: X — хром, Н — нікель, В — вольфрам, М — молібден, Ф — ванадій, Т — титан, Ю — алюміній, Д — мідь, Г — марганець, С — кремній, К — кобальт, Ц — цирконій, Р — бор, Б — ніобій. Буква А в середині марки сталі показує вміст азоту, а в кінці марки — те, що сталь є високоякісною.

Для конструкційних марок сталей перші дві цифри показують вміст вуглецю в сотих долях відсотка. Якщо вміст легуючого елемента більше 1 % після літери вказують його середнє значення в цілих відсотках. Якщо вміст легуючого елемента біля 1 %, або менше, то після відповідної літери цифру не ставлять.

Як основні легуючі елементи в конструкційних сталях застосовують до 2 % Cr, 1—4 % Ni, до 2 % Mn, 0,6—1,2 % Si. Такі легуючі елементи, як Mo, W, V, Ti у більшості випадків вводять у сталь разом із Cr, Ni з метою додаткового покращення тих чи інших фізико-механічних властивостей. В конструкційних сталях ці елементи знаходяться в наступних кількостях: 0,2—0,4 % Mo; 0,5—1,2 % W; 0,1—0,3 % V; 0,1—0,2 % Ti.

Наприклад, сталь 18ХГТ містить: 0,17—0,23 % C; 1,0—1,3 % Cr; 0,1—1,1 % Mn; біля 0,1 % Ti. Сталь 38ХНЗМФА — 0,3—0,4 % C; 1,2—1,5 % Cr; 3,0—3,5 % Ni; 0,35—0,45 % Mo; 0,1—0,18 % V; сталь 30ХГСА — 0,32—0,39 % C; 1,0—1,4 % Cr; 0,8—1,1 % Mn; 1,1—1,4 % Si.

У інструментальних сталях на початку позначення марки сталі ставиться цифра, що показує вміст вуглецю в десятих долях відсотка. Початкову цифру опускають, якщо вміст вуглецю біля 1 %.

Наприклад, сталь 3Х2В8Ф містить: 0,3—0,4 % С; 2,2—2,7 % Cr; 7,5—8,5 % W; 0,2—0,5 % V; сталь 5ХНМ — 0,5—0,55 % С; 0,5—0,8 % Cr; 1,4—1,8 % Ni; 0,19—0,30 % Mo; ХВГ — 0,9—1,05 % С; 0,9—1,2 % Cr; 1,2—1,6 % W; 0,8—1,1 % Mn.

Для деяких груп сталей приймають додаткові позначення. Марки автоматних сталей починаються з букви «А», підшипникових з букви «Ш», швидкорізальних — з букви «Р», електротехнічних — з букви «Э», магніто-твердих — з букви «Е».

При маркуванні електротехнічних сталей (1211, 1313 та ін.) перша цифра означає клас за структурним станом і видом прокатування, друга — вміст кремнію, третя — втрати на гістерезис, четверта — групу за основною характеристикою, яка нормується. Разом три перші цифри означають тип сталі, а четверта — порядковий номер цього типу сталі.

Марки сталей для будівельних конструкцій позначають — С235, С245, С255, С345, С590К та ін., де буква «С» вказує на те, що сталь будівельна, цифри — границя текучості прокату, а буква «К» — варіант хімічного складу. Наявність у кінці позначення букви «Д» вказує на те, що сталь додатково легована 0,15—0,30 % Si, наприклад, С345Д.

Для виготовлення рейок широкої колії типів Р75, Р65, Р50 застосовують сталі марок М76, М74, де буква «М» вказує на мартенівський спосіб виплавки, а цифри — середній вміст вуглецю у відсотках.

У кінці позначення марок особливо високоякісних сталей можуть стояти букви, що вказують на способи її додаткового переплаву. Букви «ВД» означають, що з метою покращення якості був проведений вакуумно-дуговий переплав, буква «Ш» — електрошлаковий, «ПД» — плазмодуговий, «ВІ» — вакуумно-індукційний.

Нестандартні леговані сталі, що випускаються заводом «Дніпроспецсталь», позначають буквами «ДИ». У всіх випадках після сполучення букв ставиться порядковий номер сталі, наприклад, ДИ8. Після освоєння марки металургійними і машинобудівними заводами умовні позначення замінюють загальновизнаним маркуванням, яке відображає хімічний склад сталі.

Ливарні сталі маркуються тією ж системою, букв і цифр, як і деформовані. Але в кінці марки додатково ставиться буква «Л», що означає ливарну сталь.

Жерсть у залежності від призначення, якості поверхні і властивостей поділяється на марки: ЧЖК, ЧЖР, ГЖГ, ГЖР, ЭЖК, ЭЖК-Д, ЭЖР-Д. Букви означають: «ЖК» — жерсть консервна, «ЖР» — жерсть різного призначення, крім тари для харчових продуктів, «Ч» — чорна, «Г» — гарячого покриття оловом, «Э» — електротехнічного покриття оловом, «Д» — жерсть із диференційованим покриттям.

## Розділ 7

### КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ

Матеріали, які призначені для виготовлення конструкційних елементів, деталей машин і механізмів, повинні поряд з високою міцністю і пластичністю мати достатній опір ударним навантаженням, підвищений запас в'язкості. При знакозмінних навантаженнях використовують конструкційні матеріали з високою втомною міцністю, а при терті зносостійкістю. В багатьох випадках необхідна корозійна стійкість, опір крихкому руйнуванню і розповсюдженню тріщин.

Крім високої надійності і конструкційної міцності конструкційні матеріали повинні мати високі технологічні властивості — хороші ливарні властивості, оброблюваність тиском, різанням, зварюваність. Конструкційні матеріали повинні бути дешевими і не містити дефіцитних легуючих елементів.

Із всіх матеріалів, що застосовуються в даний час, тільки сталь дозволяє отримувати поєднання високих механічних характеристик і хорошу технологічність при порівняно невисокій вартості.

Розрізняють такі види конструкційних сталей: вуглецеві, в тому числі автоматні сталі; будівельні; сталі, що цементуються; сталі, що поліпшуються; високоміцні; пружинно-ресорні; підшипникові; зносостійкі.

#### Автоматні сталі

Відрізняються високою оброблюваністю різанням, яка досягається введенням у конструкційну сталь S, P, Se, Te, Ca й утворенням неметалічних включень, або Pb, який утворює металічні включення. Наявність у сталі неметалічних, або металічних включень з низькою температурою плавлення призводить до утворення плівки між інструментом і заготовкою, що знижує коефіцієнт тертя в умовах різання. Присутність сірки і фосфору полегшує відділення стружки і руйнування металу, сприяє отриманню гладкої блискучої поверхні різання. У разі механічної обробки автоматних сталей утворюється коротка, ламка стружка, що особливо важливо при обробці на швидкохідних верстатах-автоматах. Недоліком автоматних сталей є їхня понижена пластичність. Це пов'язано з тим, що переважна більшість включень в умовах прокатування сприяє утворенню смугастої структури, що викликає появу анізотропії властивостей. S і P в автоматні сталі вводять у кількості 0,1—0,2 %. Сталі застосовують для виготовлення деталей, від яких не вимагаються високі механічні показники (деталі кріплення, пальці, втулки тощо).

Маркуються автоматні сталі буквою «А» і двома цифрами, що показують вміст вуглецю у відсотках: А12, А20, А30, А40Г.



## Будівельні сталі

Вони містять відносно малі кількості 0,1—0,25 % С. В низьколегованих будівельних сталях порівняно з вуглецевими більш висока міцність досягається зменшенням фериту за рахунок присутності порівняно малих кількостей кремнію і марганцю, а також хрому, нікелю, міді й деяких інших елементів.

Ці сталі використовують у гарячекатаному або нормалізованому стані для армування залізобетону, для виготовлення зварних конструкцій в будівництві, мостобудуванні, вагобудуванні, сільськогосподарському машинобудуванні, корпусів кораблів у кораблебудуванні, для виготовлення магістральних нафто- і газопроводів.

Деталі будівельних конструкцій в більшості випадків з'єднують зварюванням. Тому основною вимогою до будівельних сталей є хороша зварюваність. Це означає, що сталь при зварюванні не повинна давати гарячих і холодних тріщин і властивості зварного з'єднання (металу шва і зони термічного впливу) не повинні суттєво відрізнятись від властивостей основного металу.

Гарячі тріщини утворюються в зварному шві в період кристалізації. Утворенню гарячих тріщин сприяє розширення інтервалу кристалізації металу шва. Інтервал кристалізації зростає зі збільшенням вмісту вуглецю. Метал шва і біляшовної зони нагрівається вище критичних точок. При охолодженні протікає процес розпаду аустеніту, який супроводжується об'ємними змінами. Чим вищий вміст вуглецю, тим більші об'ємні зміни, і зростає небезпека утворення холодних тріщин.

Тому сталі, що використовуються для виготовлення будівельних конструкцій, містять не більше 0,25 % С.

Будівельні вуглецеві сталі звичайної якості марок Ст2, Ст3 мають границю текучості  $\sigma_{0,2} = 240$  МПа. При вмісті 1,5 % Mn і 0,7 % Si границя текучості зростає до 360 МПа.

До низьколегованих будівельних сталей відносяться сталі марок 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Сталь 15ХСНД, яка містить Ni і Cu, працює в конструкціях при температурах до  $-60$  °С і забезпечує їх високий опір крихкому руйнуванню. Крім того, введення цих елементів збільшує корозійну стійкість сталі в атмосферних умовах. Для додаткового зміцнення в будівельні сталі вводять у невеликих кількостях V і Nb до 0,1 % разом з 0,015—0,025 % N, що приводить до утворення карбонітрідів і подрібнення зерна. До сталей такого типу відносяться низьколеговані сталі марок 14Г2АФ, 17Г2АФБ та інші із  $\sigma_{0,2} = 450$  МПа після нормалізації. Такі сталі використовують у будівництві і машинобудуванні у вигляді листів, сортового фасонного прокату для виготовлення зварних конструкцій без додаткової термічної обробки.

Застосування в будівельних конструкціях більш міцних низьколегованих сталей замість вуглецевих дає можливість знизити витрату металу на 15—25 %. Тому їх використання економічно доцільне, незважаючи на більш високу вартість.

Для додаткового підвищення механічних властивостей і зниження порогу холодноламокості використовують контрольоване прокатування. Воно включає проведення деформації, особливо в кінці процесу, при більш низькій температурі 800—850 °С зі збільшенням ступеню деформації на останніх проходах. Ефект контрольованого прокатування полягає в значному подрібненні зерна, а також міцнінні сталей частками карбонітридів.

Для армування звичайного і попередньо напруженого залізобетону використовують гладкий або періодичний прокат з більш міцних сталей з вмістом до 0,3 % С: 25Г2С, 30ХГС.

В мостобудуванні для виготовлення зварних конструкцій застосовуються сталі з високою міцністю  $\sigma_{0,2} \geq 600$  МПа: 10ХСНД, 15ХСНД, 10Г2СД, 10Г2АФ.

У вагонобудуванні і сільськогосподарському машинобудуванні використовуються сталі, в яких  $\sigma_{0,2} \geq 750$  МПа: 12Г2СМФ, 14ГСМР та ін.

Для забезпечення надійної роботи нафто- і газопроводів застосовують низьколеговані сталі із  $\sigma_s \geq 500$  МПа,  $\sigma_T \geq 300$  МПа,  $\delta \geq 16\%$  і ударною в'язкістю при  $-70$  °С не менше 400 КДж/м<sup>2</sup>.

Для виготовлення нафтопровідних труб великого діаметра до 2500 мм застосовують вуглецеві сталі з вмістом не більше 0,22 % С; 0,65 % Мн; 0,37 % Si і низьколеговані сталі з вмістом не більше 0,20 % С і 1,65 % Мн, а також добавками Сг, V, Nb та ін.

Для виготовлення магістральних газопровідних труб великого діаметру використовують сталі 14ХГС ( $\sigma_s = 580$  МПа,  $\sigma_T = 350$  МПа), 17Г1С ( $\sigma_s = 520$  МПа,  $\sigma_T = 370$  МПа), 16Г2САФ ( $\sigma_s = 600$  МПа,  $\sigma_T = 420$  МПа), 16Г2АЮ ( $\sigma_s = 550$  МПа,  $\sigma_T = 370$  МПа) і 08Г2МФБ ( $\sigma_s = 600$  МПа,  $\sigma_T = 450$  МПа) в гарячекатаному стані і сталі 09Г2С ( $\sigma_s = 500$  МПа,  $\sigma_T = 350$  МПа) і 17ГСФ ( $\sigma_s = 600$  МПа,  $\sigma_T = 420$  МПа) в термозміцненому стані.

Останнім часом для магістральних трубопроводів як перспективний матеріал використовують двофазні сталі з ферито-бейнітною або ферито-мартенситною структурою після контрольованого прокатування. Ці сталі містять 0,03—0,1% С; 1,6 % Мн; 0,6 % Сг; 0,6 % Si; 0,02 % Ti; 0,03—0,18 % Nb і мають  $\sigma_s = 700$  МПа при  $T_{50}$  від  $-80$  до  $-90$  °С.

Для захисту трубопроводів від корозії в залежності від умов їх експлуатації застосовують покриття.

### Сталі, що цементуються

Для виготовлення деталей, що працюють під дією динамічних навантажень в умовах поверхневого зношування, застосовують низьковуглецеві сталі, які містять біля 0,2 % С і піддаються цементації, гартуванню і низькому відпуску.

Твердість поверхні готової деталі повинна становити HRC 50—60. На відміну від вуглецевих сталей, що мають низьку прогартуваність, при цементації і термічній обробці легованих сталей відбувається додаткове зміцнення серцевини деталей. Це зміцнення тим більше, чим більш легована сталь.

Розділяють три групи сталей, що цементуються: із серцевиною, що зміцнюється, а також із серцевиною, що зміцнюється слабо і сильно (табл. 15)

До першої групи відносять вуглецеві сталі марок 10, 15, 20. Їх застосовують для маловідповідальних деталей із серцевиною, що незміцнюється і деталей невеликих розмірів. Під цементованим шаром аустеніт перетворюється в ферито-перлітну суміш.

Другу групу складають низьколеговані хромисті сталі марок 15Х, 20Х, що мають невисоку прогартовуваність. Додаткове легування малими добавками ванадію (сталь 15ХФ) дозволяє отримати більш дрібне зерно, що покращує пластичність і в'язкість сталі.

Сталі третьої групи використовують для виготовлення деталей, що працюють при значних ударних навантаженнях, мають великий переріз, або складну конфігурацію, або для деталей, які піддаються дії значних знакозмінних напружень. У склад цих сталей вводять нікель: 20ХН, 12ХНЗА, 12Х2Н4А. Внаслідок дефіцитності нікеля його іноді замінюють марганцем і додатково вводять невеликі кількості титану або ванадію для подрібнення зерна (18ХГТ).

Легування хромонікелевих сталей вольфрамом або молібденом додатково стабілізує переохолоджений аустеніт і ще більше підвищує прогартовуваність сталі. У результаті гартування в масилі серцевина деталей отримує структуру мартенситу. Такі сталі (18Х2Н4ВА або 18Х2Н4МА) застосовують для важко-навантажених зубчастих коліс, осей, роликів тощо. Ці деталі є стійкими до динамічних навантажень.

Таблиця 14

**Характеристики сталей, що цементуються після гартування і низького відпуску, ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71**

Марка сталі	Вміст елемента, %					σ <sub>0.2</sub> , МПа	σ <sub>s</sub> , МПа	δ, %	ψ, %	KCU, МДж/м <sup>2</sup>
	С	Мn	Ni	Cr	інші					
10*	0,07—0,14	0,35—0,65	—	≤0,15	—	205	330	31	55	—
20*	0,07—0,14	0,35—0,65	—	≤0,25	—	245	410	25	55	—
15Х	0,12—0,18	0,4—0,7	—	0,7—1,0	—	490	690	12	45	0,7
20Х	0,17—0,23	0,5—0,8	—	0,7—1,0	—	635	780	11	40	0,6
15ХФ	0,12—0,18	0,4—0,7	—	0,8—1,1	0,06—0,12 V	540	740	13	50	0,8
20ХН	0,17—0,23	0,4—0,7	1,0—1,4	0,45—0,75	—	590	780	14	50	0,8
18ХГТ	0,17—0,23	0,8—1,1	—	1,0—1,3	0,03—0,09 Ti	885	980	9	50	0,8
12ХНЗА	0,09—0,16	0,3—0,6	2,75—3,15	0,6—0,9	—	685	930	11	55	0,9
12Х2Н4А	0,09—0,15	0,3—0,6	3,25—3,65	1,25—1,65	—	930	1130	10	50	0,9

\*Властивості сталі для нормалізованого стану

## Сталі, що поліпшуються

До конструкційних сталей, що поліпшуються відносять середньовуглецеві сталі, що містять 0,3—0,5 % С і легуючі елементи в кількості не більше 5 %. Ці сталі використовують після операцій гартування і високого відпуску, які називають покращенням. Для зменшення термічних напружень гартування таких сталей у більшості випадків проводять у масилі. Температура відпуску складає 550—650 °С. Після термічної обробки сталі мають структуру сорбіту, який характеризується високим опором ударним навантаженням.

Покращувані сталі мають високу міцність, в'язкість, малу чутливість до концентраторів напружень і підвищену прогартуваність.

У випадку суцільної прогартуваності після однакової термічної обробки властивості різних марок сталей близькі між собою. Тому вибір тієї або іншої марки поліпшуваної сталі в кожному конкретному випадку обумовлений прогартуваністю сталі, перерізом деталі й складністю її конфігурації, наявністю концентраторів напружень. Вибирають потрібну марку сталі залежно від заданих міцності та розміру перерізу певних деталей чи виробів, керуючись спеціальною діаграмою (рис. 72).

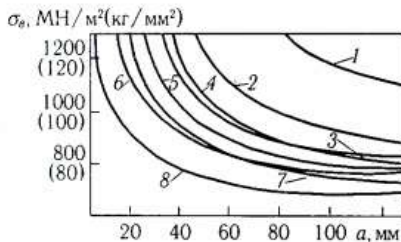


Рис. 72. Діаграма для вибору марок конструкційної сталі залежно від міцності та розмірів перерізу  $a$  за С. М. Барановим:

- 1 — сталь 30ХНЗМ; 2 — сталь 30ХНЗ;  
3 — сталь 34ХМА; 4 — сталь 33ХСА;  
5 — сталь 33НЗ; 6 — сталь 35ХА;  
7 — сталь 35СГ; 8 — сталь 30

В групу III входять хромисті сталі, які леговані додатково одним або двома елементами: 30ХМ, 40ХГ, 30ХГТ ( $D_{95} = 20—25$  мм). Для підвищення прогартуваності в хромисті сталі додатково вводять марганець (40ХГ) і бор (40ХР, 40ХГР). Молібден вводять для зниження відпускнув крихкості (30ХМ).

До шості групи відносять сталі леговані кремнієм, які називають хромансилами: 20ХГС, 30ХГС. Ці сталі добре зварюються, мають міцність  $\sigma_b = 1200$  МПа

Сталі, що поліпшуються можуть бути умовно розділені на 5 груп. Зі зростанням номера групи росте ступінь легування і розмір перерізу, в якому досягається суцільна прогартуваність (табл. 16).

До групи I відносяться вуглецеві сталі марок 35, 40, 45, що мають критичний діаметр  $D_{95}$  до 10 мм, при якому досягається суцільна прогартуваність, і присутність в структурі не менше 95 % мартенситу.

В групу II входять хромисті сталі марок 30Х і 40Х. Критичний діаметр  $D_{95} = 15—20$  мм. Недоліком сталей цієї групи є схильність до відпускнув крихкості другого роду. Для них потрібне швидке охолодження після відпуску.

і ударну в'язкість  $KCU = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>. Недоліком сталей є схильність до відпускну крихкості другого роду.

Таблиця 16

**Характеристики конструкційних сталей, що поліпшуються після термообробки, ГОСТ 4543-71**

Група	Марка сталі	Вміст елемента, %					Поріг холодно-ламкості, $T_{50}$ , °С	Критичний діаметр, $D_{95}$ , мм
		С	Мп	Cr	Ni	інші легуючі елементи		
I	40	0,37—0,44	—	—	—	—	-20	10
II	40X	0,36—0,44	—	0,8—1,1	—	—	-40	15
III	30XM	0,26—0,34	—	0,8—1,1	—	0,15—0,25 Mo	-50	25
	40XГ	0,36—0,45	0,9—1,2	0,9—1,2	—	—	-20	25
	30XГC	0,28—0,35	0,8—1,1	0,8—1,1	—	—	-20	25
IV	40XН	0,36—0,44	—	0,45—1,75	1,0—1,4	—	-60	35—40
	40XНМ	0,37—0,44	—	0,6—0,9	1,2—1,6	0,15—0,25 Mo	-70	50
V	38XНЗМФ	0,30—0,42	—	1,2—1,5	3,0—3,4	0,35—0,45 Mo 0,1—0,2 V	-100	100

\*В сталі 30XГC — 0,9—1,2 % Si, в інших сталях — від 0,17 до 0,37 % Si.

До групи IV відносять хромонікелеві сталі, які містять до 1,5 % Ni: 40XН, 40XНМ. Їх критичний діаметр  $D_{95} = 40$  мм. Ці сталі при понижений температурі експлуатації мають більший запас в'язкості, ніж сталі попередніх груп.

До V групи відносять комплекснолеговані сталі, які містять 3—4 % Ni: 38XНЗМ, 38XНЗМФА. Критичний діаметр  $D_{95}$  складає 100 мм при низькій схильності до крихкого руйнування. Із сталей цієї групи виготовляють складні за конфігурацією деталі, що працюють при ударних навантаженнях.

**Високоміцні сталі**

До високоміцних сталей відносять сталі, у яких границя міцності більше 1500 МПа. Високоміцний стан у середньо- і високовуглецевих легованих сталях досягається після гартування і низького відпуску. При цьому знижується пластичність і в'язкість сталей, тому їх використовують у тих випадках, коли за умовами роботи відсутні динамічні навантаження.

Для досягнення високоміцного стану без зниження працездатності конструкцій використовують сталі, що зміцнені термомеханічною обробкою, або такі нові високоміцні матеріали, як мартенситностаріючі сталі (МСС) і ПНП-сталі (ПНП — пластичність, наведена перетворенням).

Високоміцні мартенситностаріючі сталі характеризуються високими значеннями міцності в поєднанні з високою в'язкістю і пластичністю ( $\sigma_s = 2000$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1200$  МПа). Зміцнення сталей досягається за рахунок мартенситного

( $\gamma - \alpha$ )-перетворення і старіння мартенситу. Мінімальний вміст вуглецю (не більше 0,03 %) зменшує схильність цих сталей до крихких руйнувань.

Основним легуючим елементом у сталях є нікель, вміст якого складає 17—26 %. Для ефективного протікання процесу старіння мартенситу сталі додатково легують титаном, алюмінієм, молібденом, ніобієм, а також кобальтом.

Широке розповсюдження має сталь 03Н18К9М5Т, яка містить не більше 0,03 % С, 17—19 % Ni, 7—9 % Со, 4—6 % Мо, 0,5 % Ti. Сталь гартують на повітрі від температури 800—850 °С. Після гартування сталь має структуру безвуглецевого мартенситу із наступними властивостями:  $\sigma_s = 1200$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 1000$  МПа;  $\delta = 20$  %;  $\psi = 75$  %;  $KCU = 2,0$  МДж/м<sup>2</sup>. В загартованому стані сталь добре обробляється тиском, різанням, має високу зварюваність.

Мартенситностаріюча сталь отримує основне зміцнення при відпуску в температурному інтервалі 450—500 °С. Зміцнення пов'язане з виділенням із мартенситу дисперсних частинок інтерметалідів типу Ni<sub>3</sub>Ti, NiTi, Fe<sub>2</sub>Mo, Ni<sub>3</sub>(Ti, Al). Найбільше зміцнення досягається у випадках, коли інтерметалідні фази мають малі розміри і когерентно зв'язані із твердим розчином. Легування кобальтом збільшує ефект старіння. Механічні властивості після старіння:  $\sigma_s = 2000$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1800$  МПа,  $\delta = 12$  %,  $\psi = 50$  %,  $KCU = 0,50$  Мдж/м<sup>2</sup>. При високій міцності сталь зберігає підвищений опір крихкому руйнуванню. В'язкість руйнування  $K_{Ic}$  мартенситностаріючих сталей складає 50—70 МПа·м<sup>1/2</sup>, а в звичайних легуваних сталях при такому значенні межі текучості  $K_{Ic}$  не перевищує 30 МПа·м<sup>1/2</sup>. При температурі -196 °С, сталь має наступні властивості:  $\sigma_s = 2400$  МПа,  $\delta = 10$  %,  $KCU = 0,30$  Мдж/м<sup>2</sup>. Сталь 03Н18К9М5Т теплостійка до 450 °С.

Мартенситностаріючі сталі застосовують у літакобудуванні, ракетобудуванні, тобто в тих галузях, в яких важлива питома міцність, а також у криогенній техніці, де вони знайшли застосування завдяки високій пластичності і в'язкості при низьких температурах.

Високоміцні ПНП-сталі відносяться до класу аустенітних сталей. Одна із марок містить: 0,3 % С, 8—10 % Cr, 8—10 % Ni, 4 % Мо, 1—2,5 Mn, до 2 % Si. Після гартування від 1000—1100 °С і отримання при кімнатній температурі аустенітної структури (точки  $M_s$  і  $M_f$  лежать нижче 0 °С) сталь деформують при 450—600 °С. При деформації відбувається наклеп аустеніту, виділення з нього вуглецю і легуючих елементів з утворенням дисперсних карбідів, тобто дисперсійне зміцнення. Внаслідок збіднення аустеніту цими елементами точка  $M_s$  зміщується в область позитивних температур, а точка  $M_f$  лишається нижче кімнатної температури. У результаті такої обробки ПНП-сталі мають високу міцність ( $\sigma_s \geq 1800$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 1400$  МПа) при високій пластичності ( $\delta \geq 30$  %).

Висока пластичність обумовлена різницею температурних рівнів початку мартенситного перетворення  $M_s$  і початку утворення мартенситу деформації  $M_d$ . Так як точка  $M_n$  нижче, а точка  $M_d$  вище кімнатної температури, то при випробуваннях на розтяг відбувається локалізація деформації, аустеніт тільки на цій ділянці перетворюється в мартенсит і зміцнюється, внаслідок чого деформація

зосереджується в сусідніх об'ємах. Перетворення аустеніту в мартенсит не дає локалізуватися деформації, шийка в зразку при випробуванні на розтяг не утворюється, завдяки чому реалізується висока пластичність сталі.

### Пружинно-ресорні сталі

Пружини та ресори призначені пом'якшувати поштовхи та удари, яким піддають конструкції у процесі роботи. Тому основними вимогами до цих сталей є високі границі пружності, витривалості, та підвищена релаксаційна стійкість зі збереженням пружних властивостей протягом тривалого часу. В ресорах і пружинах пластична деформація не допускається, тому високі значення пластичності і в'язкості менш суттєві.

Високі пружні властивості забезпечуються при вмісті 0,5—0,7 % С і отриманням трооститної структури за рахунок гартування і середнього відпуску при температурі 350—450 °С. Вуглецеві пружинні сталі після термічної обробки на троостит мають  $\sigma_{0,2} \geq 800$  МПа, леговані —  $\sigma_{0,2} \geq 1000$  МПа.

Сталі для пружин і ресор легують кремнієм і марганцем, іноді в сполученні з іншими елементами (табл. 17). Введення кремнію затримує розпад мартенситу при відпуску. Кремній і марганець зміцнюють ферит і підвищують прогартуваність сталі.

Таблиця 17

#### Хімічний склад пружинних сталей, ГОСТ 4543-71

Марка сталі	С, %	Mn, %	Si, %
65	0,62—0,70	0,5—0,8	0,17—0,37
70	0,67—0,75	0,5—0,8	0,17—0,37
65Г	0,62—0,70	0,9—0,2	0,17—0,37
60С2	0,57—0,65	0,6—0,9	1,5—2,0
70С3А	0,66—0,74	0,6—0,9	2,4—2,8
60СГ	0,57—0,65	0,8—1,0	1,3—1,8
40ХФА	0,37—0,44	0,5—0,8	0,17—0,37

Середні властивості вуглецевих пружинно-ресорних сталей після термообробки:  $\sigma_{0,2} = 800—1000$  МПа,  $\sigma_s = 1000—1200$  МПа,  $\delta = 5—8$  %,  $\psi = 25—30$  %, границя витривалості при згинаючому навантаженні 500—650 МПа, в умовах кручення 300 МПа. Значення границі витривалості зменшується при наявності поверхневих дефектів і знеуглецюванні. Після дробоструменевої обробки в поверхневих шарах створюються залишкові стискуючі напруження, які підвищують витривалість. Границя втоми в результаті поверхневого наклепу зростає в 1,5—2 рази.

При легуванні пружинно-ресорних сталей кремнієм та іншими елементами міцність зростає до  $\sigma_s = 1300—1800$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 1100—1600$  МПа при  $\delta = 5—8$  %,  $\psi = 20—35$  %.

Пружини із вуглецевих, марганцевих, кремністих сталей працюють при температурах не більше 200 °С. При нагріванні до 300 °С використовують пружини зі сталі 50ХФА, а при більш високих температурах до 500 °С із сталі 3Х2В8Ф, до 600 °С зі сталі Р18.

Для роботи в агресивних середовищах пружини виготовляють із хромистих корозійностійких сталей типу 40Х13, 95Х18.

### Підшипникові сталі

Деталі підшипників кочення (кільця, кульки, ролики) під час роботи зазнають високих змінних навантажень. Тому сталі, що використовують для їх виготовлення, мають бути міцними, зносостійкими і повинні мати високу границю витривалості. До сталей пред'являють вимоги по мінімальному вмісту неметалічних включень, карбідній неоднорідності і відсутності пористості, так як ці дефекти, знаходячись у поверхневому шарі стають концентраторами напружень і викликають передчасне втомне руйнування.

Кулькові та роликові підшипники виготовляють з високовуглецевих заевтектонічних сталей, що містять 0,95 — 1,15 % С, легованих Сг, що містять від 0,4—0,7 до 1,3—1,55 % Сг.

Сталі маркуються буквами «Ш» і «Х». Після букви «Х» вказують вміст Сг в десятих долях відсотка. Хімічний склад підшипникових сталей наведено в табл. 18.

Таблиця 18

Хімічний склад підшипникових сталей, ГОСТ 801-78

Марка сталі	С, %	Сг, %	Мп, %	Si, %
ШХ4	0,95—1,05	0,35—0,55	0,15—0,30	0,17—0,37
ШХ15	0,95—1,05	1,3—1,65	0,2—0,4	0,17—0,37
ШХ15СГ	0,95—1,05	1,3—1,65	0,9—1,2	0,40—0,65
ШХ20СГ	0,90—1,00	1,4—1,7	1,4—1,7	0,55—0,85

Сталь ШХ4 використовують для виготовлення кульок діаметром до 13,5 мм, роликів діаметром до 10 мм. Із сталі ШХ15 виготовляють кульки діаметром 22,5 мм, ролики діаметром 15 мм. Сталь ШХ15СГ використовують для виготовлення кульок діаметром до 30 мм. Для виготовлення роликів більшого діаметра застосовують сталь ШХ20СГ. Підшипники, що використовують для роботи в агресивних середовищах, виготовляють з нержавіючої сталі 95Х18.

Для деталей великогабаритних підшипників з діаметром понад 400 мм, що працюють при великих ударних навантаженнях, наприклад підшипники прокатних станів, застосовують сталь після цементування марки 20Х2Н4А. При цьому проводять глибоке цементування, отримуючи цементований шар глибиною 5—10 мм.



Термічна обробка підшипникової сталі передбачає операції відпалу, гартування та відпуску. Відпалу при температурі 780—800 °С піддають заготовки після кування з метою знизити твердість і отримати структуру дрібнозернистого перліту. Температура гартування коливається в межах 830—860 °С залежно від масивності виробів — чим більший виріб, тим вища температура гартування. Охолоджують деталі в мастилі (кільця, ролики), у розчині соди або кухонної солі, у воді (кульки). Безпосередньо після гартування їх відпускають при 150—160 °С. Твердість після гартування та відпуску становить *HRC* 62—65, структура — прихованокристалічний мартенсит з рівномірно розподіленими дрібними надлишковими карбідами.

Довговічність підшипників визначається відхиленням від сферичної форми, яке призводить до биття. Ці відхилення ретельно контролюються.

### Зносостійкі сталі

До зносостійких сталей відносять сталь Гадфільда — 110Г13Л. Ця сталь є аустенітно високомарганцевою сталлю, з якої шляхом литва виготовляють деталі, що працюють в умовах зношування і ударних навантажень.

До таких деталей відносять залізничні хрестовини, траки гусеничних машин, зуби ковшів екскаваторів.

Сталь 110Г13Л вмістить 0,9—1,4 % С; 11,5—15,0 % Mn і 0,5—1,0 % Si. Після литва структура складається з аустеніту і надлишкових карбідів марганцю в залізі (FeMn)<sub>3</sub>C. При нагріванні карбіди розчиняються в аустеніті, тому після гартування від температури 1100 °С у воді сталь отримує чисто аустенітну структуру із малою твердістю *HB* 200.

Марганцевий аустеніт при ударних навантаженнях і після деформації в процесі експлуатації набуває твердість до *HRC* 50—55.

В умовах чисто абразивного зношування (наприклад при терті по піску) ефективного наклепу сталі 110Г13Л не відбувається, що приводить до підвищеного зношування деталі. Крім того, недоліком сталі є погана здатність до обробки різанням, тому деталі з неї частіше всього виготовляють литвом без механічної обробки.

Для деталей машин, що працюють в середніх умовах зношування застосовують високовуглецеві інструментальні сталі типу X12, X12M, P18, P6M5 із структурою мартенсит і карбіди.

Низько і середньовуглецеві сталі з різними видами поверхневого зміцнення застосовують для більш легких умов зношування. Зокрема, для деталей, що працюють в умовах граничного змащування (гільзи циліндрів, колінчасті вали та ін.), в яких абразивне зношування проходить одночасно з іншими видами зношування, наприклад, окислювальним. Для протистояння зносу частинками, що є продуктами зношування, деталі з низько- і середньовуглецевих сталей зміцнюють цементацією, азотуванням або поверхневим гартуванням з нагрівом струмами високої частоти. В порядку зростання зносостійкості зміцнені поверхневі шари цих сталей розміщуються в наступній послідовності: загартовані, цементовані, азотовані.

## Розділ 8

### ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ І СПЛАВИ

Інструментальні сплави застосовують для виготовлення трьох основних груп інструменту: різального, вимірювального та штампів. Особливу групу інструментальних матеріалів становлять порошкові тверді сплави.

До різальних інструментів відносять: різці, свердла, мітчики, фрези, пили, протяжки тощо.

Вимірювальний інструмент слугує для перевірки розмірів готових деталей (калібри, шаблони та ін.).

Штампи використовують для деформування металу в холодному (витяжні, згинальні штампи, отворопробивні пуансони, ролики для накатування різі тощо) або в гарячому (кувальні, прошивальні, обрізні) станах.

#### 8.1. СТАЛІ І СПЛАВИ ДЛЯ РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ

В процесі експлуатації різальний інструмент, що працює в умовах тривалого контакту і тертя, повинен зберігати незмінними конфігурацію і властивості різальної кромки. Тому матеріал для виготовлення різального інструменту повинен мати високу твердість понад  $HRC\ 60-62$  і зносостійкість, тобто здатність тривалий час зберігати різальні властивості країки.

Механічна енергія, яка затрачується на процес обробки різанням, переходить у теплову. Тепло, що виділяється, нагріває різець, деталь, стружку і частково розсіюється. Тому основною вимогою до інструментальних матеріалів є висока теплостійкість, тобто здатність зберігати твердість і різальні властивості при тривалому нагріванні в процесі роботи. За теплостійкістю розділяють три групи інструментальних сталей для різального інструменту: нетеплостійкі, напівтеплостійкі і теплостійкі.

При нагріванні до  $200-300\ ^\circ C$  нетеплостійких сталей у процесі різання вуглець виділяється з мартенситу гартування, і відбувається коагуляція карбідів цементитного типу. Це призводить до втрати твердості і зносостійкості інструменту. До нетеплостійкості відносяться вуглецеві і низьколеговані сталі, що містять  $3-4\ \%$  легуючих елементів. Напівтеплостійкими сталями є деякі леговані сталі, що містять понад  $4\ \%$   $Cr$  та інших карбідотвірних елементів і зберігають твердість до температури  $400\ ^\circ C$  наприклад, 9Х5ВФ. Теплостійкі сталі зберігають твердість і зносостійкість при нагріванні до температур дещо вище  $600\ ^\circ C$ .

Вуглецеві і низьколеговані сталі мають порівняно низьку теплостійкість і невелику прогартуваність, тому їх використовують для легких умов роботи при малих швидкостях різання. Швидкорізальні сталі, що мають вищу

теплостійкість і прогартовуваність, застосовують для важких умов роботи. Ще більш високі швидкості різання допускають тверді сплави і керамічні матеріали. Із промислових матеріалів найвищу теплостійкість має нітрид бору — ельбор. Його використання дозволяє обробляти матеріали високої твердості, наприклад загартовану сталь, при великих швидкостях різання.

Різальний інструмент різного призначення виготовляють із різних сталей.

Різи і різцеві головки: фасонні — P18, P12Ф3; довбальні, строгальні, відрізи — P6M5, P12, P9.

Свердла: для обробки металів, твердістю до *HV* 260 — P6M5, P6M3; для обробки металів більшої твердості — P12Ф3; для металів, що важко обробляються — P12Ф3, P12Ф4K5.

Фрези: різьбові — P6M5, P12, P8M3, P18; черв'ячні — P6M5, P12Ф3, P12, P8M3; те саме, для різання з підвищеною швидкістю — P12Ф4K5, P8M3K6C; для різання важкооброблюваних сплавів — P12Ф4K5, P8M3K6C, P9M4K8Ф, P12M3Ф2K8, P6M5, P12, P8M3.

Протяжки діаметром, мм: до 80—100 — P12, P6M5, P12Ф3, P8M3; більше 100 — ХВСГ, P6M5.

Мітчики: машинні — P6M5, P18; ручні — 11ХФ, У11А, У12А.

Плашки круглі: для нарізання м'яких металів — ХВСГ; для нарізання твердих металів — P6M5, P8M3.

Розгортки: машинні — P6M5, P8M3, P12Ф3, P12; для важкооброблюваних сплавів — P8M3K6C; ручні — ХВСГ, P6M5, P8M3.

Зенкери: для обробки м'яких металів — P6M5, P12, P8M3; для обробки твердих металів — P9M4K8Ф, P8M3K6C.

Пили: сегменти до круглих пил і консовочні полотна машинні і ручні — P6M5; для обробки деревини — Х6ВФ, 9ХФ, У10А.

Напилки: для м'яких металів — Х, У13А; для твердих металів — P6M5, P8M3.

Стамески, долота, сокири для обробки деревини — 7ХФ, У7А.

### Вуглецеві сталі

Вуглецеві сталі — це сталі марок У7(У7А)—У13(У13А). Вихідна структура — зернистий перліт. Для отримання високої твердості *HRC* 62—63 сталі гартують у воді. Структура після гартування — мартенсит і цементит. Далі проводять низький відпуск. Висока твердість сталі зберігається при нагріванні до 200 °С. Прогартовується сталь на глибину 10—12 мм. Через низьку прогартовуваність і погану теплостійкість ці сталі застосовують для інструментів малих розмірів при невеликих швидкостях різання матеріалів із низькою твердістю.

За призначенням розділяють вуглецеві сталі для роботи при ударних навантаженнях і для інструменту, що працює без ударних навантажень.

Сталі марок У7—У9 застосовують для виготовлення інструменту при роботі з ударними навантаженнями, від якого вимагається висока різальна здатність (зубила, клейма по металу, деревообробний інструмент).

Сталі марок У10—У13 використовують для виготовлення різального інструменту, який при роботі не зазнає поштовхів, ударів і має високу твердість (напилків, шаберів, гострого хірургічного інструменту та ін.) з цих сталей іноді виготовляють прості штампи холодного деформування.

Термічна обробка вуглецевих інструментальних сталей складається із попередньої і кінцевої.

Попередня термічна обробка полягає у відпалі при 740—760 °С, мета якого — отримати мікроструктуру, що складається зі зернистого перліту. Після наступного гартування при такій вихідній мікроструктурі отримуються найбільш однорідні властивості. Кінцева термічна обробка складається із гартування і низького відпуску. Гартування проводять у воді від 780—810 °С, тобто від температур, що для доєвтектоїдних сталей лежать дещо вище  $A_{c3}$ , а для заєвтектоїдних — нижче  $A_{cm}$ .

У зв'язку з тим, що вуглецеві сталі мають дуже високу критичну швидкість гартування 200—300 °С/с, недопустиме найменше зниження швидкості охолодження при гартуванні. Швидкий розпад аустеніту вуглецевих сталей при проходженні температурного інтервалу 500—550 °С приводить до появи м'яких плям. Тому тільки інструменти малого діаметра після гартування у воді прогартуються наскрізь. Але при цьому в них виникають внутрішні напруження, які можуть викликати значні деформації.

Інструменти великих розмірів гартують у воді, а також водних розчинах солей, кислот і лугів, охолоджувальна здатність яких вища ніж води. Цей інструмент гартується на мартенсит лише в тонкому поверхневому шарі. Структура глибоких шарів представляє собою продукти розпаду аустеніту в перлітному інтервалі температур. Серцевина інструменту з такою структурою є менш крихкою у порівнянні з мартенситною структурою. Тому інструменти, що мають таку серцевину краще переносять поштовхи і удари у порівнянні з інструментами, загартованими наскрізь на мартенсит.

Вуглецеві інструментальні сталі відпускають при температурах не більше 200 °С, щоб не допустити зниження твердості. Твердість інструменту після кінцевої термічної обробки знаходиться в інтервалі  $HRC$  54—64.

### Леговані сталі

Низьколеговані сталі для різального інструменту 13Х6, 9ХС використовуються для роботи при температурах не більше 200—250 °С. Середньолеговані сталі типу 9Х5ВФ, 3Х4В3М3Ф2 мають більш високу теплостійкість 300—500 °С.

Леговані інструментальні сталі мають вищу прогартуваність і зносостійкість ніж прості вуглецеві сталі. Їх гартують у мастилi, що дозволяє зменшити деформацію інструменту. Він може мати більший переріз і більшу довжину.

Низьколегована сталь 13Х використовується для виготовлення інструменту діаметром до 15 мм у зв'язку з її недостатньою прогартуваністю. Із цієї сталі виготовляють хірургічний і гравірувальний інструменти, леза бритв.

Сталі 9ХС, ХВГ, ХВСГ (табл.19) використовують для виготовлення інструментів великого перерізу — свердел, розгорток діаметром 60—80 мм.

Таблиця 19

## Хімічний склад легованих інструментальних сталей, ГОСТ 5950-73

Марка сталі	C, %	Mn, %	Si, %	Cr, %	W, %	V, %
9XC	0,85—0,95	0,30—0,60	1,2—1,60	0,95—1,25	—	—
XBG	0,90—1,05	0,80—1,10	0,15—0,35	0,90—1,20	1,20—1,60	—
XBCГ	0,95—1,05	0,60—0,90	0,65—1,00	0,60—1,10	0,50—1,20	0,15—0,30
9X5BФ	0,85—1,00	0,15—0,40	0,15—0,40	4,50—5,50	0,80—1,20	0,15—0,30

Термічна обробка легованих інструментальних сталей включає гартування від 830—870 °С в мастилі, або ступеневе гартування і відпуск при температурі 200 °С. Твердість після термообробки складає *HRC* 61—65.

## Швидкорізальні сталі

Швидкорізальні сталі дозволяють збільшити швидкість різання у 3—4 рази і збільшити стійкість інструменту в 10—30 разів порівняно з іншими інструментальними сталями. Такі сталі надзвичайно теплостійкі до 600—620 °С, тобто здатні зберегти достатню твердість, зносостійкість і свої різальні властивості при підвищених температурах. Швидкорізальні сталі позначаються буквою «Р». Наступна за нею цифра вказує середній вміст вольфраму у відсотках. Сталі, що містять кобальт, молибден (понад 1 %), ванадій, маркують відповідними буквами «К», «М», «Ф» і цифрами середнього вмісту цих елементів. Вміст хрому (близько 4 % у всіх сталях) у марці не вказують.

Хімічний склад швидкорізальних сталей наведено в табл. 20.

Таблиця 20

## Хімічний склад деяких швидкорізальних сталей, ГОСТ 19265-73

Марка сталі	C, %	Cr, %	W, %	V, %	Mo, %
P18	0,70—0,80	3,8—4,4	17,0—18,5	1,0—1,4	До 1,0
P9	0,65—0,95	3,8—4,4	8,5—10,0	2,0—2,6	До 1,0
P6M5	0,80—0,88	3,8—4,4	5,5—6,5	1,7—2,1	5,0—5,5
P6M3	0,85—0,95	3,0—3,5	5,5—6,5	2,0—2,5	3,0—3,6

Швидкорізальна сталь після гартування і відпуску має структуру високолегованого відпущеного мартенситу з карбідами. Вона зберігає початкову структуру практично незмінною при нагріванні до 600—620 °С.

Втрата твердості при нагріванні обумовлена в першу чергу розпадом мартенситу і коагуляцією карбідів, що виділяються при розпаді. Коагуляція карбідів у вуглецевій і легованій сталях при температурах вище 300 °С веде до швидкої

втрати твердості. Теплостійкість швидкорізальних сталей обумовлена легуванням їх карбідотвірними елементами — вольфрамом, ванадієм і молібденом у кількостях, які достатні для зв'язування майже всього вуглецю в спеціальні карбіди. Розпад мартенситу і коагуляція спеціальних карбідів відбувається при температурах 600—650 °С.

При затвердінні литої швидкорізальної сталі утворюється евтектика, яка нагадує ледебурит і розміщується по межах зерен. Швидкорізальні сталі відносяться до ледебуритного класу. Кування або прокатування використовують для усунення сітки евтектики, подрібнення карбідів, що входять в її склад, і їх рівномірного розподілу в основній матриці.

Після обробки тиском для швидкорізальної сталі проводять ізотермічний відпал, що забезпечує зменшення твердості і полегшення механічної обробки. Сталь витримують при 740 °С до повного перетворення аустеніту в ферито-цементитну суміш сорбіт або перліт.

Високу теплостійкість інструмент із швидкорізальних сталей набуває після гартування і багаторазового відпуску. При нагріванні під гартування необхідно забезпечити максимальне розчинення карбідів і отримання високолегованого аустеніту. Така структура збільшує прогартуваність і дозволяє отримати після гартування мартенсит з високою теплостійкістю. Температура гартування складає для сталі P18 — 1270—1290 °С, P9 — 1220—1240 °С, P6M5 — 1210—1230 °С. Для уникнення утворення тріщин і деформації інструменту за рахунок низької теплопровідності сталей застосовують ступеневий нагрів під гартування в розплавлених солях, а гартування проводять у мастил.

Після гартування структура швидкорізальної сталі складається з високолегованого мартенситу, що містить 0,3—0,4 % С, нерозчинених при нагріванні надлишкових карбідів і біля 30 % залишкового аустеніту. Залишковий аустеніт знижує твердість, різальні властивості сталі, погіршує її здатність до шліфування і його присутність у структурі є небажаною.

При багаторазовому відпуску із залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди, легованість аустеніту зменшується і він перетворюється в мартенсит. У більшості випадків застосовують триразовий відпуск при 550—570 °С протягом 45—60 хв. (рис. 73). Число відпусків може бути скорочено при обробці холодом після гартування, у результаті якої зменшується вміст залишкового аустеніту. Обробленню холодом піддають інструменти простої форми. Твердість після гартування *HRC* 62—63, а після відпуску вона збільшується до *HRC* 63—65.

Для виготовлення інструменту із швидкорізальних сталей застосовують порошки. Вихідний матеріал представляє собою тонко подрібнену стружку швидкорізальної сталі, яку формують у холодному стані з наступним спіканням сформованих заготовок. Спікання проводять у вакуумі при температурі 1200—1250 °С протягом 3—5 годин. Для зменшення пористості порошкову швидкорізальну сталь піддають гарячому штампуванню або гарячому пресуванню. Після цього виріб піддають термічній обробці, яка характерна для даної марки сталі.

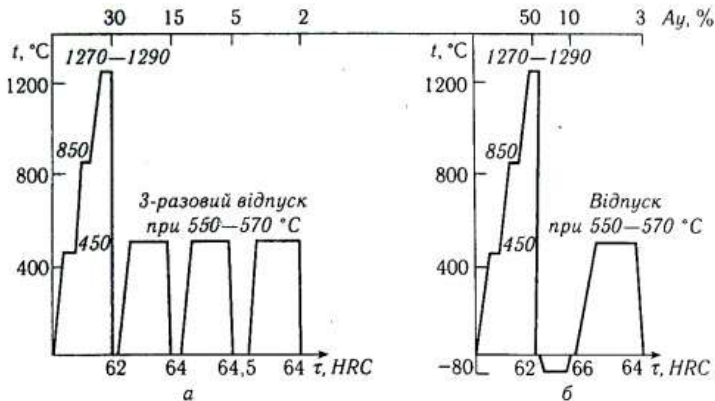


Рис. 73. Режими термічної обробки інструменту із швидкорізальної сталі P18:

- а — гартування і трьохразовий відпуск;  
 б — гартування, обробка холодом, відпуск

Порошкова швидкорізальна сталь має більш високу теплостійкість, ніж сталь, яка виготовлена традиційними методами, і, як наслідок, більш високу зносостійкість. Це пояснюється більш високим легуванням аустеніту елементами, що входять до складу сталі, дрібнодисперсною структурою і рівномірним розподілом карбідної фази. В структурі порошкової швидкорізальної сталі відсутня карбідна неоднорідність. Стійкість швидкорізальної сталі, виготовленої методом порошкової металургії, у 1,5—2 рази вища за стійкість швидкорізальної сталі, отриманої традиційними методами.

### Металокерамічні тверді сплави

Металокерамічні тверді сплави є інструментальними матеріалами, які складаються із карбідів тугоплавних металів і кобальту, який виконує роль зв'язувального компонента. Тверді сплави характеризуються найвищою твердістю і зберігають її при нагріванні до високих температур (рис. 74).

Тверді сплави виготовляють методом порошкової металургії. Застосовують карбіди вольфраму, титану і танталу, а також ніобію і ванадію. Сплави отримують спіканням порошоків карбідів з порошком кобальту, який є зв'язувальним компонентом, при 1400—1550 °C після попереднього пресування.

Тверді сплави виготовляють у вигляді пластин, які мідним припоєм припаюють до держака із звичайної вуглецевої сталі. Тверді сплави застосовують для різців, свердл, фрез та іншого інструменту.

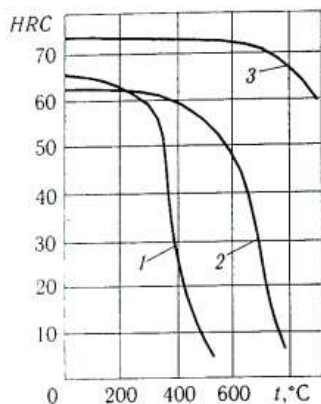


Рис. 74. Залежність твердості інструментальних матеріалів від температури випробування:

- 1 — вуглецева сталь;
- 2 — швидкорізнальна сталь;
- 3 — твердий сплав

мають найбільшу міцність, але більш низьку твердість, ніж сплави інших груп. Вони теплостійкі до 800 °C. Їх застосовують для обробки чавуну, сплавів кольорових металів і різних неметалічних матеріалів, що дають стружку, яка переривається.

Сплави другої групи (двокарбідні) виготовляють на основі карбідів WC і TiC і кобальтової зв'язки. Їх маркують буквами «Т», «К» і цифрами. Цифри після букви «Т» вказують вміст карбідів титану у відсотках, а цифри після букви «К» — вміст Со. Наприклад, сплав Т15К6 містить 15 % TiC, 6 % Со, решта, тобто 79 % WC. Карбід вольфраму розчиняється в карбіді титану при температурі спікання, утворюючи твердий розчин (Ti, W)C, який має більш високу твердість ніж WC. Сплави цієї групи мають більш високу теплостійкість до 900—1000 °C, яка зростає зі збільшенням вмісту карбідів титану. Їх в основному застосовують для високошвидкісної обробки сталей.

Для виготовлення сплавів третьої групи використовують карбіди вольфраму, титану, танталу і порошок кобальту як зв'язуючий компонент. Ці сплави маркують буквами «ТТК» і цифрами. Цифра, що стоїть після букв «ТТ», вказує сумарний вміст карбідів титану TiC і тантану TaC, а цифра, що стоїть після букви «К» — вміст кобальту. Наприклад, у сплаві ТТ7К12 міститься 4 % TiC, 3 % TaC, 12 % Со і 81 % WC. В структурі сплаву присутні карбіди, які є твердим розчином (Ti, Ta, W)C і надлишкові карбіди WC. Сплави цього типу мають більш високу міцність, ніж сплави другої групи і кращий опір ударним навантаженням, вібрації

Інструменти із металокерамічних твердих сплавів характеризуються високою твердістю HRA 80—97, зносостійкістю у поєднанні з високою теплостійкістю до 800—1000 °C. Їх недоліком є висока крихкість.

Швидкість різання твердими сплавами у 5—10 разів вища швидкості різання швидко-різальними сталлями.

В залежності від складу карбідної основи розрізняють три групи твердих сплавів: вольфрамові, титанвольфрамові і титантантал-вольфрамові.

Вольфрамові тверді сплави виготовляють на основі карбиду вольфраму WC і Со. Сплави цієї групи називають однокарбідними і позначають буквами «ВК» і цифрою, що вказує вміст Со у відсотках. Наприклад, сплав ВК2 містить 2 % Со і 98 % WC. Вміст Со може змінюватись (сплави ВК6, ВК8, ВК10). Чим більший вміст Со, тим вища міцність, хоча і дещо нижчою є твердість сплаву. Тверді сплави вольфрамової групи



і викришуванню. Їх застосовують для більш важких умов різання (чорнове точіння сталевих злиwkів, поковок, вилиwkів).

Загальним недоліком сплавів, що розглядаються, крім високої крихкості є підвищена дефіцитність вихідної вольфрамової сировини — основного компонента, який визначає їх підвищені фізико-механічні характеристики. Тому перспективним напрямком є використання безвольфрамових твердих сплавів. Добре себе зарекомендували сплави, в яких основою є карбід титану, а як зв'язувальний компонент — Ni і Mo. Вони маркуються буквами КТС і ТН. Тверді сплави КТС-1 і КТС-2 містять 15—17 % Ni і 7—9 % Mo відповідно, решта — TiC. В твердих сплавах типу ТН-20, ТН-25 і ТН-30 як зв'язувальний компонент застосовується нікель в кількості 16—30 %. Концентрація молібдену складає 5—9 %, решта — також карбід титану. Твердість подібних сплавів складає *HRA* 87—94, сплави мають високу зносостійкість і опір корозії. Їх використовують для виготовлення різального інструменту і швидкохідних деталей технологічного обладнання.

Особливо тверді інструментальні матеріали створені на основі нітриду бору і нітриду кремнію. В них відсутня пластична металева зв'язка. Вироби з цих матеріалів виготовляють або за допомогою вибуху, або в умовах надвисоких тисків і високих температур. Вироби з нітридів бору і кремнію використовують як матеріал інденторів (наконечників) для вимірювання твердості тугоплавких матеріалів у інтервалі температур 700—1800 °C, абразивного матеріалу, а також як сировину для виготовлення надтвердих матеріалів, що застосовуються для оснащення різальної частини інструментів, якими обробляють загартовані сталі, тверді сплави, склопластики, кольорові метали. Вони мають високу твердість *HRA* 94—96, міцність, зносостійкість, теплопровідність, високу стабільність фізичних властивостей і структури при підвищенні температури до 1000 °C. Їх перевагою є доступність і низька ціна, завдяки чому їх використовують для заміни твердих сплавів із вольфрамом.

Для виготовлення полірувальних паст і шліфувальних кругів застосовують абразивні матеріали. Вони являють собою порошки, скріплені зв'язкою або нанесені на гнучку основу — тканину або папір. Абразивні матеріали є природні і штучні. До природних відносять алмази, гранати, корунди; до штучних — штучні алмази, гексагональний нітрид бору (ельбор), карборунд.

### Сталі та сплави для деревообробного інструменту

Вуглецеву інструментальну сталь У7, У8, У9, У10 застосовують для інструменту, який працює під невеликим навантаженням на малих швидкостях (ручний різальний інструмент). З вуглецевої високоякісної інструментальної сталі У7А, У8А, У9А, У10А виготовляють верстатний різальний інструмент.

Легована інструментальна сталь призначена для інструментів, що працюють на високопродуктивних верстатах і інструментів спеціального призначення (пили, ножі, фрези зі вставними різцями тощо).

Марки деяких легованих інструментальних сталей: 65ХВ, ХВГ, ХВСГ, 9Х5ВФ, 9ХС, Х12М.

Швидкорізальна сталь — матеріал переважно металорізального інструменту, проте з неї виготовляють і деревообробний інструмент, який інтенсивно нагрівається (різці токарно-котушкових автоматів, ножі високопродуктивних стругальних верстатів тощо), та інструменти для обробки клеєних деталей. Серед цих сталей слід відзначити сталь Р18 нормальної продуктивності.

Літі тверді сплави (стеліти, сормайти) займають проміжне положення між швидкорізальними сталлями та твердими сплавами. Стеліти застосовують у вигляді наплавки на різальну частину інструмента автогенним або дуговим зварюванням. Зносостійкість такого інструменту в 2—3 рази вища, ніж в інструменту з швидкорізальної сталі.

Марки стелітів: В2К містить 32 % Сг, 15 % W, 45 % Со та ін. і В3К містить 29 % Сг, 4 % W, 60 % Со та ін.

Зносостійкість дискових пил, наплавлених сормайтом, у 4—5 разів вища порівняно зі зносостійкістю легованої сталі 85ХФ. Марки сормайтів: № 1 містить 30 % Сг, 32 % Fe та ін., № 2 містить 15 % Сг, 81 % Fe та ін.

Порошкові тверді сплави застосовують в основному для обробки шаруватих пластиків та інших клеєних матеріалів з дерева, де клейовий прошарок діє як абразивний матеріал, швидко затуплює лезо інструментів з цієї сталі. Марки порошкових твердих сплавів, що застосовуються для виготовлення дереворізальних інструментів: ВК6 містить 94 % WC, 6 % Со, ВК8 містить 92 % WC, 8 % Со, ВК10 містить 90 % WC, 10 % Со, ВК15 містить 85 % WC, 15 % Со, ВК20 містить 80 % WC, 20 % Со.

Виготовляють дереворізальні інструменти також із мінералокерамічних пластинок. Вони являють собою пресований матеріал з корундових зерен  $Al_2O_3$ , наприклад ЦМ322. Зносостійкість таких пластинок порівняно з легованою сталлю більша у 5—6 разів. Проте вони надто крихкі, тому широкого застосування у практиці деревообробки не знайшли.

Вибір марки сталі для дереворізального інструменту залежить від умов роботи.

*Пили.* Пили виготовляють з легованих сталей 9ХФ або 65ХФ, а вузькі столярні пили також з інструментальної вуглецевої сталі.

*Ножі.* Ножі поздовжньо-фрезерних верстатів виготовляють переважно зі сталей 9Х5ВФ, 85Х4В4Ф.

*Фрези.* Фрези для високопродуктивних верстатів і для обробки твердих порід дерева виготовляють зі сталей Х12Ф, Х6ВФ. Для кінцевих фрез рекомендують сталі Р9, Р9Ф2КТ або Х12Ф.

*Свердла.* Свердла для неглибоких отворів роблять переважно зі сталі У9А—У10А. Свердла для свердління твердих порід шаруватої пресованої деревини, фанери або висвердлювання сучків виготовляють зі сталей Х5ВФ, 9ХС, швидкорізальної сталі Р9 або пластинок — із твердих сплавів.

Довбальні (гніздоутворювальні) інструменти. Квадратні долота виготовляють зі сталі У7А—У8А, для обробки твердих порід — зі сталі 85ХФ, гніздові довбальні фрези — зі сталі 9ХФ.

Токарні різці. Для токарних різців застосовують сталі У8А—У10А; для високопродуктивних токарних автоматів типу котушкових — сталі Х12, Х12Ф, Р9 або Р9Ф2К5. Сталь Х12Ф є заміником сталі Р18. Ручний різальний інструмент для рубанкових залізок, стамесок, доліт, бурів, центрових свердел звичайно виготовляють з якісної вуглецевої сталі У7—У8.

## 8.2. СТАЛІ ДЛЯ ВИМІРЮВАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ

Сталі цього призначення повинні мати високу твердість і зносостійкість, зберігати постійність форми і розмірів протягом терміну експлуатації. Крім того, вони повинні мати високу оброблюваність різанням для отримання високого класу чистоти поверхні і незначну деформацію при термічній обробці.

Для вимірювального інструменту в більшості випадків застосовують високовуглецеві сталі У8—У12 і низьколеговані сталі марок Х, ХВС, ХВГ, 9ХС, що містять біля 1% С і до 1,5% Сг. Їх твердість після термообробки повинна бути не менше *HRC* 60—64.

Після термічної обробки в структурі високовуглецевих сталей присутній залишковий аустеніт, що обумовляє їх нестабільність. Для забезпечення високої твердості сталі і стабільності розмірів інструменту в процесі експлуатації проводиться спеціальна термічна обробка. Вона складається із гартування в мастилі. Для інструментів підвищеної точності застосовують додаткову обробку холодом при температурі  $-80^{\circ}\text{C}$  і тривалий до 30 год низькотемпературний відпуск — старіння при  $120\text{—}170^{\circ}\text{C}$ . Нагрівання до більш високої температури є недопустимим за рахунок зниження твердості і зносостійкості інструменту. Тривалий відпуск запобігає процесам старіння і розпаду мартенситу під час терміну експлуатації інструменту. Для вимірювального інструменту великого розміру і складної геометрії використовують сталі, що азотуються, типу 38Х2МЮА.

## 8.3. ШТАМПОВІ СТАЛІ

Штампові сталі застосовують для виготовлення штампів холодного і гарячого деформування, пуансонів, матриць, фільтер, прес-форм для литва під тиском. Хімічний склад деяких з них наведено у табл. 21.

В залежності від температурних умов експлуатації розділяють штампові сталі для деформування в холодному і гарячому стані.

Хімічний склад штампових сталей, ГОСТ 5950-73

Марка сталі	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %
<i>Для деформування в холодному стані</i>				
X6ВФ	1,05—1,15	0,15—0,35	0,15—0,40	5,5—6,5
X12	2,0—2,20	0,15—0,35	0,15—0,40	11,5—13,0
X12М	1,45—1,65	0,15—0,35	0,15—0,40	11,0—12,5
X12Ф1	1,25—1,45	0,15—0,35	0,15—0,40	11,0—12,5
Марка сталі	W, %	V, %	Mo, %	Ni, %
X6ВФ	1,1—1,5	0,5—0,8	—	—
X12	—	—	—	—
X12М	—	0,15—0,3	0,4—0,6	—
X12Ф1	—	0,7—0,9	—	—
Марка сталі	C, %	Si, %	Mn, %	Cr, %
<i>Для деформування в гарячому стані</i>				
7Х3	0,65—0,75	0,15—0,35	0,15—0,40	3,2—3,8
5ХНМ	0,50—0,60	0,15—0,35	0,50—0,80	0,5—0,8
4ХМФС	0,37—0,45	0,50—0,80	0,50—0,80	1,5—1,8
3Х2В8Ф	0,30—0,40	0,15—0,40	0,15—0,40	2,2—2,7
Марка сталі	W, %	V, %	Mo, %	Ni, %
7Х3	—	—	—	—
5ХНМ	—	—	0,15—0,3	1,4—1,8
4ХМФС	—	0,3—0,5	0,9—1,2	—
3Х2В8Ф	7,5—8,5	0,2—1,2	—	—

\*Вміст S і P повинен бути менше 0,03% у всіх сталях.

### Сталі для штампів холодного деформування

Сталі цього типу повинні мати високу твердість і зносостійкість, високу міцність і задовільну в'язкість для роботи при ударних навантаженнях. У залежності від призначення, штампові сталі для деформування в холодному стані поділяють на три групи.

До першої групи відносяться сталі для витяжних і вирубних штампів. Основні вимоги до цих сталей — висока твердість і зносостійкість. Для виготовлення штампів цього типу застосовують вуглецеві сталі марок У10—У12 і низьколеговані сталі Х, ХВГ, ХВСГ. Після неповного гартування їх відпускають

при 150—180 °С на твердість *HRC* 60. У результаті несущільної прогартованості, на поверхні утворюється твердий зносостійкий шар, порівняно в'язка серцевина, що дозволяє працювати штампу при помірних ударних навантаженнях.

Сталі із підвищеним вмістом 6—12 % Сг, такі як Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1 мають більш високу зносостійкість і глибоку прогартовуваність. Висока твердість цих сталей обумовлена присутністю в структурі великої кількості карбиду хрому Сг<sub>7</sub>С<sub>3</sub>. Але підвищений вміст Сг приводить до зростання карбідної неоднорідності. Структура і властивості високохромистих сталей у значній мірі визначаються правильним вибором режиму термічної обробки, особливо температури гартування. З її збільшенням зростає концентрація С і Сг в аустеніті, що спричиняє підвищення твердості мартенситу. Але при гартуванні з надто високою температурою в структурі зростає вміст залишкового аустеніту, і твердість сталі падає (рис. 75). Після гартування проводять низький відпуск на твердість *HRC* 61—63.

Високі властивості мають сталі Х12Ф4М, Х6Ф4М. Мо і V, додатково введені в склад сталей, сприяють отриманню дрібнозернистої структури. Зносостійкість штампів із сталі Х12Ф4М у 1,5—2 рази вища зносостійкості штампів зі сталі Х12М.

Другу групу складають сталі для штампів холодного видавлювання, які працюють в умовах великих тисків. Ці сталі повинні мати високий опір деформації і високу міцність. Присутність у структурі залишкового аустеніту є недопустимим. Для його усунення проводять високий відпуск при температурах вище 500 °С. Хоча із цих сталей виготовляють штампи для холодного деформування, вони мають високу теплостійкість, зокрема сталь 6Х4М2ФС.

До третьої групи відносять сталі з яких виготовляють штампи, що працюють при високих ударних навантаженнях (наприклад, штампи для операцій висадки і карбування). Складність створення таких сталей полягає в тому, що для підвищення твердості необхідно збільшити вміст вуглецю, що приводить до зниження ударної в'язкості. У більшості випадків для цих штампів використовують сталі 7Х3 і 6Х3ФС, які мають вищу стійкість.

### Сталі для штампів гарячого деформування

Штампіві інструменти для гарячого формоутворення працюють у важких умовах. Матеріал штампів контактує з гарячим металом і нагрівається, причому нагрівання чергується з охолодженням.

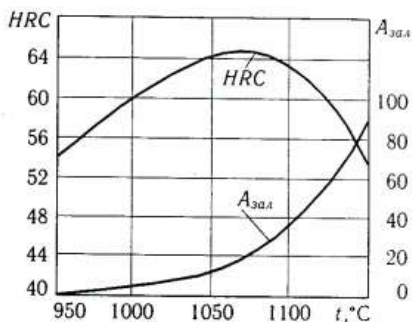


Рис. 75. Залежність твердості і кількості залишкового аустеніту в сталі Х12Ф1 від температури гартування

Матеріал для гарячих штампів повинен задовільняти комплексу вимог. До них відносять високу міцність не менше 1000 МПа і теплостійкість, яка дозволяє зберегти твердість і міцність при тривалій температурній дії. Сталі повинні мати також високу в'язкість, щоб запобігти руйнуванню при ударному навантаженні, і опір термічній втомі, тобто здатність витримувати багаторазові нагрівання і охолодження без утворення сіткі тріщин. Сталі повинні бути окалиностійкими і мати високу прогартовуваність.

У відповідності зі вказаними вимогами для штампів гарячого формоутворення використовують леговані сталі, що містять 0,3—0,6 % С. Вони піддаються гартуванню і відпуску при 550—680 °С з метою отримання трооститної і трооститно-сорбітної структури.

Для молотових штампів застосовують сталь 5ХНМ і її аналоги: 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ. Після гартування і відпуску при 550 °С сталь 5ХНМ при кімнатній температурі має наступні механічні властивості:  $\sigma_s = 1200\text{—}1300$  МПа,  $\delta = 10\text{—}12$  %,  $KCU = 0,4$  МДж/м<sup>2</sup>. При нагріванні до 500 °С  $\sigma_s = 850\text{—}900$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 600\text{—}650$  МПа. При температурах експлуатації вище 500 °С стійкість інструменту зі сталі 5ХНМ різко падає.

Добре зарекомендували себе на машинобудівних заводах сталі 4ХМФС, 5Х2СФ і 4ХСНМЦР. Впровадження цих сталей замість 5ХНМ для штампування вуглецевих і низьколегованих сталей підвищує стійкість інструменту в 2—3 рази. Для виготовлення великогабаритних пресових і молотових штампів застосовують сталь 5Х2НМФС, що забезпечує підвищення стійкості інструменту більше ніж у два рази.

Для прес-форм литва під тиском і пресування кольорових металів і сплавів до останнього часу використовували сталь 3Х2В8Ф. Її недоліком є низька технологічність, що обмежує можливості її застосування для виготовлення інструменту значних розмірів. Крім того сталь 3Х2В8Ф чутлива до ударних навантажень і містить значну кількість дорогого і дефіцитного вольфраму.

Для виготовлення прес-форм литва під тиском мідних і алюмінієвих сплавів, а також виготовлення прес-шайб і внутрішніх втулок контейнерів при пресуванні сплавів застосовують сталь 3Х2М2Ф. Використання цієї сталі дозволяє підвищити стійкість інструменту в 1,5—3 рази.

Для виготовлення прес-штампів, втулок контейнерів і матриць великих розмірів на заводах застосовують сталі 3ХВ4СФ і 4ХСН2МВФ.

В умовах роботи при температурах 700—800 °С використовують інструмент, який виготовляється із сталей нового класу, що мають аустенітне перетворення, яке регулюється при експлуатації. Прикладом такої сталі є сталь 4Х2Н5М3К5Ф, яка має технологічні переваги сталей на феритній основі, а також високу експлуатаційну стійкість характерну для жароміцних аустенітних сталей і сплавів.

Для підвищення твердості при високих температурах використовують хіміко-термічну обробку: азотування, дифузійне хромування, борування. У деяких випадках на поверхнях гравюри штампів із газової фази проводять осаджування карбідів титану, що мають особливо високу твердість.

## СТАЛІ ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ФІЗИЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

### 9.1. МАГНІТНІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

Основними характеристиками магнітних сталей і сплавів є такі магнітні властивості: залишкова магнітна індукція  $B_r$  (у Т); коерцетивна сила  $H_c$  (в А/м) і магнітна проникливість  $\mu = B/H$  (Г/м), де  $B$  — число магнітних силових ліній, що проходять через  $1 \text{ м}^2$  перерізу зразка;  $H$  — напруженість магнітного поля, намагнічувальна сила.

Якщо магнітна проникність більша від одиниці, то такі тіла називаються парамагнетиками, якщо менше одиниці — діамагнетиками. Окремим випадком парамагнетних тіл є феромагнітні тіла — залізо, нікель і кобальт, магнітна проникність яких набагато більша, ніж у інших парамагнітних тілах.

Залишкову індукцію  $B_r$  і коерцетивну силу  $H_c$  характеризують кривою намагнічування (петля гістерезису, рис. 76). Під час намагнічування феромагнітних матеріалів магнітна індукція  $B$  з підвищенням напруженості магнітного поля  $H$  змінюється по кривій  $OA$ . Якщо параметр  $H$  зменшити, то магнітна індукція спадатиме не по кривій  $OA$ , а більш повільно — по кривій  $AC$  — і повністю не зникне. Магнітну індукцію  $CO = B_r$ , що залишилася, називають залишковою. Залишковий магнетизм знижується зі зміною напрямку намагнічувального струму внаслідок дії певного негативного поля —  $H = OD$ . Негативне поле  $OD = H_c$  називають коерцетивною силою.

Якщо після досягнення максимального негативного значення  $B$  і  $H$  (точка  $E$ ) змінювати  $H$  у зворотному напрямку, то параметри  $H$  і  $B$  змінюватимуться по кривій  $EA$  і врешті-решт утвориться гістерезисна петля.

Магнітні сплави залежно від значень коерцитивної сили і магнітної проникності ділять на магнітотверді — сплави з великою

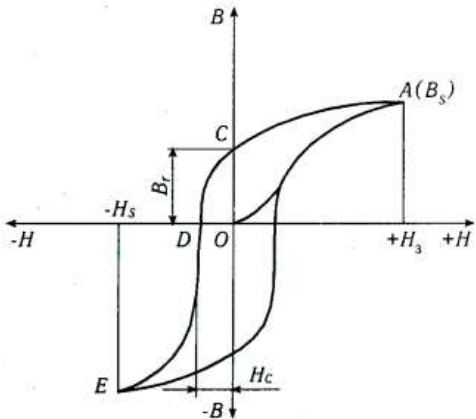


Рис. 76. Петля гістерезису феромагнетика

коерцитивною силою  $H_c > 4$  кА/м і низькою магнітною проникністю (їх застосовують для постійних магнітів) і магнітом'які, для яких характерна мала коерцитивна сила  $H_c < 4$  кА/м і висока магнітна проникність (трансформаторна і динамо-сталі).

### Магнітотверді сталі та сплави

Такими матеріалами є високовуглецеві сталі, леговані сталі та спеціальні сплави. Щоб коерцитивна сила  $H_c$  була високою, сталі повинні мати нерівномірну структуру, звичайно — мартенсит зі значною кількістю дефектів будови (дислокацій, блоків, меж зерен тощо), які спричиняють внутрішні напруження і спотворення кристалічної решітки.

Вуглецеві сталі У10—У12 після гартування мають досить високу коерцитивну силу  $H_c = 4,8—5,2$  кА/м, проте вони прогартовуються на невелику глибину, тому їх застосовують для виготовлення магнітів перерізом 4—7 мм.

Хромисті сталі ЕХ, ЕХЗ порівняно з вуглецевими прогартовуються значно глибше, тому з них виготовляють дещо більші магніти. Магнітні властивості цих сталей такі самі, як і вуглецевих. Хромокобальтові сталі, наприклад ЕХ5К5, мають кращі магнітні показники:  $H_c \geq 8$  кА/м.

Спеціальні Fe—Ni—Co магнітні сплави, зокрема сплав ЮНДК40Т8АА містить 14 % Si, 7,5 % Al, 40 % Co, 3,5 % Cu, 7,5 % Ti, 0,25 % Si, характеризується надзвичайно високою коерцитивною силою  $H_c = 144$  кА/м, що дозволяє виготовляти з них сильні магніти невеликих розмірів. Їх називають сплави «альніко» і маркують тими ж буквами, що і сталі. Букви в кінці марки характеризують структуру сплаву: БА — означає, що сплави мають стовпчасту структуру, АА — монокристалічну структуру.

Магнітні сплави дуже тверді, але крихкі й обробляються тільки шліфуванням і електроерозійним способом. Магніти з цих сплавів виготовляють литтям або спіканням з порошку.

### Магнітом'які сталі та сплави

До них відносять: електротехнічне залізо (армко-залізо), електротехнічну сталь, залізонікелеві сплави (пермалой) і ферити. Електротехнічне залізо або низьковуглецева тонколистова сталь марок Э, ЭА, ЭАА\* містить не більше 0,4 % С, має високу магнітну проникність і малу коерцитивну силу:  $H_c = 64—96$  А/м. Застосовують його для виготовлення осердь, полюсних наконечників електромагнітів тощо.

Електротехнічна сталь містить до 4,8 % Si. Розчиняючись у фериті, Si сильно спотворює кристалічну решітку і тим самим істотно збільшує магнітну проникність і знижує коерцитивну силу.

Набагато кращі магнітні властивості в крупнозернистій листовій електротехнічної сталі з розташуванням зерен переважно вздовж листа.

Марки електротехнічної гарячекатаної сталі за вмістом Si ділять на чотири групи: низьколеговану 0,8 %—1,8 % — Э11, Э12, Э13; середньолеговану 1,8 %—

\* Э, ЭА, ЭАА — позначення російською мовою



2,8 % — Э21, Э22; підвищенолеговану 2,8%—3,8% — Э31, Э32; високолеговану 3,8%—4,8% — Э41—Э48.

Перша цифра у позначенні вказує на середній вміст Si %, друга — гарантовані електричні та магнітні показники. Сталі групи Э1 і Э2 називають динамними, а сталі групи Э3 і Э4 — трансформаторними. Динамні сталі містять менше кремнію, тому порівняно з трансформаторними пластичніші, проте менш магнітом'які.

Трансформаторна сталь відноситься до феритного класу сталей і має високі магнітні характеристики, хоча більш крихка.

Залізонікелеві сплави (пермалой) містять 45. — 80 % Ni, і їх додатково легують Cr, Si, Mo. Магнітна проникність у цих сплавів дуже висока. Найкращі властивості має пермалой марки 79НМ, що містить 79 % Ni, 4 % Mo. Пермалой використовують в апаратурі, що працюють у слабких магнітних полях (апаратура зв'язку).

Ферити — магнітом'які матеріали, які отримують змішуванням порошоків оксиду заліза  $Fe_2O_3$  і оксидів двовалентних металів ZnO, NiO, MgO та ін. У феритів дуже високий питомий електричний опір  $\rho = 10^{10}$  Ом·м, що визначає їх застосування в пристроях, які працюють в області високих і надвисоких частот.

## 9. 2. СПЛАВИ ІЗ ЗАДАНИМ КОЕФІЦІЄТОМ ТЕПЛООВОГО РОЗШИРЕННЯ

Сплави містять велику кількість нікелю. Сплав 36Н (інвар) майже не розширюється в інтервалі температур від  $-60$  до  $+100$  °С, тобто його коефіцієнт теплового розширення в цьому інтервалі близький до нуля. Інвар застосовують для деталей приладів, які не повинні змінювати своїх розмірів у межах кліматичних перепадів температур (геодезичні прилади, маятники хронометрів, еталони довжини). *Інвар* — це сплав Fe — Ni, який містить 0,5 % С і 36 % Ni. Сплав 29НК (ковар) має коефіцієнт теплового розширення в інтервалі температур від  $-70$  до  $+420$  °С такий, як у скла. З нього виготовляють деталі, які впаюють у скло при створенні вакуумно-щільних спаїв, наприклад, у телевізійних кінескопах. *Ковар* — це сплав на основі Fe, який містить 29 % Ni і 18 % Co.

Залежність розширення металу від температури має криволінійний характер (рис. 77). Коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha$  залізонікелевих сплавів зі збільшенням кількості нікелю змінюється досить складно (рис. 78). Виявляється, що у заліза коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha = 11,3 \cdot 10^{-6}$ . Сплав з 25% Ni

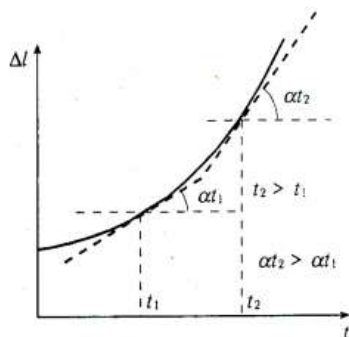


Рис. 77. Приріст довжини  $\Delta l$  сплавів при підвищенні температури

має вже в два рази більший коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha = 20 \cdot 10^{-6}$ , а сплав з 36% Ni — у вісім разів менший  $\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6}$ .

Цікавою є й температурна залежність коефіцієнта лінійного розширення залізнікелевих сплавів (рис. 79).

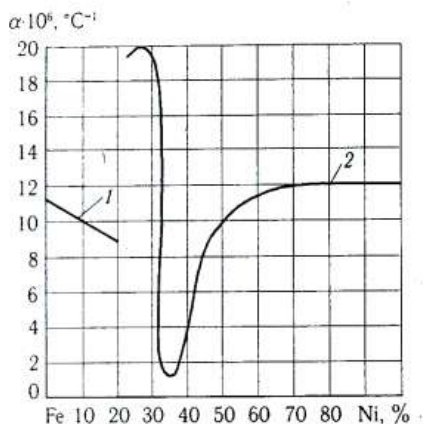


Рис. 78. Залежність коефіцієнта лінійного розширення від вмісту нікелю в залізнікелевих сплавах:  
1 — α-фаза; 2 — γ-фаза

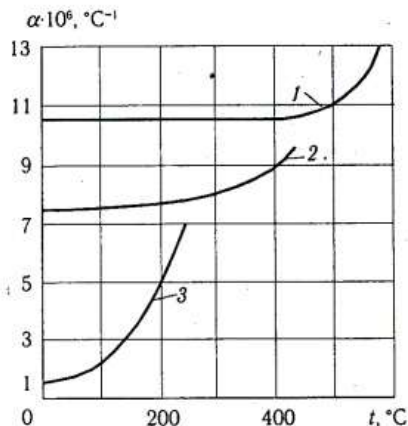


Рис. 79. Температурна залежність коефіцієнта розширення сплавів Fe—Ni.  
Вміст Ni:  
1 — 50%; 2 — 42%; 3 — 36%

### 9.3. СПЛАВИ З ВИСОКИМ ЕЛЕКТРИЧНИМ ОПОРОМ

Сплави з високим електричним опором застосовують для виготовлення нагрівальних елементів і реостатів (реостатні сплави). Метали для нагрівальних елементів мають бути жаростійкими, повинні мати високий електричний опір і задовільну пластичність у холодному стані. Цим вимогам відповідають залізохромоалюмінієві сплави, наприклад марок X15H60 — фероніхром, X20H60 — ніхром. Жаростійкість нагрівачів із залізохромоалюмінієвих сплавів вища, ніж із ніхромів. Сплави X13Ю4, X15H60, X20H80 у вигляді дроту і стрічки застосовують для побутових приладів, а також для промислових і лабораторних печей — сплав 0X23Ю5.

Матеріали для реостатів повинні мати високий електричний опір, малий температурний коефіцієнт опору в області високих температур і незмінні в часі електричні властивості. Даним вимогам відповідають мідно-нікелеві сплави МНМц 3-12 (манганін) і МНМц 40-1,5 (константан).

Усі сплави з високим опором відносяться до твердих розчинів.

## Розділ 10

### ПОРОШКОВІ СПЛАВИ

Сплави, отримані з металевого порошку шляхом пресування і спікання, називають порошковими, а спосіб їх утворення — порошковою металургією. Інколи такі сплави порівнюють з металокерамічними, оскільки вони надто вже схожі з керамічними виробами за технологією виготовлення.

Порошкова металургія дає змогу створювати матеріали з особливими властивостями, чого ніяк не вдається досягти іншими способами (зокрема, пористі самозмашувальні підшипники), отримати сплави з таких несплавлюваних металів, як W і Cu, виготовляти багатокомпонентні суміші тощо. Вона дозволяє підвищити коефіцієнт використання металів до 0,7—0,9, збільшити продуктивність праці та зменшити собівартість деталі порівняно із звичайною технологією, незважаючи на більшу вартість металевих порошоків (скорочення або повне вилучення механічної обробки, забезпечення кращих експлуатаційних показників). Через високу вартість прес-форм та іншого обладнання виготовляти деталі машин і приладів методом порошкової металургії доцільно лише за умови масового виробництва.

#### Виробництво порошкових сплавів

Технологічний процес виробництва порошкових сплавів передбачає отримання порошоків, підготовку шихти, пресування та спікання заготовки.

Отримання порошоків: механічне подрібнення залізної і сталеві стружки; відновлення з оксидів тугоплавких металів (W, Mo та ін.); розпилення рідкого металу (Al, Cu, Sn та ін.) стиснутим повітрям; електролітичне осадження (Cu, Sn, Fe та ін.).

Підготовка шихти: очищення порошку від забруднень, сушіння, додаткове подрібнення, відпал (для зняття наклепу, поліпшення однорідності металів у захисній або відновній атмосфері), класифікація за розміром з використанням сит, змішування.

Пресування: проводять у штампах — прес-формах при тиску 98—558 МПа (10—60 кг/мм<sup>2</sup>). Під час пресування відбувається механічне зчеплення часток порошоків.

Спікання заготовок: відновлення оксидів на металевих частках, міцний контакт, зняття внутрішніх напружень і спотворень кристалічної решітки, рекристалізація, дифузія. Унаслідок спікання маломіцні механічні зв'язки між частками порошку замінюються міцнішими міжатомними зв'язками.

Заготовки спікають у печах у захисній атмосфері. Температура спікання заготовок, запресованих з порошку одного металу становить приблизно 75 % температури плавлення даного металу. Наприклад, для Fe ця температура складає 1100—1200 °C, а для Cu — 800—900 °C, для Mo — 2100—2300 °C.

Спінання різних порошків відбувається за температури, що перевищує температуру найбільш легкоплавкого компонента. Триває процес спінання звичайно 1—3 год.

Іноді пресування і спінання об'єднують в одну операцію. У цьому разі занижують тиск (всього 5—10 % тиску звичайного пресування) і температуру (на 10—30 % нижчу від температури спінання холоднопресованих заготовок).

### Застосування порошкових сплавів

Відповідно до призначення порошкові сплави ділять на антифрикційні, фрикційні, пористі, щільні, тугоплавкі, електротехнічні та тверді. В антифрикційних сплавах пори займають до 20—30% об'єму (табл. 22). Часто в сплави вводять 1—3% С, який заповнює пори і є твердим мастилом. Міцність фрикційних сплавів не дуже висока тому тонкий шар сплаву з'єднується (здебільшого спінанням під тиском) зі сталевую основою (диском, стрічкою). У пористих сплавах об'єм пор сягає 80 % загального об'єму виробу.

Таблиця 22

Застосування і склад порошкових сплавів

Сплав	Призначення	Вихідні матеріали (порошки)
Антифрикційний	Підшипники ковзання (містять до 30% пор від загального об'єму)	Залізо: залізо і графіт; бронза і графіт
Фрикційний	Гальмові диски, муфти зчеплення	Залізо, мідь, азбест та ін.
Пористий	Фільтри (містять до 10% пор від загального об'єму)	Бронза, латунь, нікель та ін.
Щільний	Деталі машин, вимірювальний інструмент	Сталь, бронза, латунь, алюміній та ін.
Тугоплавкий	Дріт для ламп, контакти, деталі приладів	Вольфрам, молібден та ін.
Електротехнічний	Контакти	Мідь і графіт; бронза, графіт та ін.
Твердий	Різальний інструмент, деталі бурів	Карбіди вольфраму і кобальт; карбіди молібдену і кобальт та ін.

## КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ І СПЛАВИ

## Алюміній та його сплави

Алюміній — другий, широко поширений (після заліза) метал у сучасній техніці. Датський учений Х. Ерстед у 1825 році, діючи амальгамою калію на безводний хлористий алюміній  $AlCl_3$ , і потім відганяючи ртуть, дістав відносно чистий алюміній. Температура плавлення алюмінію  $660^\circ C$ , його кристалічна решітка — гранецентрований куб (ГЦК), густина  $2699 \text{ кг/м}^3$ . Al має високу електропровідність, яка складає 65 % від електропровідності Cu. Залежно від чистоти розрізняють алюміній особливої чистоти А999 (99,99 % Al), високої чистоти А995 (99,995 % Al) і технічної чистоти А8, А7, А5 і т. д. Чистий Al важко піддається обробці різанням.

Технічний Al виготовляють у вигляді листів, профілів, прутків, дроту та інших напівфабрикатів і маркують АДО, АД1. Алюміній має високу корозійну стійкість внаслідок утворення на його поверхні оксидної плівки  $Al_2O_3$ . Механічні властивості відпаленого алюмінію високої чистоти такі:  $\sigma_s = 50 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 50\%$ , а технічного алюмінію  $\sigma_s = 80 \text{ МПа}$ ,  $\delta = 35\%$ . Технічний алюміній застосовують для виготовлення трубопроводів, палубних надбудов морських та річкових суден, кабелів, електропроводів, шин, корпусів годинників, фольги, посуду тощо. Ще ширше використовують сплави алюмінію.

Найбільше застосовують сплави Al—Cu, Al—Si, Al—Mg, Al—Cu—Mg, Al—Cu—Mg—Si, Al—Zn—Mg—Cu. Усі сплави алюмінію можна розділити на дві групи:

— деформівні, призначені для виготовлення напівфабрикатів (листів, прутків, профілів, труб і т. ін.), а також поковок і штамповок.

— ливарні, призначені для фасонного литва.

У свою чергу, деформівні сплави ділять на сплави, що не зміцнюються термічною обробкою, і сплави, які термічною обробкою зміцнюються. Деформівні алюмінієві сплави, що не зміцнюються термічною обробкою, характеризуються невисокою міцністю, але доброю пластичністю  $\delta = 40\%$ . До них відносяться сплави алюмінію з Mn та Mg (вміст останнього до 6 %). Поміж сплавів алюмінію з Mn і Mg широкого застосування набули сплав АМц, що містить 1,0—1,6 % Mn і сплави АМг2, АМг5, які містять відповідно 1,8—2,6 і 4,8—5,8 % Mg та 0,2—0,6 % і 0,3—0,8 % Mn. Ці сплави майже завжди однофазні і мають структуру твердого розчину (рис. 80). Вони добре зварюються, стійкі проти корозії і застосовуються для малонавантажених деталей, які виготовляють холодним штампуванням та глибокою витяжкою, а також для зварних конструкцій. Зміцнення сплавів можливе лише шляхом холодного деформування.

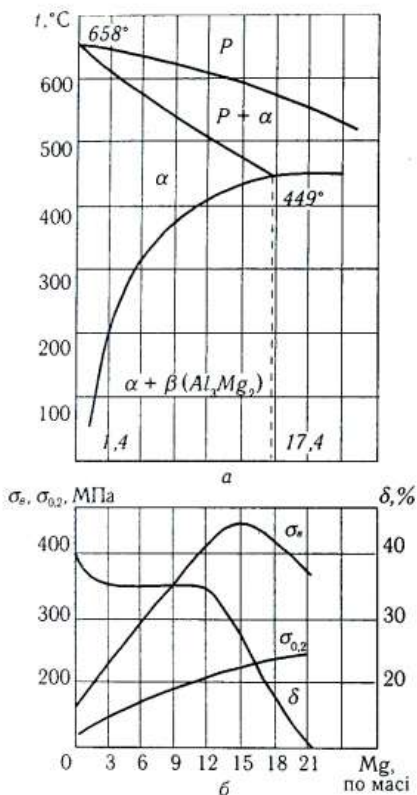


Рис. 80. Діаграма стану сплавів системи Al—Mg а і залежність механічних властивостей алюмінію від вмісту магнію б

Деформівні алюмінієві сплави піддаються гартуванню та старінню. Температура гартування сплавів Al—Cu (рис. 81) визначається лінією *abc*, яка проходить вище лінії межової розчинності для сплавів, що містять  $\leq 5,6\%$  Cu, і нижче евтектичної лінії ( $548^\circ\text{C}$ ) для сплавів, що містять понад  $5,6\%$  Cu. При нагріванні під гартування сплавів з вмістом до  $5,6\%$  Cu залишкова фаза  $\text{CuAl}_2$  повністю розчиняється і при подальшому швидкому охолодженні фіксується лише пересичений  $\alpha$ -твердий розчин, який містить стільки міді, скільки її взагалі є у сплаві. При вмісті понад  $5,6\%$  Cu у структурі загартованих сплавів утворюється пересичений  $\alpha$ -твердий розчин, який відповідає точці *b*, і нерозчинні при нагріванні кристали інтерметалідів (тобто сполуки  $\text{CuAl}_2$ ). Тривалість витримки

Сплави на алюмінієво-магнієвій основі з невеликими добавками титану, берилію, наприклад сплав AMg6 добре оброблюється тиском.

Деформівні алюмінієві сплави, що зміцнюються термічною обробкою, це передусім дюралюміні, авіаль що містить  $0,45\text{—}0,9\%$  Mg,  $0,5\text{—}1,2\%$  Si,  $0,2\text{—}0,6\%$  Cu,  $0,15\text{—}0,35\%$  Mn,  $\text{Fe} \leq 0,5\%$ ,  $\text{Zn} \leq 0,1\%$ . Такі сплави мають у своєму складі по три—чотири, а деколи і більше компонентів. Їх здатність зміцнюватись термообробкою можна пояснити на прикладі подвійної діаграми стану системи Al—Cu (див. рис. 81), бо майже в усіх сплавах даної групи звичайно присутня мідь. Cu утворює з Al твердий розчин з граничною розчинністю  $5,6\%$  при температурі  $548^\circ\text{C}$ . З пониженням температури розчинність міді в алюмінії швидко зменшується. Сплави, що містять кілька десятих часток відсотка міді, як правило, мають однофазну структуру твердого розчину міді в алюмінії.

Якщо двофазний сплав з  $5,6\%$  Cu нагріти понад  $548^\circ\text{C}$ , то частинки  $\text{CuAl}_2$  розчиняються в алюмінії і сплав набуває однофазної структури твердого розчину. Швидке охолодження такого сплаву (гартування) не дає можливості виділитися фазі  $\text{CuAl}_2$  з твердого розчину, внаслідок чого сплав зміцнюється.

при температурі гартування, необхідна для розчинення інтерметалідних фаз, залежить від структурного складу сплаву, типу печі і товщини виробу (загалом від 10 хв. до 3,5 год., для фасонних відливок 2—15 год).

Після гартування сплави піддають старінню — витримці при кімнатній температурі кілька діб (природне старіння) або 10—24 год. при підвищеній температурі (штучне старіння).

Дюралюміни — сплави на основі системи Al—Cu—Mg, куди з метою підвищення корозійної стійкості вводять Mn. Найбільш відомі сплави Д18, що містить 2,2—3,0 % Cu, 0,2—0,5 % Mg та Д16, що містить 3,8—4,6 % Cu, 1,2—1,5 % Mg, 0,3—0,5 % Mn.

Шкідливою домішкою для дюралюмінів є Fe, вміст якого не повинен перевищувати 0,5—0,6 %.

Дюралюміни добре деформуються і в гарячому, і в холодному стані; змінюють їх звичайно у воді та природним старінням.

Для захисту листового дюралюмінію від корозії, яка навіть при додаванні Mn є значною, широко застосовують плакування чистим алюмінієм. Плакування здійснюють сумісним гарячим прокатуванням злитків дюралюмінію, обкладеного листами (товщиною до 6 мм) чистого алюмінію марок А8, А85.

Сплави авіаль (АВ та ін.) поступаються дюралюмінам у міцності, проте вони пластичніше як в гарячому, так і в холодному стані. Використовують сплави для легких конструкцій, які зазнають гнуття та інших деформацій при монтажі. Ці сплави містять такі самі елементи, що і дюралюміни, проте у меншій кількості, і додатково леговані кремнієм.

Найміцнішими алюмінієвими сплавами є сплави типу В95, що містить 1,4—2,0 % Cu, 1,8—2,8 % Mg, 0,2—0,6 % Mn, 5—7 % Zn і 0,01—0,25 % Cr. Але вони менш корозійностійкі, ніж дюралюміни, й їхні характеристики міцності сильно понижуються при температурі 150 °С.

Відомо багато інших складних деформівних сплавів для кування, штампування та роботи в умовах підвищених температур АК4, АК6, АК8, АК4-1.

Ливарні алюмінієві сплави прийнято маркувати двома літерами АЛ (алюміній ливарний).

Ливарні сплави алюмінію з магнієм, міддю та іншими елементами, піддають термічній обробці, оскільки їх властивості при цьому змінюються в дуже широких межах. Ливарних сплавів досить багато, але найбільш відомі серед них силуміни Al—Si і сплави алюмінію з міддю Al—Cu. Типовим силуміном є сплав АЛ2, який містить 10—13 % Si. Він має високу рідкотекучість, малу усадку, стійкий проти корозії.

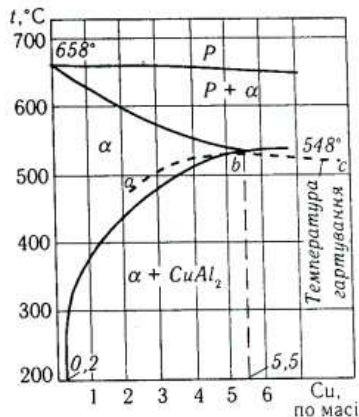


Рис. 81. Діаграма стану і температура гартування сплавів системи Al—Cu

**Спечені алюмінієві сплави.** Широко використовувані сплави на основі Al —  $Al_2O_3$  дістали назву САП (спечений алюмінієвий порошок). Ці сплави отримують шляхом холодного брикетування алюмінієвого порошку (пудри), вакуумного відпалу і подальшого спікання нагрітих брикетів під тиском. САП складається з дисперсних лусок оксиду  $Al_2O_3$ . Частинки  $Al_2O_3$  ефективно гальмують рух дислокацій і підвищують міцність сплаву. Вміст оксиду  $Al_2O_3$  в САП коливається від 6—9 % (САП-1) до 18—22 % (САП-4). Зі збільшенням вмісту  $Al_2O_3$  межа міцності підвищується від 30—32 кг/мм<sup>2</sup> (САП-1) до 44—46 кг/мм<sup>2</sup> (САП-4), а відносне видовження відповідно знижується від 5—6 до 1,5—2,0 %.

## Магній та його сплави

Магній — характерний елемент мантії Землі, який переважно міститься в основних породах (4,5 %). Відкритий у 1808 р. англійським ученим Г. Деві, який отримав амальгаму, а з неї після відгонки ртуті — новий порошокподібний метал (магній). Температура плавлення магнію 651 °С, його кристалічна решітка гексагональна, густина 1739 кг/м<sup>3</sup>. Теплопровідність Mg значно вища, ніж в Al. На повітрі магній легко займається; використовують його в піротехніці та хімічній промисловості.

Магнієві сплави отримують сплавлюванням Mg з: до 10 % Al, до 5—6 % Zn, до 2,5 % Mn, до 1,5 % Zr. Усі ці елементи, як свідчать початкові області відповідних подвійних діаграм стану (рис. 82), мають обмежену розчинність у магнії. Алюміній утворює з магнієм сполуку  $Al_3Mg_4$ , а цинк —  $MgZn_2$  отже, при охолодженні магнієвого сплаву, який містить зазначені елементи, з твердого розчину мають виділитися зміцнювальні вторинні кристали надлишкових фаз, тобто такі сплави можна піддавати гартуванню та старінню.

Магнієві сплави, як і алюмінієві, розділяють на дві групи:

— ливарні, які призначені для отримання деталей методом фасонного лиття, їх маркують літерами МЛ і цифрою, що означає умовний номер сплаву, наприклад МЛ5, МЛ6 і т. д.;

— деформівні, які можна піддавати пресуванню, прокатуванню, куванню, штампуванню та ін.; маркують їх літерами МА і цифрою, що означає умовний номер сплаву, наприклад МА1, МА14 і т. д.

Магнієві сплави добре обробляються різанням і досить добре зварюються, особливо аргонодуговим методом.

Завдяки високій питомій міцності магнієві сплави знайшли застосування в авіабудуванні та інших галузях народного господарства. Використовують ці сплави також в атомних

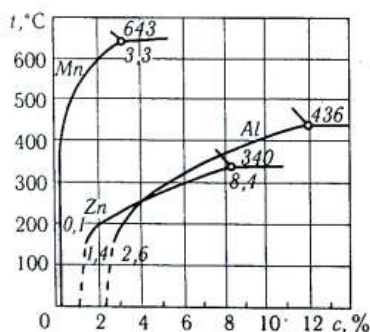


Рис. 82. Початкові області діаграм стану Mg з різними елементами с



реакторах. Через малу стійкість проти корозії виробі з магнієвих сплавів окислюють (оксидують). На оксидовану поверхню наносять лакофарбові покриття.

### Титан та його сплави

Титан є одним з найпоширеніших елементів земної кори (0,57 %), і займає з цього приводу четверте місце серед металів після Al (8,13 %), Fe (5 %), Mg (2,1 %). Він був відкритий у 1791 р. англійським аматором-мінерологом У. Грегором і довгий час не знаходив практичного застосування. Вважали, що це крихкий і маломіцний метал, який не може бути використаний у конструкціях. Практично титан почали застосовувати лише в 1948 р. Температура плавлення титану 1668 °С. Переваги титану порівняно з іншими металами такі: мала густина 4505 кг/м<sup>3</sup>, надзвичайно висока корозійна стійкість (більша, ніж нержавіючої сталі), значна жароміцність і велика питома міцність: відношення границі міцності до густини  $\sigma_b/\rho \cdot g$ , де  $\rho$  — густина в кг/м<sup>3</sup>,  $g$  — коефіцієнт переведу кг/м<sup>3</sup> в н/м<sup>2</sup>. За питомою міцністю титанові сплави перевищують конструкційні сталі й алюмінієві сплави (табл. 23).

Таблиця 23

Питома міцність матеріалів\*

Матеріал	Титановий сплав BT15	Алюмінієвий сплав B96	Сталь 03Н18К9М5Т
$\sigma_b/\rho \cdot g$	30	23	27

\*Питома міцність, що отримується діленням міцності  $\sigma_b$  на густину  $\rho$ , одночасно представляє собою руйнуючу довжину в км. Дріт довжиною 27 км із сталі 03Н18К9М5Т руйнується під дією власної маси.

Завдяки своїм властивостям титан і його сплави є цінним конструкційним матеріалом в авіаційній промисловості, ракетобудуванні, хімічній промисловості.

Титан — поліморфний матеріал та існує у двох алотропічних видозмінах —  $\alpha$  і  $\beta$ . Температура поліморфного перетворення  $\alpha \rightleftharpoons \beta$  становить 882 °С.  $\alpha$ -титан нижче 882 °С має гексагональну решітку,  $\beta$ -титан понад 882 °С має решітку об'ємноцентрованого куба.

Технічний титан виготовляють у вигляді листів, прутків, дроту, труб і т.д. Він буває трьох марок, а саме: BT1-00, що містить 99,53 % Ti, BT1-0 — 99,48 % Ti, BT1-1 — 99,44 % Ti. Його механічні показники:  $\sigma_b = 294$ —490 МПа,  $\delta = 20$ —30 %.

Для отримання титанових сплавів з більш високими характеристиками, титан легують різними металами — Al, Cr, Fe, Mn, Mo, Sn, V (рис. 83). Легування змінює положення температури алотропічного перетворення титану ( $\alpha \rightarrow \beta$ ) (рис. 84). Елементи, що підвищують температуру ( $\alpha \rightarrow \beta$ ) — перетворення (рис. 84, а) і сприяють стабілізації  $\alpha$ -твердого розчину, називають  $\alpha$ -стабілізаторами (Al, O, N). Елементи, що понижують температуру ( $\alpha \rightarrow \beta$ ) — перетворення (рис. 84, б, в) та сприяють стабілізації  $\beta$ -твердого розчину, називають  $\beta$ -стабілізаторами (Mo, V, Cr, Fe, Mn).

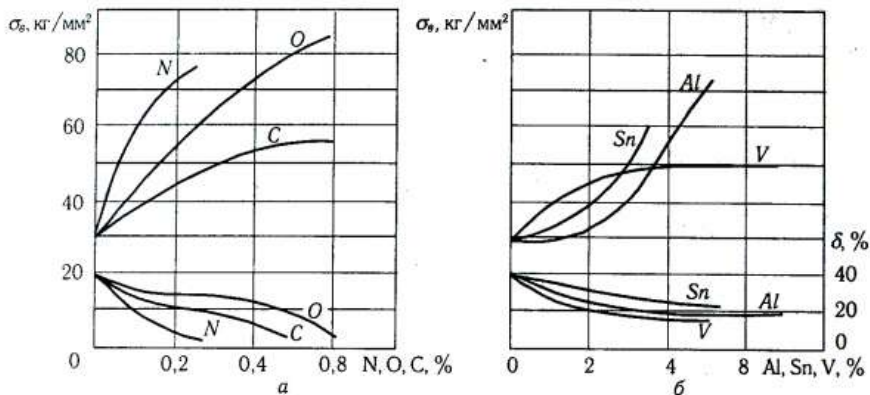


Рис. 83. Вплив легуючих елементів і домішок на механічні властивості Ті:  
 а — елементи, що утворюють тверді розчини проникнення;  
 б — елементи, що утворюють тверді розчини заміщення

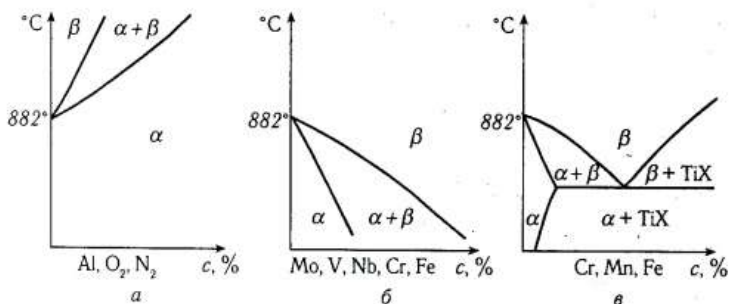


Рис. 84. Вплив легуючих елементів  $c$  на алотропічні перетворення Ті

У сплавах Ті з Cr, Mn, Fe відбувається евтектоїдний розпад  $\beta$ -фази (рис. 84, в) з утворенням хімічних сполук — інтерметалідів (титанідів).

Залежно від будови титанові сплави класифікують на три групи: сплави зі структурою  $\alpha$ -твердого розчину, сплави з мішаною структурою  $(\alpha + \beta)$ -твердого розчину і сплави зі структурою  $\beta$ -твердого розчину.

У промисловості найчастіше застосовують в основному сплави зі структурою  $\alpha$  і  $(\alpha + \beta)$ . Усі промислові сплави титану, як правило, містять алюміній. Система Ті—Al для сплавів титану має таке саме значення, як для сплавів заліза система Fe—Fe<sub>3</sub>C. Алюміній підвищує границю міцності, але зменшує пластичність сплавів.

Титан і  $\alpha$ -сплави титану не зміцнюються термічною обробкою і їх піддають лише рекристалізаційному відпалу. Температура відпалу має бути вищою за температуру рекристалізації, але не повинна перевищувати температуру перетворення  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ , оскільки в  $\beta$ -області відбувається сильний ріст зерна. Рекристалізаційний відпал проводять переважно при температурі 750—850 °С. ( $\alpha + \beta$ )-сплави на відміну від  $\alpha$ -сплавів можуть бути зміцнені гартуванням з наступним старінням. Загартовують ці сплави здебільшого від температур, які відповідають ( $\alpha + \beta$ )-області (рис. 85). При охолодженні із швидкістю вище критичної сплавів, що нагріті до області

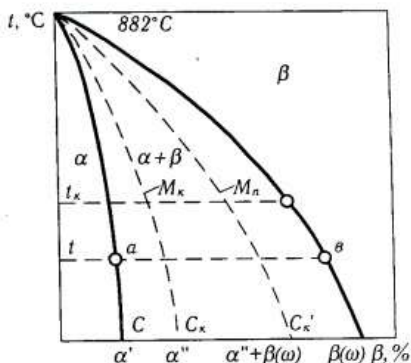


Рис. 85. Фазовий склад сплавів титану після гартування із  $\beta$ -області в залежності від кількості  $\beta$ -стабілізатора

$\beta$ -фази, протікає мартенситне перетворення в інтервалі температур  $M_\beta - M_\alpha$ . При цьому утворюється голчаста структура мартенситного типу, яку позначають  $\alpha'$ . Решітка  $\alpha'$ -фази, як і  $\alpha$ -фази, гексагональна і являє собою пересичений твердий розчин на основі  $\alpha$ -фази. У процесі подальшого старіння формується структура із суміші  $\alpha'$  і  $\alpha$ -фаз. При цьому міцність дещо знижується, але зростає пластичність.

У сплавах з  $\beta$ -ізоморфними стабілізаторами при гартуванні  $\beta$ -фаза змінюється титановим мартенситом  $\alpha'$  із ромбічною решіткою. Фаза  $\alpha'$  відноситься до самостійних мартенситних фаз. Збільшення кількості  $\alpha'$ -фази супроводжується зменшенням міцності і твердості сплавів та підвищенням їхньої пластичності. В більшості випадків гартування використовують як попередню стадію перед старінням.

$\alpha + \beta$  — сплави: ВТ6, ВТ8, ВТ14, що містять 5,5 % Al, 1 % V, 3 % Mo.

ВТ14 — гартування з 860—880 °С у воді і наступне старіння при 480—500 °С 12—16 год.

$\alpha$ -сплави: ВТ5, ВТ5-1 та ін.

### Тугоплавкі метали та їх сплави

До тугоплавких металів відносяться метали, температура плавлення яких вища, ніж у заліза 1539 °С, крім металів платинової та уранової груп і деяких рідкоземельних.

Більш широко у сучасній техніці застосовуються такі тугоплавкі метали, як Cr, V, Nb, Mo, Ta, W. Температура плавлення їх відповідно дорівнює 1875, 1900, 2468, 2625, 3000 та 3400 °С.

Незважаючи на те, що ці метали відомі науці вже понад 150 років, до другої світової війни у чистому вигляді застосовували лише три з них — молібден, тантал і вольфрам і то в дуже обмежених кількостях (в основному у спектротехніці).

Ситуація різко змінилась, коли для створення надзвукових літаків, космічних кораблів, ракет, атомних реакторів виникла потреба в матеріалах, надзвичайно міцних при температурах від 1100 до 2000 °C і вище. Поставлене завдання було з успіхом виконане. Серед конструкційних матеріалів важливе місце займають тугоплавкі метали та їхні сплави. Слід зазначити, що вищу жароміцність мають сплави на основі тугоплавких металів.

Усі тугоплавкі метали через відносно низьку жаростійкість при температурі 400—600 °C потребують захисту від корозії. Існують різні види захисних покриттів — металеві, інтерметалідні, керамічні тощо.

Сг, Мо і W, незважаючи на високу жароміцність, схильні до крихкого руйнування, яке зумовлене високою температурою порогу холодноламкості, яке особливо підвищують атоми проникнення — С, N, Н і О. Після деформування цих металів нижче температури рекристалізації поріг холодноламкості знижується.

Хром найчастіше застосовують для виплавки хромистих сталей, а також для створення декоративних корозійностійких покриттів (хромування поверхонь).

З метою підвищення жароміцності хрому його легують Та, Nb, V та іншими елементами. Сплави на основі хрому можуть тривалий час працювати при температурі до 1100 °C і дуже недовго — при температурі 1500—1600 °C.

Хром і його сплави за жаростійкістю мають незаперечливі переваги над усіма існуючими жаростійкими сплавами на залізній та нікелевій основі, а також сплавами на основі інших тугоплавких металів.

Молібден характеризується високою корозійною стійкістю, малим перерізом захоплення теплових нейтронів. Легування молібдену невеликою кількістю Zr, Ni, Hf істотно підвищує жароміцність. Сплави на основі молібдену можуть працювати при температурі до 1370 °C. Значна кількість молібдену йде на виробництво сталі.

Вольфрам — найбільш тугоплавкий елемент. Він є головним компонентом багатьох жароміцних сплавів на металевій основі. Його широко застосовують для легування сталей і отримання твердих сплавів на основі карбідів WC, у радіоелектроніці, електровакуумних приладах, рентгенотехніці та інших. Дуже перспективним є сплав W+15 % Мо. Як і сам вольфрам, він може працювати при температурі 2500 °C і вище.

Ванадій широко використовують при виробництві сучасної техніки.

Основним споживачем ванадію є чорна металургія, де цей метал використовують для легування сталей. Уведення в сталь 0,15—0,25% ванадію різко підвищує її міцність, в'язкість, опір втомі та зносостійкість. V у сталі є одночасно і розкислювачем, і карбідотвірним елементом. Карбіди ванадію, що розміщуються

у вигляді дисперсних часток, перешкоджають росту зерна при нагріванні сталі. Ванадій є важливим легуючим елементом у сплаві титану.

**Ніобій** відрізняється високою технологічністю, зварюваністю, корозійною стійкістю і малим перерізом захвату теплових нейтронів, порівняно невеликою густиною ( $8570 \text{ кг/м}^3$ ). Він мало чутливий до домішок проникнення і має значно нижчий поріг холодноламкості. Підвищити жароміцність ніобію можна легуванням Zr, Hf, W, Mo і V. Сплави на основі ніобію здатні працювати в температурному інтервалі  $1100\text{—}1300 \text{ }^\circ\text{C}$ . Ніобій широко застосовують як легуючий елемент у сталі.

**Тантал** має цілий комплекс цінних властивостей — високу жароміцність, пластичність, зварюваність, корозійну стійкість. Крім нових областей техніки, його використовують у виробництві нержавіючих сталей, у кістковій та пластичній хірургії для скріплення кісток, латок на черепі тощо. Проте елементи, що утворюють тверді розчини проникнення роблять метал крихким.

Тугоплавкі метали є надпровідні при температурах, які близькі до абсолютного нуля.

### Мідь та її сплави

Мідь відноситься до числа металів, відомих ще з глибокої давнини. Ранньому знайомству людини з міддю сприяло те, що вона зустрічається в природі у вільному стані у вигляді самородків.

Мідь — пластичний метал. Густина міді  $8960 \text{ кг/м}^3$ , температура плавлення  $1083 \text{ }^\circ\text{C}$ , кристалічна решітка — гранецентровий куб (ГЦК).

Мідь є важливим провідниковим матеріалом, за електропровідністю лише незначно поступається сріблу. Тому приблизно половину всієї міді споживає електрорадіотехнічна промисловість для виготовлення різних провідників. Широке застосування вона знаходить в електровакуумній техніці. Мідь добре протидіє корозії, легко обробляється тиском, але погано обробляється різанням.

Електропровідність міді суттєво знижується при наявності навіть дуже невеликої кількості домішок. Тому як провідниковий матеріал використовують електролітичну мідь марок М1 (99,0 % Cu), М0 (99,95 % Cu) і особливо чисту мідь М00 (99,99 % Cu). Залежно від механічних властивостей розрізняють мідь тверду, нагартвану (мідь МГ) і мідь м'яку, відпалену (мідь ММ).

Міцність і технічні властивості міді сильно знижуються при наявності Ві, Рb, S та О, які є шкідливими домішками. Дія Ві та Рb аналогічна дії S у сталі: вони утворюють з Cu легкоплавкі евтектики, розташовані по межах зерен, що спричиняє руйнування міді під час обробки тиском у гарячому стані. Тому допустимим вважають вміст не більше 0,002 % Ві та 0,005 % Рb. S та О знижують пластичність міді.

Через недостатню міцність міді  $\sigma_s = 160 \text{ МПа}$  у відпаленому стані чисту мідь як конструкційний матеріал використовують рідко. Широке застосування в промисловості мають сплави з іншими елементами — латуні та бронзи.

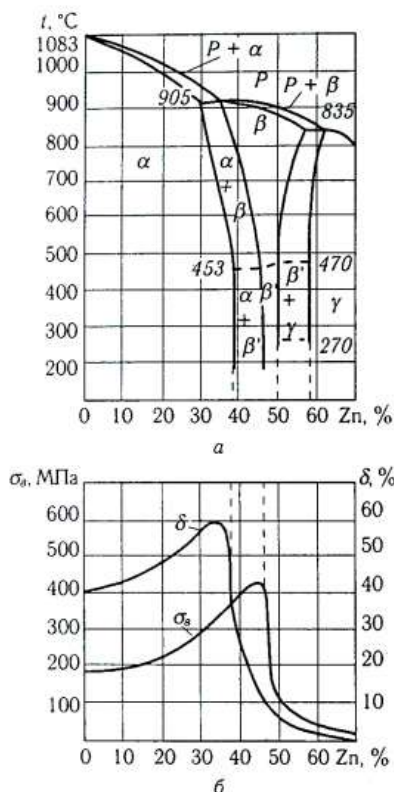


Рис. 86. Діаграма стану системи Cu—Zn (а) і залежність механічних властивостей литої латуні від вмісту Zn (б)

Для підвищення механічних показників і хімічної стійкості латуней до них часто вводять легуючі елементи: алюміній, нікель, марганець, кремній та ін.

Латуні маркують буквою «Л» і цифрою, що відповідає середньому вмісту міді. Наприклад, Л80 — латунь, що містить 80 % Cu і 20 % Zn. У марках латуні складнішого складу за буквою «Л» іде скорочена назва легуючих елементів: «О» — олово, «С» — свинець, «З» — залізо, «Мц» — марганець, «К» — кремній, «А» — алюміній і т. д., а після цього цифри, що вказують на вміст Cu та інших компонентів. Так, у латуні ЛМцС58-2-2 міститься 58 % Cu, 2 % Mn і 2 % Pb (решта Zn). Крім названих латуней широко застосовуються ще й такі латуні, як Л70, Л90, Л96 тощо.

Негативною властивістю латуней, що містять понад 20 % Zn, а особливо, якщо — понад 30 % Zn, є їх схильність розтріскуватися при витримці у вологій атмосфері.

**Латуні** — сплави, в яких основним легуючим елементом є цинк. У системі Cu—Zn (рис. 86) утворюється шість твердих розчинів:  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  та ін. Практичне значення мають сплави, що містять приблизно до 46 % Zn, тобто  $\alpha$ -латуні і  $\alpha + \beta$ -латуні. Вартість латунних сплавів порівняно з міддю менша, оскільки цинк значно дешевший за мідь. Латуні застосовують у приладобудуванні, машинобудівній промисловості і найширше в хімічному машинобудуванні. Механічна міцність латуні вища, ніж міді; вона добре обробляється різанням.

При вмісті до 36 % Zn утворюється  $\alpha$ -фаза ( $\alpha$ -латуні), яка є твердим розчином заміщення міді цинком, а при концентрації 39 — 46 % Zn двофазні ( $\alpha + \beta'$ )-латуні. Однофазні латуні характеризуються високою пластичністю. Вони добре деформуються і в холодному, і в гарячому стані. Двофазні латуні більш міцні і менш пластичні, ніж однофазні завдяки  $\beta'$ -фазі, яка є твердішою та крихкішою. Ці латуні звичайно піддають гарячій обробці тиском. Усі латуні за технологічною ознакою ділять на деформівні, з яких роблять листи, стрічки, труби, дріт, і ливарні — для фасонного лиття.

**Бронзи.** Бронзами називають сплави міді з оловом (олов'яністі бронзи, рис. 87), алюмінієм, кремнієм, берилієм, свинцем (безолов'яністі бронзи). З бронзи ще в давнину робили зброю, знаряддя праці, предмети побуту, оскільки бронза міцніша і корозійностійкіша, ніж мідь. Завдяки відмінним ливарним властивостям з цих сплавів значно пізніше вже стали відливати гармати, дзвони та пам'ятники. Сучасні олов'яністі бронзи твердіші за мідь, але добре заповнюють форму при литті й обробляються різанням, а також відрізняються високою корозійною стійкістю. Нині бронзи використовують при виготовленні арматури газових і водопровідних ліній, у хімічному машинобудуванні та багатьох інших галузях промисловості. Малий коефіцієнт тертя і стійкість до зношування робить їх незамінним матеріалом для вкладишів підшипників, черв'ячних коліс, шестерень та інших деталей відповідальних і точних приладів.

Бронзи маркують буквами «Бр», після яких, як і в латуней, вказують інші компоненти (крім міді), а в кінці — цифрами відсотковий вміст компонентів. Легуючі елементи шифрують так: «О» — олово, «А» — алюміній, «Ф» — фосфор, «Т» — титан, «Ц» — цинк і т. д. Наприклад, марка БрОЦ4-3 означає, що в бронзі є в середньому 4 % Sn, 3 % Zn, а решта — Cu.

**Олово** — дорогий і дефіцитний метал, тому широке застосування знайшли заміники олов'яних бронз — так звані безолов'яністі бронзи. До них слід віднести в першу чергу алюмінієві бронзи наприклад, БрА5 і складніші, що обробляються тиском наприклад, БрАЖМн10-3-1,5. Це стійкі проти корозії, жароміцні та зносостійкі сплави. Використовують їх для виготовлення хімічної апаратури, бронзу БрА5 — для карбування монет.

Винятково добрими механічними властивостями відзначаються крем'яністі наприклад, БрКА4-1-3 і марганцевісті наприклад, БрМн5 бронзи. Дуже міцною і пружною є берилієва бронза БрБ2. З цих бронз виготовляють пружини, пружинні контакти і багато іншого.

Останнім часом набув широкого вжитку мельхіор — сплав 80 % Cu з 20 % Ni. З мельхіору роблять прикраси, столові та чайні прибори. Для

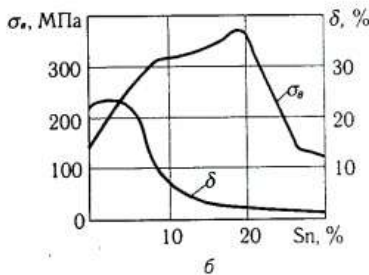
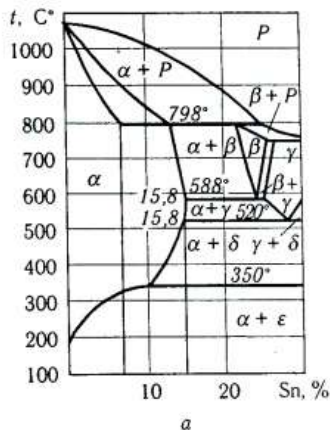
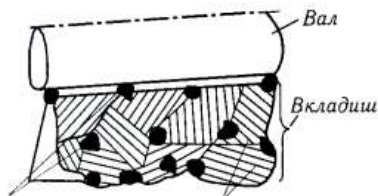


Рис. 87. Частина діаграми стану системи Cu-Sn (а) і залежність механічних властивостей бронзи від вмісту Sn (б)

виготовлення монет, а також хірургічних інструментів, деталей машин і приладів застосовують так званий монель-метал, який містить 68 % Ni, 28 % Cu і невеликі домішки Mn та Fe).

### Підшипникові сплави

Це антифрикційні сплави, призначені для подовження терміну служби поверхонь тертя, (наприклад, у підшипниках між вкладишем і валом). Для вкладок підшипника має бути підібраний такий матеріал, який охороняв би від зносу вал, сам мінімально зношувався, та полегшував роботу тертьового вузла, тобто зменшував коефіцієнт тертя. Підшипниковий матеріал повинен являти собою відносну пластичну і в'язку основу з включеннями твердих опорних часток. В умовах тертя зношуватиметься пластична основа, а вал контактуватиме переважно з твердими опорними включеннями. Отже, тертя зазнає не поверхня підшипника, мастило утримуватиметься в тих місцях пластичної основи, які зношуються (рис. 88).



Опорні тверді включення Пластична в'язка основа

Рис. 88. Схема роботи вала з вкладишем

**Бабіти** – сплави на основі Sn або Pb, застосовують як підшипниковий сплав. Призначені для заливки підшипників ковзання, мають низьку температуру плавлення 350—450 °С, добру припрацьовуваність і не зхоплюються зі сталлю. Сплави повинні мати гетерогенну структуру, що складається з м'яких і твердих часток.

Кращі антифрикційні властивості олов'янистих бабітів Б83 і Б89, де буква «Б» означає бабіт, а цифра — вміст Sn у %, решта Sb і Cu. Ці бабіти містять велику кількість олова, яке дорого коштує, тому їх застосовують в основному для заливки підшипників великої потужності, коли потрібні висока в'язкість і найменший коефіцієнт тертя. Для інших цілей використовують бабіти, в яких значна частина Sn замінена Pb. Свинцевоолов'яністі бабіти (Б16, Б6, БН) мають дещо вищий коефіцієнт тертя, менш зносостійкі та більш крихкі. Бабіти БН і Б6 містять As і відрізняються дрібнозернистою структурою і доброю рідкотекучістю. Бабіт БН, крім того, містить Ni.

В свинцевих бабітах основними легуючими елементами є Ca і Na. Антифрикційну структуру в сплавах створює Ca, який утворює із Pb сполуку  $Pb_3Ca$ , що рівномірно розміщена в основі сплаву. Невелику кількість олова вводять в свинцеві сплави для зменшення здатності до окислення розплаву і покращення його адгезії з основою підшипника. Бабіти марки БКА використовують для заливки вкладишів підшипників рухомого складу залізниць.



Границя міцності бабітів низька — 8—10 кг/мм<sup>2</sup>, проте вона зростає під час природного старіння. Процес можна прискорити нагріванням до 50—70 °С. З підвищенням температури твердість бабітів сильно знижується. Тому робоча температура не повинна перевищувати 80 °С.

Сплави на основі цинку містять 8—12 % Al, 1—5,5 % Cu, 0,03—0,06 % Mg. Решта — цинк ЦАМ10-5, ЦАМ9-1,5. За властивостями вони рівноцінні свинцевим бабітам і їх також застосовують у підшипниках металорізальних верстатів, пресів тощо.

Бронзи відносяться до кращих антифрикційних матеріалів. Особливе місце серед них займають олів'янисті БрО10Ф1, БрО10Ц2 і олов'янисто-цинково-свинцевисті БрО5Ц5С5, БрО6Ц6С3 бронзи (ГОСТ 613-79). Їх застосовують для монолітних підшипників ковзання турбін, електродвигунів, компресорів, що працюють при значних тисках і швидкостях ковзання 10—12 м/сек.

Бронзи також широко використовують як компоненти порошкових антифрикційних матеріалів або тонких пористих покриттів, які містять тверді змащуючі матеріали.

Латуні використовують як заміники бронз для опор тертя. Але за антифрикційними властивостями вони поступаються бронзам. Двофазні латуні ЛЦ16К4, ЛЦ38Мц2С2, ЛЦ40Мц3А та ін. (ГОСТ 17711-80) застосовують при швидкостях ковзання менше 2 м/сек і невисоких навантаженнях для опор тертя приладів.

### Благородні метали

До таких металів відносяться: Au, Ag, метали платинової групи, а також їх сплави. Свою назву вони отримали завдяки високій корозійній стійкості — практично вони цілком не схильні до корозії в звичайній атмосфері, воді і багатьох інших середовищах. Всі ці метали (крім Au і Ag) мають високу температуру плавлення, високу густину, не мають алотропічних перетворень (крім Rh), дуже пластичні (крім Rh і Os). Вони відрізняються високою вартістю.

Деякі властивості цих металів приведені в табл. 24.

Таблиця 24

Властивості благородних металів

Метал	Кристалічна решітка	Густина при 20 °С, кг/м <sup>3</sup>	$T_{пл}$ , °С	Твердість, НВ	Окислюється на повітрі при температурі, °С
Рутеній (Ru)	Г 12	12200	2250	200	100
Родій (Rh)	К 12	12412	1960	55	600
Паладій (Pd)	К 12	11970	1552	30	600—800
Срібло (Ag)	К 12	10500	960,5	20	Не окислюється
Осмій (Os)	Г 12	22500	3050	350	18—20
Ірідій (Ir)	К 12	22400	2410	160	600—700
Платина (Pt)	К 12	21450	1769	30	Не окислюється
Золото (Au)	К 12	19320	1064	18	Не окислюється

Благородні метали, в першу чергу Au і Ag, застосовують в ювелірній і зуболікувальній справі. Чисте золото за рахунок м'якості не застосовують. Легування золота сріблом мало доцільно, так як твердість підвищується незначно. Твердість сплавів Au-Ag не вище *НВ* 30. Легування золота міддю підвищує твердість при 10 % Cu твердість сплаву стає вища *НВ* 100. Корозійна стійкість при легуванні міддю знижується. Практично в ювелірній і зубопротезній справі застосовують потрібні сплави Au—Ag—Cu. Найбільш розповсюджені є сплави 375, 583, 750 і 916 проб — це означає, що в цих сплавах на 1000 г сплаву припадає 375, 583, 750 і 916 г Au, а решта — Cu і Ag. В металі кожні з проб, які указані співвідношення срібла і міді може бути різним.

Сплави 916 проби найбільш м'які, але й найбільш корозійностійкі. Зі зменшенням індекса проби корозійна стійкість зменшується. Найбільшу твердість і, відповідно, найбільшу зносостійкість мають сплави 583-ої проби при співвідношенні Cu:Ag біля 1:1. Сплави проб, які зазначені, мають колір золота.

Структури сплавів уявляють собою однорідні тверді розчини (сплави високих проб) або механічні суміші двох-трьох твердих розчинів.

Відпал цих сплавів наприклад, для рекристалізації може привести до окрихнення, внаслідок процесів упорядкування (утворення упорядкованих твердих розчинів типу AuCu і AuCu<sub>3</sub>).

Якщо в ювелірній і зубопротезній справі застосовують сплави Au і Ag, а метали платинової групи застосування не мають, то в промисловості, навпаки, частіше застосовують сплави металів платинової групи.

Сплав 90 % Pt і 10 % Rh застосовують як сплав для термопар один електрод із цього сплаву, другий — із чистої платини із-за великої електрорушійної сили і високої окислостійкості. Така термопара може працювати до 1700 °С.

Для прецизійних вимірювальних і автоматично-керованих приладів застосовують потенціометри з обмоткою із благородних сплавів наприклад, дріт із сплаву Pt + 25 % Ir або сплаву Pt + 30—40 % Ag і т. д.

Для електричних контактів різних відповідальних апаратів застосовують сплави благородних металів із-за їх великої стійкості випаровуванню і окисленню це сплави Pt + Ir; Pt + W; Pt + Ag і т. д.

Високою твердістю і зносостійкістю у сполученні з дуже високою корозійною стійкістю володіє сплав Os + Ir. З нього виготовляють опорні точки різних вимірювальних інструментів та опори голок компасів, наконечники пер автоматичних ручок, частини, що обертаються вимірювальних і регулюючих приладів особливої точності ракетних систем.

## ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

## Розділ 12

## ТЕОРІЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Термічна обробка металів — це теплова обробка, з допомогою якої змінюють структуру та фізико-механічні властивості металів у бажаному напрямку.

Змінюючи температуру нагрівання, тривалість витримки при даній температурі, швидкість нагрівання й охолодження, можна надавати сплавам різних структур та властивостей.

Основи термічної обробки були розроблені основоположником сучасного металознавства Д. К. Черновим. Подальший розвиток теорія й практика термічної обробки отримала в працях С. С. Штейнберга, А. А. Бочвара, Г. В. Курдюмова, Н. А. Мінкевича, О. П. Гуляєва, В. Д. Садовського, К. Ф. Стародубова, Ю. М. Тарана, В. Н. Гріднева, С. С. Дьяченко та інших учених.

Основні фактори дії при термічній обробці — температура і час, тому режими термічної обробки представляють графіком у координатах температура  $t$  і час  $\tau$ . Якщо термічна обробка складається лише з однієї операції, вона називається простою (рис. 89, а), якщо з кількох — складною (рис. 89, б).

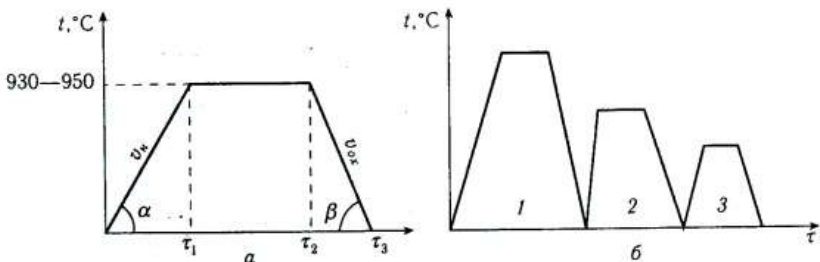


Рис. 89. Графік термічної обробки сталі:  
а — простої; б — складної

Постійна швидкість нагрівання або охолодження представляється на графіку прямою лінією з певним кутом нахилу, при цьому кут нахилу характеризує швидкість нагрівання або охолодження ( $\alpha$ ,  $\beta$ ). Загальна тривалість термічної обробки металу включає в себе час нагрівання до заданої температури  $\tau_1$ , час витримування при цій температурі  $\tau_2 - \tau_1$  і час охолодження до кімнатної температури  $\tau_3 - \tau_2$ .

У результаті термічної обробки в сплавах відбуваються структурні зміни. Після термообробки метали і сплави можуть знаходитись у зрівноваженому (стабільному) і незрівноваженому (метастабільному) станах. При охолодженні деталей разом із піччю в них практично повністю проходять процеси вторинної кристалізації і пов'язані з ними дифузійні перетворення, і метал знаходиться в стані близькому до зрівноваженого (стабільного). При охолодженні на повітрі в металі відбуваються перетворення, що наближають його до зрівноваженого стану. При швидкому охолодженні (в мастилi, водi) в металі не встигають пройти дифузійні процеси і пов'язані з ними перетворення, тому його стан стає незрівноваженим.

Розрізняють три основні групи термічної обробки металів і сплавів: власне термічна обробка (ТО); термомеханічна обробка (ТМО); хіміко-термічна обробка (ХТО).

Термічна обробка включає:

— відпал першого роду — нагрівання, витримка та охолодження металевого виробу з метою зняття залишкових напружень та викривлень кристалічної решітки після попередньої обробки. Його проведення не залежить від фазових перетворень;

— відпал другого роду — нагрівання вище температури фазового перетворення та повільне охолодження, яке приводить сплав до стану рівноваги. Мета такого відпалу — одержання стійкого фазового складу сплаву;

— гартування — нагрівання вище температури фазового перетворення, витримка при цій температурі та швидке охолодження з метою одержання незрівноваженої структури, яка забезпечує підвищення міцності;

— відпуск — нагрівання загартованого сплаву до температури нижче критичної температури початку фазового перетворення та охолодження. Він призводить до зняття залишкових напружень після гартування. Якщо відпуск проводиться при кімнатній або трохи вищій температурі, він називається старінням.

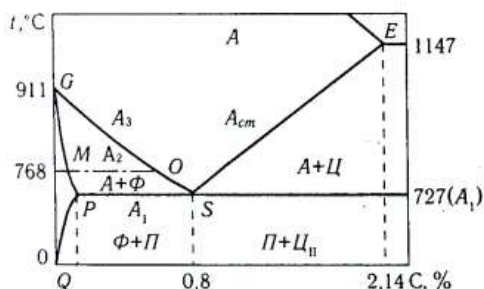


Рис. 90. «Сталева» ділянка діаграми Fe—C

- перліту в аустеніт вище точки  $A_1$  при нагріванні:  $\Phi + \text{Ц} \rightarrow A$ ;
- аустеніту в перліт нижче точки  $A_1$  при охолодженні:  $A \rightarrow \Phi + \text{Ц}$ ;
- аустеніту в мартенсит при температурах нижче температури метастабільної рівноваги цих фаз:  $A \rightarrow M$ ;
- розпадання мартенситу:  $M \rightarrow \Phi + \text{Ц}$ .

Ці перетворення можна ілюструвати графіком зміни вільної енергії в залежності від температури (рис. 91). Як видно з графіка, при температурах вище точки  $A_1$  найменшу вільну енергію має аустеніт і тому йде перетворення перліту в аустеніт. Нижче точки  $A_1$  спостерігається зворотне перетворення.

При температурі нижче  $t_0$  вільна енергія перліту мінімальна, але робота, яка необхідна для переходу аустеніту в мартенсит, менша, ніж для утворення перліту, і тому перехід аустеніту в мартенсит передує подальшому переходу мартенситу в перліт. Останній перехід енергетично вигідний у всьому температурному діапазоні.

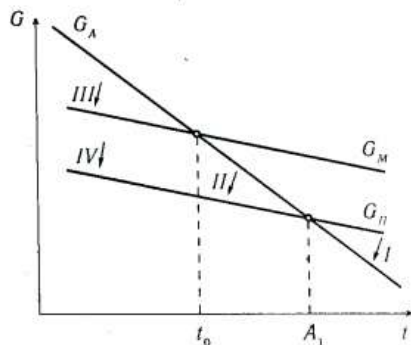


Рис. 91. Зміна вільної енергії аустеніту  $G_A$ , мартенситу  $G_M$  і перліту  $G_P$  зі зміною температури

## 12.1. ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛІ ПРИ НАГРІВАННІ, УТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ

Процес утворення аустеніту при нагріванні сталей складається з поліморфного  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, розчинення в аустеніті цементиту або спеціальних карбідів, нітридів та інтерметалідів у легованих сталях, а також рекристалізації зерен аустеніту.

Утворення аустеніту при нагріванні може відбуватись за двома конкуруючими механізмами фазових перетворень: кристалографічно неупорядкованому і упорядкованому.

При неупорядкованому механізмі утворення аустеніту поліморфне  $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення супроводжується перекристалізацією, тобто зміною величини і орієнтації зерен  $\gamma$ -фази, які утворюються по відношенню до вихідної  $\alpha$ -фази. При упорядкованому механізмі перехід не супроводжується перекристалізацією, яка протікає при більш високих температурах внаслідок первинної рекристалізації фазо-наклепаного при зсувному перетворенні аустеніту.

Головним фактором, який визначає можливість того чи іншого механізму перекристалізації, є тип вихідної структури, а точніше її кристалографічна впорядкованість. При вихідній неупорядкованій структурі (ферито-карбідна суміш) має місце тільки неупорядкований механізм перекристалізації. При вихідній упорядкованій структурі (мартенсит, бейніт, відманштеттовий ферит) може спостерігатись той або інший механізм перекристалізації.

### Вихідна неупорядкована структура

Часто нагріванню для аустенізації піддають сталь, що має вихідну кристалографічно неупорядковану структуру ферито-карбідної суміші (ферито-

перлітна, перлітна, перлітна з надлишковими карбідами). При нагріванні вище критичних точок відбувається поліморфне перетворення. Зародки аустеніту утворюються по зсувному механізму, але цей процес співпадає з рекристалізацією наклепаного при фазовому перетворенні аустеніту. Тому при переході через критичну точку утворюється дрібне зерно аустеніту. Процеси фазового переходу і рекристалізації при такому механізмі співпадають.

Перетворення перліту на аустеніт у повній відповідності з діаграмою системи  $Fe-Fe_3C$  може відбуватися лише за дуже повільного нагрівання. При звичайних умовах нагрівання перетворення відбувається лише при температурах, дещо більших від тих, що зазначені на діаграмі. Перенагрітий вище критичної точки  $A_{c1}$  перліт з різною швидкістю, залежно від ступеня перенагрівання, перетворюється на аустеніт (рис. 92).



Рис. 92. Перетворення перліту П на аустеніт А при постійній температурі.  
Сталь з 0,86%С

Експериментально встановлено, що чим вища температура і чим швидше відбувається нагрівання, тим інтенсивніше і при більш високій температурі проходить перетворення, і навпаки. Надто повільне нагрівання призводить до злиття температур початку та кінця кристалізації.

Це, очевидно, й буде випадок зрівноваженого перетворення. У реальних умовах перетворення спостерігаються при температурі вище точки  $A_{c1}$ , причому не при одній температурі, а в інтервалі температур, що лежать тим вище, чим швидше нагрівається сталь.

Кристали аустеніту зароджуються переважно на міжфазних поверхнях ферит-цементит. Перетворення складається з двох паралельних процесів: поліморфного перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$  та розчинення у  $\gamma$ -залізі кристалів цементиту. Поліморфне перетворення йде значно швидше, тому після його завершення аустеніт зберігає неоднорідність за вуглецем, для усунення якої потрібен певний

час, що залежить від температури — чим вища температури перетворення  $P \rightarrow A$ , тим швидше перерозподіляється вуглець в аустеніті. Швидкість гомогенізації аустеніту залежить від вихідної структури сталі. Чим дрібніші частки цементиту і, відповідно, більша їх сумарна поверхня, тим швидше досягається однорідність аустеніту.

Отже, можемо зробити висновок, що процес перетворення перліту на аустеніт різко прискорюється при таких умовах:

- висока температура;
- дрібні ділянки перліту;
- більший вміст у сталі вуглецю;
- швидке нагрівання.

Інтервал температур, в якому відбувається процес аустенізації, тим більший, чим скоріше нагрівається метал.

Наведені положення стосуються лише евтектоїдної сталі. Доевтектоїдні сталі після нагрівання вище точки  $A_{c1}$  складаються з аустеніту та фериту і тільки вище точки  $A_{c2}$  сталь набуває будови однорідного аустеніту — лінія  $GOS$  на рис. 90. Заевтектоїдні сталі, нагріті вище точки  $A_{c1}$ , складаються з аустеніту й цементиту (вторинного) і лише у нагрітих вище точки  $A_{cm}$  формується однорідна структура аустеніту — лінія  $SE$  на рис. 90.

### **Вихідна впорядкована структура. Структурна спадковість у сталі**

Присутність вихідної впорядкованої структури має важливе значення для легованих сталей, тому що вони піддаються термічній обробці, іноді маючи великозернисту впорядковану структуру (мартенсит і бейніт). Така структура може отримуватись у результаті підгартування при охолодженні прокату, поковок, відливок, зварних з'єднань. Нагрівання сталі з вихідною структурою мартенситу або бейніту іноді відбувається при повторному гартуванні перегрітих легованих сталей. Механізм фазової перекристалізації при нагріванні вихідної впорядкованої структури значно складніший, ніж звичайний механізм перекристалізації.

При певних умовах сталь втрачає здатність до перекристалізації при  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворенні. Нагрівання великозернистої впорядкованої структури вище  $A_{c2}$  може викликати утворення зерен аустеніту тієї ж форми, розміру й орієнтації, як і вихідне зерно сталі. У результаті відбувається відновлення вихідного зерна. Таке явище називається структурною спадковістю в сталі. Воно спостерігається лише при певному легуванні сталі і швидкостях повторного нагрівання. Коли позначити знаком «плюс» проявлення структурної спадковості, а «мінус» — її відсутність, то вплив легування і швидкості нагрівання на структурну спадковість описується наступним чином (табл. 25).

**Можливість проявлення структурної спадковості в сталях  
залежно від швидкості нагрівання**

Сталі	Швидке нагрівання	Помірне нагрівання	Повільне нагрівання
Високолеговані	+	+	+
Леговані	+	-	+
Низьколеговані і вуглецеві	-	-	-

У низьколегованих і вуглецевих сталях структурна спадковість можлива при швидкостях нагрівання порядку 1000 °C/с.

При нагріванні загартованої і невідпущеної сталі зі швидкостями сотні градусів за секунду реалізується особливий кристалографічно впорядкований механізм утворення аустеніту, подібний оберненому мартенситному перетворенню у високолегованих сплавах. У результаті відбувається відновлення зерна вихідної структури. Утворений при впорядкованому  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворенні аустеніт є фазово-наклепаний. З підвищенням температури нагрівання вище  $T_p$  відбувається його рекристалізація, і тільки тоді зерно аустеніту подрібнюється.

При проміжних помірних швидкостях нагрівання 100—150 °C/хв, коли встигає відбутись повний розпад мартенситу до початку  $\alpha - \gamma$  переходу, структурна спадковість сталі не проявляється. При цьому  $\alpha \rightarrow \gamma$  перехід співпадає з рекристалізацією і зерно відразу отримується дрібним, тобто реалізується нормальний невпорядкований механізм перекристалізації.

Структурна спадковість добре проявляється в конструкційних сталях типу 30ХГСА, 37ХНЗА і 20Х2Н4А при швидкісному електронагріванні, а також у соляних ваннах. У високолегованих швидкорізальних сталях, мартенситно-старіючих, нержавіючих мартенситних сталях структурна спадковість проявляється в широкому діапазоні швидкостей нагрівання, які звичайно застосовуються в практиці термічної обробки.

### Ріст зерна аустеніту

Збільшення розміру зерна аустеніту при підвищенні температури після переходу через критичну точку  $A_{c1}$ , навіть у сталях з однаковим хімічним складом відбувається по-різному. В одних сталях воно починається при незначному перевищенні критичної точки  $A_{c1}$ . Такі сталі називають спадково великозернистими. В інших дрібне зерно аустеніту зберігається при нагріванні до більш вищих температур 900—950 °C. Такі сталі є спадково дрібнозернистими.

Отже, під спадковою зернистістю розуміють схильність аустенітного зерна до росту при підвищенні температури нагрівання (рис. 93).

Карбід- і нітридотвірні елементи Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr затримують ріст зерна аустеніту при нагріванні, причому тим сильніше, чим більш стійку фазу утворює елемент. Al, зв'язаний у нітрид, також затримує ріст зерна. Такий вплив



карбідо- або нітридотвірних елементів пояснюється наявністю нерозчинених в аустеніті дисперсних карбідів і нітридів, які мають бар'єрну дію на границю зерна, що переміщається. Розчинення і коагуляція дисперсних фаз в аустеніті усуває або знімає ефект бар'єрної дії частинок.

Максимальний розмір зерна аустеніту  $d$  залежить від розміру частинок і їх кількості:

$$d = \left( \frac{4}{3} \right) \left( \frac{r}{f} \right),$$

де  $r$  — радіус частинок;

$f$  — їх об'ємна частка.

Отже, чим більша об'ємна частка нерозчинених частинок зберігається в сталі при нагріванні і менший їх розмір, тим більш дрібнодисперсним отримується аустеніт. Для отримання дрібнодисперсної сталі в широкому діапазоні температур нагрівання найбільш ефективно легування сталі двома або більше карбідо- або нітридотвірними елементами, що мають різну температуру переходу відповідних фаз у твердий розчин.

Спадкова зернистість залежить від складу сталі й методу її розкислення (виведення кисню з рідкого металу). Спадково дрібнозернистими є сталі, розкислені при виплавці алюмінієм, ванадієм, титаном. При затвердінні таких сталей утворюються стійкі оксиди  $Al_2O_3$ ,  $V_2O_5$ ,  $TiO_2$  та нітриди (наприклад,  $AlN$ ), які у вигляді дуже дрібних включень розташовуються по межах зерен, перешкоджаючи росту зерна при нагріванні. Проте, таке гальмування росту зерна аустеніту спостерігається тільки до певної температури. При завищенні цієї температури оксиди та нітриди розчиняються в аустеніті й зерно росте, навіть інтенсивніше, ніж у спадково великозернистій сталі (див. рис. 93).

Слід відмітити, що  $C$ ,  $N$  і  $Al$ , які не зв'язані в карбіди і нітриди, а знаходяться в твердому розчині — аустеніті, сприяють росту його зерна. Також збільшують схильність до росту зерна бор, марганець і кремній.

Спадкові (аустенітні) зерна треба відрізнити від дійсних зерен, тобто зерен фериту, перліту або інших продуктів розпаду аустеніту, які можна спостерігати під мікроскопом. За розміром дійсного зерна важко стверджувати, якою насправді є сталь — спадково дрібнозернистою чи великозернистою. Спадково дрібнозерниста сталь, нагріта до дуже високих температур, при яких відбувається інтенсивний ріст зерна, дає крупне зерно і, навпаки, спадково великозерниста сталь, нагріта з невеликим перевищенням критичної точки, дає дрібне дійсне зерно. Дійсне зерно — це розмір зерна сталі, який отримується її термічною обробкою, початкове зерно — розмір зерна аустеніту в момент завершення перлітно-аустенітного перетворення; спадкове зерно — це схильність аустенітних зерен збільшуватись. Розмір перлітних зерен, при однаковій температурі

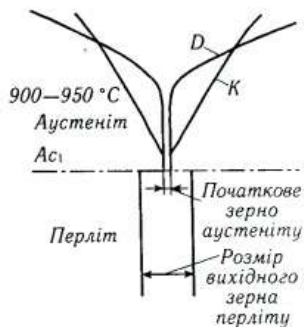


Рис. 93. Схема росту зерна у спадково великозернистій  $K$  і дрібнозернистій  $D$  сталей

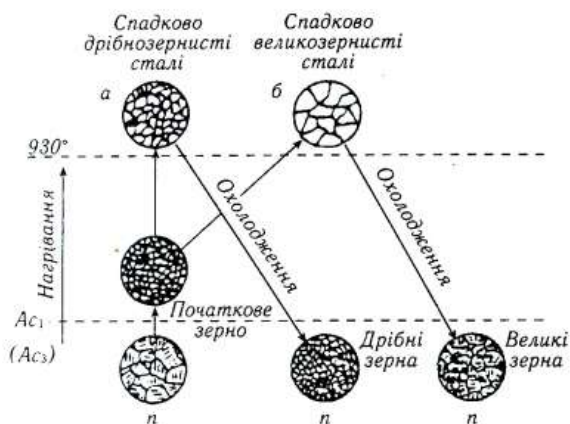


Рис. 94. Схема зміни розміру зерна в залежності від температури нагрівання сталі:  
 а — спадково дрібнозернисті сталі;  
 б — спадково великозернисті сталі

ність і в'язкість і меншу чутливість до концентрації напружень, ніж відповідні продукти перетворення великозернистого аустеніту. При високошвидкісному нагріванні, наприклад струмами високої частоти, можна отримати надзвичайно дрібні зерна аустеніту.

На властивості сталі впливає тільки дійсний розмір зерна, спадковий розмір зерна впливу не чинить.

**Визначення величини зерна.** Розмір зерен аустеніту встановлюють різними методами. Найперспективнішим є метод визначення з допомогою спеціальних мікроскопів з нагрівальною вакуумною камерою. Зерна, видимі на шліфі при збільшенні у 100 разів, порівнюють із зображенням еталона на плакаті (кресленні). Величину зерен позначають номерами (балами). Сталі із зерном № 1—5 відносяться до групи великозернистих, із зерном № 6—15 — до дрібнозернистих (рис. 95).

**Перегрівання і перепалювання.** Сталі з грубою великозернистою структурою, сформованою внаслідок високотемпературного нагрівання,

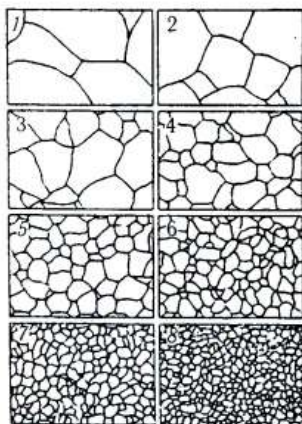


Рис. 95. Шкала зернистості сталі. Цифрами позначено номер зерна.  $\times 100$

називають перегрітими; перегрів виправляють повторною аустенізацією з дещо слабшим нагріванням. Перепалювання сталі наступає за ще вишого нагрівання, ніж те, що спричинює перегрівання, і до того ж в окислювальній атмосфері. Воно супроводжується утворенням по межах зерен оксидів заліза.

При перепалюванні злом сталі каменеподібний. Перепалювання — непоправний дефект сталі.

## 12.2. ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ

### Дифузійні перетворення аустеніту при охолодженні сталі

Вплив переохолодження на стійкість аустеніту та швидкість перетворення зображають графічно у вигляді діаграм. Будують їх у координатах «температура перетворення — час», звичайно час відкладають на логарифмічній шкалі.

Діаграми отримують експериментально. Зразки сталі, нагріті до аустенітного стану, швидко переносяться у ванну з рідким середовищем, яке має температуру нижче зрівноваженої температури перетворення, і витримують до завершення перетворення. При цьому фіксують зміни будь-яких параметрів (розмірів, магнітних властивостей тощо), щоб визначити час початку та кінця перетворення.

Розпад аустеніту може відбуватися лише при температурі нижче  $727^{\circ}\text{C}$  точка  $A_1$ , коли вільна енергія аустеніту вище за вільну енергію продуктів його перетворення. Тому для розпаду аустеніту обов'язково повинне бути деяке переохолодження. Від ступеня переохолодження залежать швидкість перетворення і будова продуктів розпаду аустеніту.

Основні моменти перетворення розглянемо на прикладі евтектоїдної сталі. Вони відбуваються в інтервалі температур від  $A_1$   $727^{\circ}\text{C}$  до  $M_n$   $250^{\circ}\text{C}$ .

Після охолодження сталі нижче точки  $A_1$  (рис. 96) аустеніт протягом деякого часу зберігається без розпаду (на рис. 96 цей час дорівнює відріzkу  $oa$ ). Це інкубаційний період. Потім починається розпад  $A_{\gamma} \rightarrow P$  ( $\Phi + \Psi$ ). Розпад аустеніту повністю закінчується в точці  $b$ .

На базі експериментальних кривих, одержаних для багатьох температур переохолодження, будують діаграму ізотермічного перетворення аустеніту (рис. 97). Експериментальні криві суміщують на одній діаграмі (рис. 97, а). По осях координат відкладають час і температуру розпаду аустеніту (рис. 97, б).

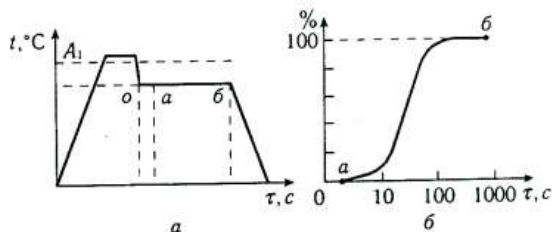


Рис. 96. Графік (а) і крива (б) ізотермічного перетворення аустеніту

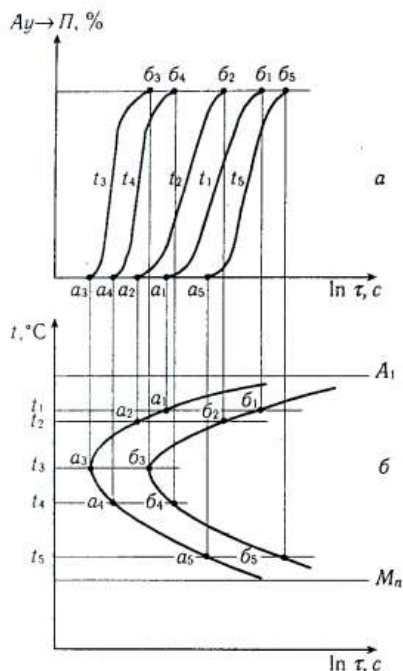


Рис. 97. Схема побудови діаграми ізотермічного перетворення аустеніту евтектоїдної сталі

Точки  $a_1$  початку розпаду аустеніту і  $b_1$  закінчення розпаду для кожної температури перетворення переносять на відповідні горизонталі температур. Потім точки  $a$  і  $b$  з'єднують. Ліва крива діаграми — лінія початку ізотермічного перетворення аустеніту, права — кінця перетворення. Ці криві називають С-кривими.

Ділянка між віссю ординат і кривою початку розпаду аустеніту — інкубаційний період. Тут аустеніт не виявляє ознак розпаду.

При температурах, близьких до  $A_{c1}$  нижче  $A_{c1}$  і до  $M_n$  початок мартенситного перетворення, але дещо вищих за  $M_n$ , аустеніт найбільш стійкий, бо ліва С-крива найбільш віддалена від осі ординат.

При температурі  $t_3$  аустеніт найменш стійкий. Ця температура близько  $550^\circ\text{C}$  для евтектоїдної сталі.

Залежно від ступеня переохолодження аустеніту розрізняють три температурні ділянки перетворення: перлітну, проміжного перетворення і мартенситну (рис. 98).

### Перлітні перетворення

Інтервал температур  $A_1$ — $550^\circ\text{C}$ . Суть перетворення аустеніту в перліт полягає у розпаді:  $Ay \rightarrow (\Phi + \text{Ц})$ .

В евтектоїдних сталях перед розпадом вуглець дифундує всередині аустеніту і накопичується в певних місцях на межах зерен аустеніту з утворенням зародків цементиту. Ріст зародків цементиту йде за рахунок дифузії вуглецю з прилеглих об'ємів аустеніту; аустеніт збіднюється вуглецем і перетворюється на ферит. Таким чином, пластини цементиту і фериту розміщуються паралельно.

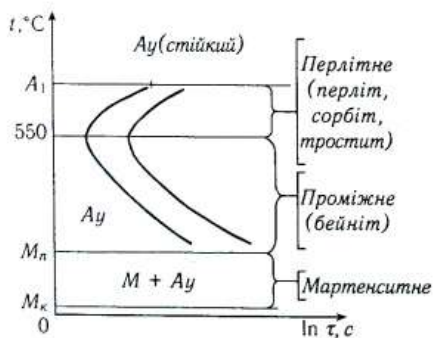


Рис. 98. Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту евтектоїдної сталі

Перліт росте з окремих центрів у вигляді колоній (рис. 99). Зародком перлітної колонії може бути цементит (рис. 99, а), або ферит, зародження якого полегшено на межі аустенитних зерен. При збільшенні товщини цементитної пластини збіднення аустеніту вуглецем створює умови для зародження зерен, шляхом поліморфного перетворення, утворення феритних пластин, що межують з цементитною (рис. 99, б, в). При збільшенні товщини феритної пластини, яка практично не містить вуглецю, він відтісняється в аустеніт, у результаті чого створюються умови для появи нових цементитних пластин (рис. 99, г, д). Таке багатократне змінне зародження пластин фериту і цементиту не є єдиною можливістю бокового росту евтектоїдних колоній.

Крім бокового, проходить торцевий ріст пластин фериту і цементиту (рис. 99, г, д). Перед торцями пластин фериту і цементиту концентрація вуглецю в аустеніті відповідно підвищена і понижена, тобто існують градієнти концентрації перпендикулярно і паралельно фронту перетворення (при рості однієї фази градієнт концентрації тільки перпендикулярний фронту перетворення). Ріст перлітної колонії контролюється дифузійним перерозподілом вуглецю паралельно фронту перетворення в об'ємі аустеніту і прямо по межі перлітної колонії. Кооперативний ріст двофазної колонії шляхом дифузійного перерозподілу компонентів — найбільш характерна особливість перлітного перетворення.

Швидкість росту колонії і міжпластинчаста віддаль (сумарна товщина пластин фериту і цементиту, або віддаль між серединами найближчих одноіменних пластин) постійні для даного ступеню переохолодження аустеніту. Товщина пластин залежить від наступних факторів: чим тонше пластини обох фаз, тим менші шляхи дифузії вуглецю на фронті перетворення і тим швидше завершується його перерозподіл, який є необхідний для кооперативного росту колонії; із зменшенням товщини пластин зростає сумарна поверхня їх розділу і, відповідно, зменшується різниця  $\Delta F_{зар} - \Delta F_{нов}$ , яка є рушійною силою перетворення. При даному ступені переохолодження, тобто при певній величині різниці вільних енергій аустеніту і перліту  $\Delta F_{зар}$ , встановлюється така міжпластинчаста віддаль, при якій швидкість росту, яка залежить від вказаних факторів є максимальною.

Із збільшенням ступеня переохолодження  $\Delta T$  зростає  $\Delta F_{зар}$ , що дозволяє розвиватись більшій поверхні  $\Phi/\Omega$  — міжпластинчаста віддаль у перліті зменшується.

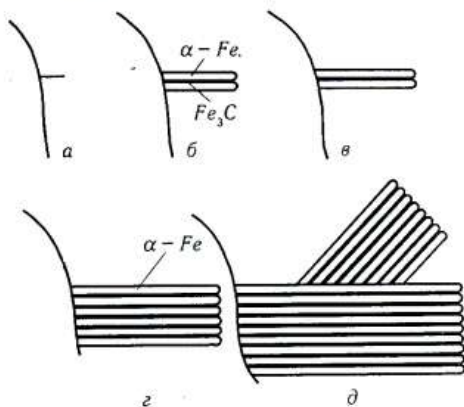


Рис. 99. Схема зародження, торцевого і бокового росту перлітних колоній

Міжпластинчаста віддаль  $S$  в перліті — важлива структурна характеристика. З її зменшенням міцнісні властивості сталі зростають.

В евтектоїдній сталі при розпаді аустеніту в області температур від  $A_1$  до  $= 650^\circ\text{C}$  міжпластинчаста віддаль у колоніях дорівнює 0,5—1,0 мкм, двофазна будова колоній добре спостерігається при середніх збільшеннях мікроскопа. Такий евтектоїд називають перлітом. При розпаді аустеніту в інтервалі температур приблизно  $650\text{—}600^\circ\text{C}$  міжпластинчаста віддаль є рівною 0,4—0,2 мкм, двофазна будова колоній виявляється лише при більших збільшеннях світлового мікроскопа (гранична роздільна здатність світлового мікроскопа — 0,2 мкм). Такий евтектоїд називають сорбітом. Розпад аустеніту в інтервалі температур  $600\text{—}500^\circ\text{C}$  дає тонку евтектоїдну суміш із міжпластинчастою віддаллю близько 0,1 мкм. Двофазна будова такого евтектоїду, що називається троостит, виявляється тільки під електронним мікроскопом.

При безперервному охолодженні вказані структури утворюються у вуглецевій евтектоїдній сталі за наступних умов: перліт — при охолодженні сталі з аустенітного стану (разом із піччю) із швидкістю кілька градусів за хвилину, сорбіт — при охолодженні на повітрі із швидкістю кілька десятків градусів у хвилину, троостит — при охолодженні в масилі зі швидкістю кілька десятків градусів за секунду.

У сталі з 0,8% С твердість перліту, сорбіту, трооститу дорівнює приблизно  $HV\ 170\text{—}230$ ,  $HV\ 230\text{—}330$  і  $HV\ 330\text{—}400$  відповідно.

Поряд із міжпластинчастою віддаллю всередині колоній важливою структурною характеристикою є розмір колоній. Ці колонії при руйнуванні сталі ведуть себе як самостійні зерна. Розмір фасеток у зломі в середньому дорівнює розміру перлітних колоній. Із зменшенням розміру перлітних колоній, які називаються також евтектоїдними зернами, ударна в'язкість сталі зростає.

Перлітні колонії зароджуються на межах аустеніту зерен. Тому із зменшенням розміру зерна аустеніту скорочується і розмір перлітних колоній (при даному ступені переохолодження аустеніту). Із ростом ступеню переохолодження перлітні колонії стають дещо дрібнішими. Ні розмір аустенітного зерна, ні розмір перлітних колоній не впливають на міжпластинчасту віддаль, яка залежить тільки від температури перетворення.

В до- і заевтектоїдних сталях перед перлітним перетворенням відбувається виділення надлишкових фаз — фериту і вторинного цементиту (рис. 100).

У випадку безперервного охолодження надлишковий ферит починає утворюватись при переохолодженні аустеніту нижче точки  $A_3$  і продовжує зароджуватись і рости до температури нижче точки  $A_1$ . При рості фериту вуглець накопичується в аустеніті перед фронтом перетворення, так як ферит майже не містить вуглецю. При температурах нижче  $A_1$  в цих, збагачених вуглецем ділянках аустеніту, зароджується перлітна колонія. Для цього склад аустеніту не обов'язково повинен досягати концентрації 0,8%. У перліті (сорбіті, трооститі), що утворюється з аустеніту із вмістом менше 0,8%, збільшена доля феритних проміжків. Такий евтектоїд, з підвищеним відносно рівноважної концентрації

евтектоїдної точки вмістом заліза, називають квазіевтектоїдом. У заевтектоїдних сталях квазіевтектоїд більш забезпечений вуглецем у порівнянні зі складом точки S.

Швидкість росту колоній перліту в об'ємі аустеніту є високою, тому після початку перлітного перетворення утворення доевтектоїдного фериту практично припиняється.

Відносна кількість структурно вільної надлишкової фази залежить від ступеню переохолодження аустеніту. Із збільшенням швидкості охолодження зменшується кількість надлишкового фериту або вторинного цементу. При достатньо швидкому охолодженні утворення надлишкової фази у вигляді самостійкої структурної складової повністю припиняється і сталь неевтектоїдною складу набуває чисто квазіевтектоїдної структури.

Надлишковий ферит у доевтектоїдних сталях зустрічається в двох формах: у вигляді компактних рівновісних зерен, а також у вигляді орієнтованих відманштеттових пластин. Компактні виділення доевтектоїдного фериту утворюються переважно по межах зерен аустеніту, а відманштеттові пластини — всередині аустенітних зерен, причому часто вони беруть початок від компактних виділень фериту.

Орієнтовані пластини фериту спостерігаються лише в сталях, що містять менше 0,4 % С і при умові, що аустенітне зерно великого розміру. Таке зерно буває в литій сталі, а також у сталі, нагрітій до 1100—1200 °С (явище перегріву). Із зменшенням розміру аустенітного зерна частка відманштеттового фериту зменшується, а частка фериту в формі рівновісних зерен зростає. Найбільш чітко відманштеттова структура проявляється при прискореному охолодженні сталі. Під час охолодження первинні продукти розпаду розміщуються вздовж певних кристалографічних площин, що обумовлюється кристалографічною відповідністю між цими продуктами і матричним зерном.

У доевтектоїдних сталях відманштеттова структура формується зі структурно вільного фериту у вигляді пластин та голок. В заевтектоїдних сталях внаслідок випадання вторинного цементиту відманштеттова структура має вигляд пластин. У деяких випадках вона виявляється у вигляді правильних геометричних фігур — квадратів, трикутників. Сталі з великозернистою відманштеттовою структурою

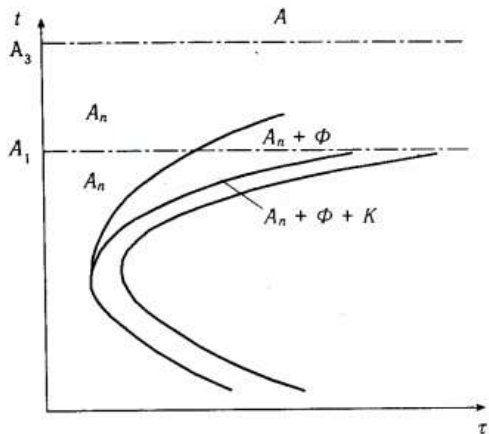


Рис. 100. Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в доевтектоїдній сталі:

A — стійкий аустеніт;  $A_n$  — переохолоджений аустеніт;  $\Phi$  — ферит; K — карбід

відрізняються низькою ударною в'язкістю і підвищеною крихкістю, які усуваються фазовою перекристалізацією.

### Мартенситне перетворення та його особливості

Якщо швидкість охолодження сталі від високих температур (вище  $A_{c3}$ , діаграми стану Fe—Fe<sub>3</sub>C) стає достатньою, щоб виключити розпад аустеніту на ферито-цементитну суміш, то в аустеніті відбувається мартенситне перетворення [Fe<sub>γ</sub>(C)→Fe<sub>α</sub>(C)] з утворенням нової фази в сталі мартенситу.

Мартенсит представляє собою пересичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі. Якщо в зрівноваженому стані розчинність вуглецю в  $\alpha$ -залізі при 20 °С не перевищує 0,002 %, то його вміст у мартенситі може бути таким, як і у вихідному аустеніті.

Атоми вуглецю займають октаедричні пори вздовж осі (0001) в решітці  $\alpha$ -заліза (мартенситу) і значно її спотворюють. Мартенсит має тетрагональну решітку (рис. 101), в якій один період «с» більший за інший — «а». При збільшенні вмісту вуглецю висота тетрагональної призми «с» зростає, а розміри її основи зменшуються (рис. 101, а).

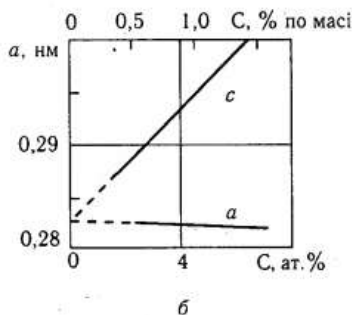
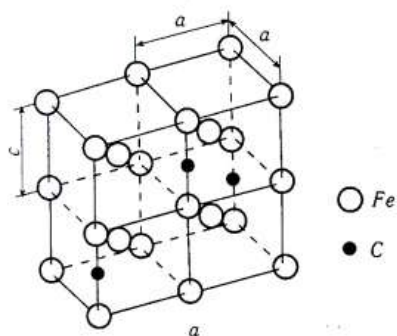


Рис. 101. Кристалічна структура мартенситу:

а — кристалічна решітка; б — періоди решітки в залежності від вмісту вуглецю

Відповідно, чим більше в мартенситі вуглецю, тим більше відношення  $c/a$ , тобто більша тетрагональність решітки. Відношення  $c/a = 1 + 0,046 C$ , де  $C$  — концентрація вуглецю в аустеніті, % за масою.

Мартенситне перетворення відбувається тільки в тому випадку, коли швидким охолодженням аустеніт переохолоджується до низьких температур, при яких дифузійні процеси стають неможливими. Перетворення носить бездифузійний характер, тобто воно не супроводжується дифузійним перерозподілом атомів вуглецю і заліза в решітці аустеніту.



Мартенситне перетворення проходить шляхом зсуву і не супроводжується зміною складу твердого розчину.

Зсувний механізм перетворення відрізняється закономірним кооперативним напрямком зміщення атомів у процесі перебудови решітки. Окремі атоми зміщуються один відносно іншого на віддалі, що не перевищують міжатомні, зберігаючи взаємне сусідство, але величина абсолютного зміщення росте пропорційно віддалі міжфазної межі. Це призводить до макроскопічного зсуву, зовнішнім проявом якого є мікрорельєф на поверхні металічного шліфа. В процесі перетворення кристали мартенситу спряжені з аустенітом по певних кристалографічних площинах і міжфазна межа не утворюється.

Поки на межі мартенситу і аустеніту існує спряженість решіток (когерентність), швидкість утворення і росту кристалів мартенситу дуже велика  $10^3$  м/с.

В процесі зростання мартенситного кристалу внаслідок різниці питомих об'ємів аустеніту і мартенситу збільшуються пружні напруження в області когерентного спряження, що в кінцевому рахунку призводить до пластичної деформації й утворення міжфазної межі з невпорядкованим розміщенням атомів. Спряженість решіток порушується і при досягненні зростаючим кристалом межі зерна (субграниці) або інших дефектів кристалу. При порушенні когерентності решіток подальший впорядкований перехід атомів з аустеніту в мартенсит стає неможливим, і ріст кристалів мартенситу припиняється.

Дифузійний перехід атомів із кристалів аустеніту в мартенсит при низьких температурах неможливий. Подальше перетворення протікає в результаті утворення нових кристалів мартенситу.

Мартенситне перетворення в загальному випадку не вдається подавити швидким охолодженням, як це може бути при дифузійних перетвореннях. При переохолодженні до температури, що відповідає точці  $M_n$ , аустеніт починає перетворюватись у мартенсит. Відповідно температура, що відповідає точці  $M_n$ , представляє собою температуру початку мартенситного перетворення.

Щоб мартенситне перетворення розвивалось, необхідно безперервно охолоджувати сталь нижче температури  $M_n$ . Якщо охолодження припинити, то мартенситне перетворення також зупиниться. Ця особливість мартенситного перетворення різко відрізняє його від дифузійного перлітного, яке повністю протікає в ізотермічних умовах при температурі нижче точки  $A_1$ . Залежність кількості мартенситу, що утворився, від температури, до якої охолоджений зразок, описується мартенситною кривою (рис. 102). Чим нижча температура, тим більше утворюється мартенситу. Кількість мартенситу при цьому зростає у результаті утворення все нових і нових кристалів, а не внаслідок росту кристалів, що утворились, які мають некогерентну межу. При досягненні певної для кожної сталі температури, перетворення аустеніту в мартенсит припиняється. Цю температуру закінчення мартенситного перетворення позначають  $M_k$ . Положення точок  $M_n$  і  $M_k$  не залежить від швидкості охолодження і обумовлено хімічним складом аустеніту.

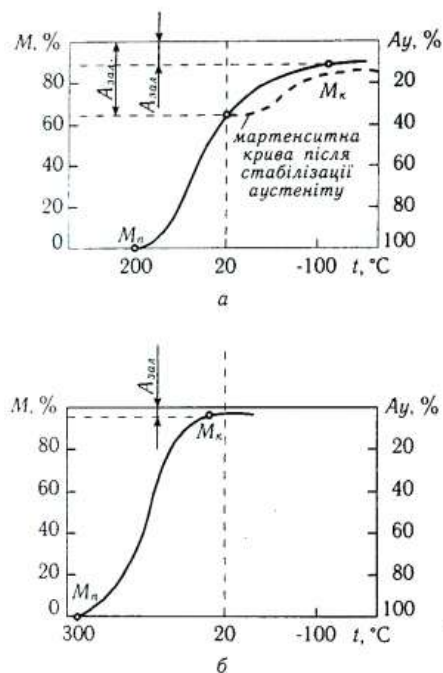


Рис. 102. Мартенситні криві для високовуглецевої а і низьковуглецевої б сталей ( $A_{зост}$  — залишковий аустеніт)

Температура  $M_s$  завжди лежить нижче точки  $T_0$ , яка відповідає рівності вільних енергій аустеніту і мартенситу (рис. 104).

Аустеніт, в якому при пластичній деформації спостерігається  $\gamma \rightarrow \alpha$  перехід, часто називають метастабільним (по відношенню до пластичної деформації аустенітом).

Утворення кристалів мартенситу пов'язано не тільки із зниженням об'ємної вільної енергії  $\Delta F_{об}$  (рис. 104), але появою поверхневої енергії  $\Delta F_{пов}$ , і, що особливо важливо, енергії пружної деформації  $\Delta F_{пр}$ , які затруднюють перетворення.

Результуюче зменшення вільної енергії системи  $\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{пов} + \Delta F_{пр}$ . Для початку мартенситного перетворення необхідно настільки переохолодити аустеніт нижче температури метастабільної рівноваги його з мартенситом, щоб термодинамічний стимул перетворення  $\Delta F_{об}$  досяг необхідної величини (рис. 104).

Чим більше в аустеніті вуглецю, тим нижчі температури точок  $M_s$  і  $M_k$  (рис. 103, а). Всі легуючі елементи, які розчинені в аустеніті, за виключенням Со і Al, знижують точки  $M_s$  і  $M_k$  (рис. 103, б).

Мартенситне перетворення дуже чутливе до напружень, а деформація аустеніту може викликати перетворення навіть при температурах вищих  $M_s$ . Причому утворення мартенситу може відбуватись при деформації аустеніту як у пружній, так і в пластичній областях. Мартенсит, що утворюється при деформації в пружній області називають мартенситом напруження, а мартенсит, який отримується під дією пластичної деформації — мартенситом деформації. На відміну від них мартенсит, що утворюється при охолодженні в мартенситному інтервалі температур, називають мартенситом охолодження.

Верхньою температурною межею утворення мартенситу при пластичній деформації є точка  $M_d$ , вище якої мартенсит не утворюється при будь-яких ступенях деформації.

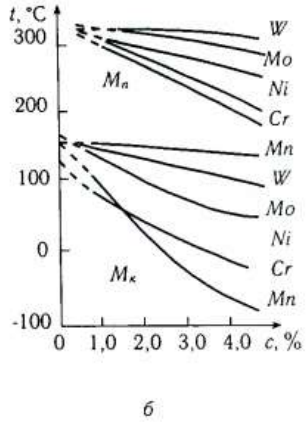
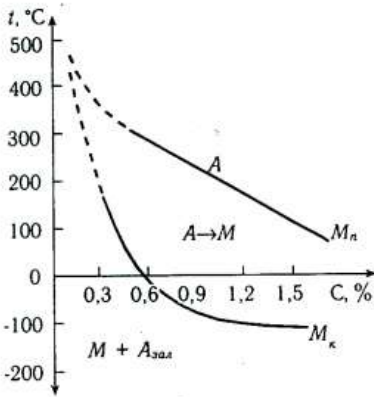


Рис. 103. Температури мартенситних точок  $M_n$  і  $M_k$ :

а — вплив вмісту вуглецю;  
б — вплив вмісту  $c$  легуючих елементів

Аналогічно деформація мартенситу викликає обернене мартенситне перетворення в області температур нижче точки  $A_n$  до деякої температури  $A_k$ .

Кристали мартенситу в залежності від складу сталі, а відповідно, і від температури свого утворення можуть мати різну морфологію і субструктуру. Розділяють два типи мартенситу — пластинчастий і рейковий (рис. 105). Пластинчастий мартенсит утворюється у високовуглецевих сталях, що характеризуються низькою температурою мартенситної точки (рис. 103, а). У цьому випадку кристали мартенситу складаються в своїй середній частині з великої кількості мікродвійників, що утворюють зону підвищеного травлення, яка називається мідрибом.

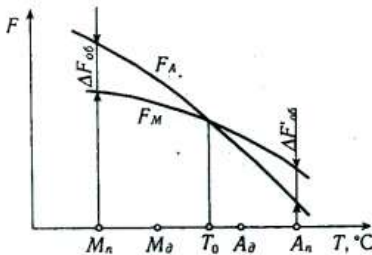


Рис. 104. Вплив температури на зміну вільної енергії аустеніту  $F_A$  і мартенситу  $F_M$



Рис. 105. Пластинчастий (голчастий) а і рейковий (масивний) б мартенсит в сталі 40Х після гартування від 950 °С

Коли кристали пластинчастого мартенситу розміщуються в площині шліфа, вони мають вигляд голочок.

У конструкційних вуглецевих і легованих сталях більша частина кристалів мартенситу має форму тонких рейок (рейковий мартенсит), витягнутих в одному напрямку. Рейки часто утворюють пакет. Такий високотемпературний мартенсит називають масивним на відміну від голчастого.

Тонка структура рейкового мартенситу складна і представляє собою заплутані дислокації високої щільності ( $\sim 10^{16} \text{ м}^{-2}$ ) при відсутності двійникових кристалів. У легованих сталях всередині мартенситних пакетів між кристалами мартенситу зберігаються прошарки залишкового аустеніту (рис. 105).

Розміри кристалів мартенситу визначаються величиною вихідного зерна аустеніту. Вони є тим більші, чим більше зерно аустеніту. Перша пластина мартенситу має довжину, що відповідає поперечному розміру зерна аустеніту. Кристали, що утворюються при більш низьких температурах, обмежені у своєму розвитку і мають менші розміри.

В загартованих сталях, що мають точку кінця мартенситного перетворення  $M_s$  нижче  $20^\circ\text{C}$ , і зокрема у вуглецевих сталях, що містять більше 0,4—0,5 % С (рис. 102, а), є присутній залишковий аустеніт. Його кількість зростає із зниженням точок  $M_n$  і  $M_s$ , тобто із ростом вмісту вуглецю і легуючих елементів у аустеніті. Виключення складають тільки Со і Al. В сталі з 0,6—1,0 % С кількість залишкового аустеніту не перевищує 10 %, а в сталі, що містить 1,3—1,5 % С вона досягає 30—50 %.

У деяких сталях з високим вмістом вуглецю і легуючих елементів, наприклад у сталі з 1,3 % С і 12 % Сг, кількість залишкового аустеніту після гартування від високих температур може досягати 80—100 %. Це пояснюється зниженням температур, що відповідають точці  $M_n$  в області мінусових температур.

При кількості залишкового аустеніту 20—30 % його можна спостерігати в мікроструктурі загартованої сталі у вигляді світлих полів між голками мартенситу.

Якщо затримати на деякий час охолодження при температурі, яка знаходиться нижче температури, що відповідає точці  $M_n$ , наприклад  $20^\circ\text{C}$  (рис. 102, а), то аустеніт, який зберігся неперетвореним при охолодженні до цієї температури, стає більш стійким.

Стабілізація аустеніту проявляється в тому, що при наступному зниженні температури перетворення аустеніту в мартенсит поновлюється не відразу (рис. 102, а), а відбувається при більш низькій температурі і менш інтенсивно. Кількість мартенситу, що утворюється в підсумку виявляється меншою, ніж в умовах неперервного охолодження. Це явище стабілізації проявляється більш сильно в інтервалі температур  $M_n$  —  $M_s$  і залежить від температури, при якій затрималось охолодження. Температура, нижче якої проявляється цей ефект стабілізації, позначається  $M_c$ . Явище стабілізації іноді пояснюється релаксацією напружень, які стимулюють мартенситне перетворення.

Характерною особливістю мартенситу є його висока твердість і міцність. Твердість мартенситу зростає із збільшенням у ньому вмісту вуглецю. У сталі

з 0,6—0,7% С твердість мартенситу складає  $HRC\ 65$ ,  $HV\ 960$ , що набагато більше від твердості фериту.

Границя міцності низьковуглецевого мартенситу, що містить 0,025% С, 1000 МПа, а при 0,6—0,8% С досягає 2600—2700 МПа. Але із підвищенням у мартенситі вмісту вуглецю зростає його схильність до крихкого руйнування. Мартенсит, що містить понад 0,35—0,40% С, має знижений опір зародженню тріщини і низьке значення в'язкості руйнування  $K_{Ic}$ . Твердість (міцність) мартенситу обумовлена утворенням пересиченого вуглецем твердого розчину, хмар Коттрела на дислокаціях, високою щільністю дислокацій  $(10^{10}—10^{12}) \cdot 10^4\ m^{-2}$  і великою кількістю меж і субгрань (внутрішніх поверхонь розділу), що затруднюють рух дислокацій. Крихкість мартенситу пов'язана з утворенням атмосфер із атомів вуглецю на дефектах будови.

Мартенсит у порівнянні з іншими структурними складовими сталі, і особливо аустенітом, має найбільший питомий об'єм. Питомий об'єм аустеніту при вмісті 0,2—1,4% С складає  $(0,12227—0,12528) \cdot 10^{-3}\ m^3/kg$ , а мартенситу  $(0,12708—0,13061) \cdot 10^{-3}\ m^3/kg$ . Збільшення питомого об'єму при утворенні мартенситу є однією із основних причин виникнення при гартуванні великих внутрішніх напружень, що викликають деформацію виробів або навіть появу тріщин.

Найбільше зростання об'єму спостерігається в евтектоїдній сталі, тому вона найбільш чутлива до утворення тріщин і деформації при гартуванні.

### Проміжне (бейнітне) перетворення

Бейнітне перетворення протікає в температурній області між перлітним і мартенситним перетвореннями. У результаті проміжного перетворення утворюється бейніт, який складається із  $\alpha$ -твердого розчину дещо перенасиченого вуглецем після мартенситного перетворення і частинок карбідів. Верхній бейніт, який утворюється в області температур — 500—350 °С, має «перистий» вигляд схожий на різану солому. Частинки карбідів виділяються не у вигляді пластинок, як у перліті, а у вигляді ізольованих вузьких частинок. Нижній бейніт утворюється при температурі від 350 °С до точки  $M_n$  і має голчасту (пластинчасту) будову. Карбідні частинки в нижньому бейніті розміщуються в пластинках  $\alpha$ -фази (рис. 106).

Бейнітне перетворення включає в себе елементи перлітного і мартенситного перетворень: дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті між продуктами його розпаду і мартенситне бездифузійне перетворення.

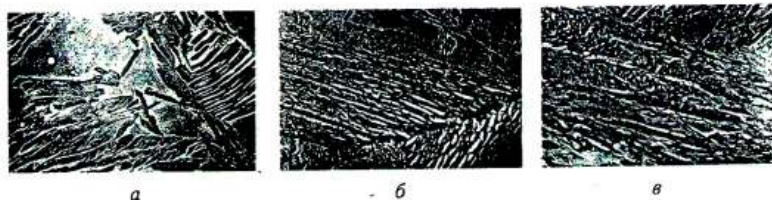


Рис. 106. Мікроструктура верхнього (а,б) і нижнього (в) бейнітів

Бейнітне перетворення протікає при температурах, коли самодифузія заліза і дифузія легуючих елементів практично неможливі, а дифузія вуглецю ще достатньо висока. Це і визначає особливості бейнітного перетворення. На початку перетворення відбувається дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті, що призводить до утворення в ньому об'ємів, збагачених і збіднених вуглецем. У ділянках аустеніту з низьким вмістом вуглецю, у яких точка  $M_n$  лежить в області температур проміжного перетворення (рис. 103) відбувається  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення за мартенситним механізмом. В об'ємах аустеніту, збагачених вуглецем, якщо їх пересичення високе, в процесі ізотермічної витримки можуть виділятися частинки карбідів, що призводить до збіднення цих ділянок аустеніту вуглецем і до протікання в них перетворення за мартенситним механізмом. Мартенситний механізм утворення  $\alpha$ -фази обумовлює її мартенситну структуру і появу характерного рельєфу на поверхні мікрошліфів, який особливо проявляється при утворенні нижнього бейніту.

Мартенсит ( $\alpha$ -фаза), що утворюється при бейнітному перетворенні перенасичений вуглецем і тим сильніше, чим нижча температура перетворення.

У зв'язку з цим після  $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, якщо дифузійна рухомість при даній температурі достатня, із перенасиченого  $\alpha$ -розчину можуть виділятися частинки карбідів. Механізм утворення верхнього і нижнього бейніту однаковий. Різниця в тому, що в області утворення верхнього бейніту спочатку відбувається більш значна диференціація по концентрації вуглецю в кристалах аустеніту, що викликає сильне збагачення окремих об'ємів аустеніту вуглецем і, відповідно, утворення збідненої вуглецем  $\alpha$ -фази. Виділення карбідів відбувається головним чином з аустеніту.

При утворенні нижнього бейніту, навпаки, збагачення аустеніту вуглецем порівняно невелике, а перенасичення  $\alpha$ -фази більш значне, тому карбіди виділяються головним чином у кристалах  $\alpha$ -фази (рис. 106, в).

Проміжне перетворення, як і мартенситне, в більшості випадків до кінця не проходить. Аустеніт, який не розпався при ізотермічній витримці, при наступному охолодженні може перетворюватись у мартенсит або зберігатись (залишковий аустеніт).

Утворення верхнього бейніту під час розпаду при 550—450 °С знижує пластичність сталі в порівнянні зі сталлю, в якій продукти розпаду аустеніту отримані в перлітній області (рис. 107). Твердість і міцність при цьому не змінюються або дещо знижуються. Понижена пластичність верхнього бейніту пов'язана і з виділенням порівняно грубих карбідів по границях феритних зерен.

У результаті розпаду аустеніту в нижній області проміжного перетворення спостерігається деяке підвищення міцності, твердості і пластичності.

Нижній бейніт у порівнянні з продуктами розпаду аустеніту в перлітній області (сорбіт, троостит) має більш високу твердість і міцність при збереженні високої пластичності.

Високі міцнісні властивості нижнього бейніту пояснюються наявністю атомів проникнення вуглецю і великою щільністю дислокацій у мартенситній

$\alpha$ -фазі, а також утворенням дисперсних карбідів, які розміщені в кристалах цієї фази.

### Ізотермічне перетворення аустеніту в легованих сталях

Розглянуті діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту є характерними для вуглецевих низьколегованих сталей. У легованих сталях, в яких у склад аустеніту крім вуглецю входять карбідоутворювальні елементи, ізотермічна діаграма має інший вигляд (рис. 108).

У цих сталях на ізотермічній діаграмі присутні два мінімуми стійкості переохолодженого аустеніту, які відповідають перлітному (дифузійному) і бейнітному (проміжному) перетворенням. Обидва перетворення розділені областю відносної стійкості аустеніту.

У випадку доєвтектоїдної або заєвтектоїдної легованих сталей на діаграмі ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту, так як і у вуглецевій сталі, з'являється додаткова лінія, яка відповідає початку виділення надлишкового легованого фериту, або карбідів. Перлітне перетворення в сталях, легованих карбідоутворювальними елементами, зводиться до поліморфного перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$  і дифузійного перерозподілу вуглецю, а також легуючих елементів, що призводить до утворення перліту (легований ферит + легований цементит). Особливістю проміжного перетворення в легованих сталях є те, що воно не проходить до кінця. Частина аустеніту, збагаченого вуглецем, при ізотермічній витримці не розпадається і при подальшому зниженні температури лише частково переходить в мартенсит, або навіть не перетворюється. Таким чином, у результаті проміжного перетворення легована сталь має структуру, що складається з бейніту і деякої кількості мартенситу або аустеніту, що не розпався (залишкового аустеніту).

Всі легуючі елементи (за виключенням Co) збільшують стійкість переохолодженого аустеніту в області перлітного і бейнітного перетворень і на

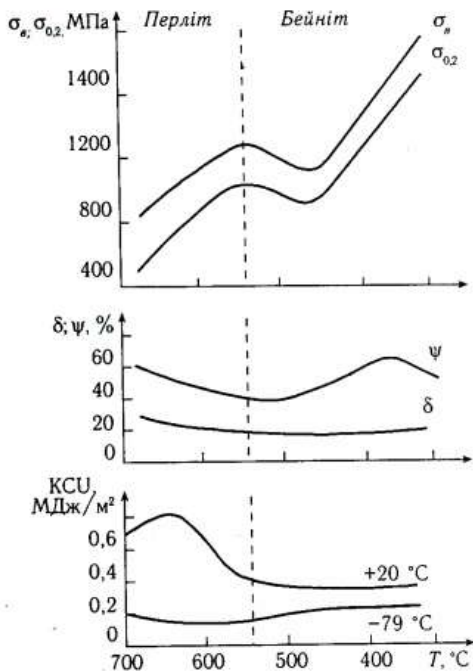


Рис. 107. Залежність механічних властивостей сталі 0,78 % С від температури перетворення переохолодженого аустеніту

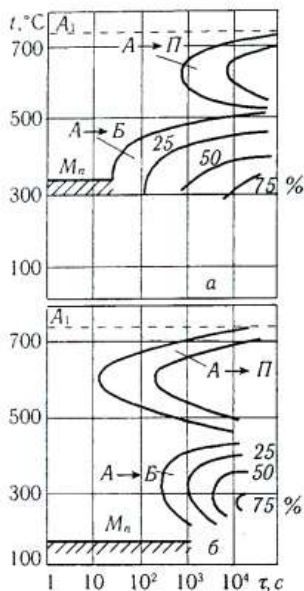


Рис. 108. Діаграми ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту в легованій сталі  
Цифри біля кривих вказують на ступінь перетворення, %

легуючих елементів, як і вихідний аустеніт. Отже, для утворення бейніту необхідна тільки дифузія вуглецю без перерозподілу концентрації легуючих елементів.

Особливо підвищується стійкість переохолодженого аустеніту при одночасному введенні в сталь кількох легуючих елементів, наприклад Cr і Ni, Cr і Mo та інших.

Легуючі елементи впливають неоднаково на стійкість аустеніту в перлітній і проміжних областях. Частіше в сталях з невеликою кількістю вуглецю максимальна швидкість перетворення відповідає проміжній області (рис. 108, а), а в сталях з високим вмістом вуглецю — інтервалу температур перлітного перетворення (рис. 108, б).

### Перетворення аустеніту при неперервному охолодженні

Схематичні діаграми, що показують вплив швидкості охолодження на температуру розпаду аустеніту і на кількість структурних складових після охолодження вуглецевої евтектоїдної сталі, наведені на рис. 109.

діаграмі ізотермічного перетворення зсувають вправо (тобто в сторону більшого часу витримки) криві початку і кінця розпаду. Причини високої стійкості переохолодженого аустеніту в області перлітного перетворення пов'язані із тим, що в результаті розпаду легovanого аустеніту в перлітній області утворюються ферит і легований цементит або спеціальний карбід. Для утворення такої феритокарбідної структури в  $\gamma$ -твердому розчині повинен пройти дифузійний перерозподіл не тільки вуглецю, але і легуючих елементів. Карбідоутворювальні елементи переходять в карбіди, а елементи, що не утворюють карбідів — у ферит. Затримка розпаду аустеніту в перлітній зоні пояснюється малою швидкістю дифузії легуючих елементів в аустеніті і зменшенням швидкості дифузії вуглецю під впливом карбідоутворювальних елементів. Крім того, легуючі елементи зменшують швидкість поліморфного перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$ , яке лежить в основі розпаду аустеніту.

В області температур проміжного перетворення переохолодженого аустеніту можлива лише дифузія вуглецю, а дифузія легуючих елементів не проходить, тому при розпаді аустеніту утворюється  $\alpha$ -розчин і карбід цементитного типу, що мають такий самий вміст



Чим більша швидкість охолодження і нижча температура розпаду аустеніту, тим дисперсніша ферито-цементитна структура, що утворюється. Отже, при невеликій швидкості охолодження  $V_1$  утворюється перліт (рис. 109), при більшій  $V_2$  — сорбіт і при ще більшій  $V_3$  — троостит. Бейніт при неперервному охолодженні вуглецевої сталі в більшості випадків не утворюється. При високих швидкостях охолодження крива  $V_4$  частина аустеніту переохолоджується до точки  $M_n$  і перетворюється в мартенсит. Структура в цьому випадку складається із трооститу і мартенситу.

При дуже великій швидкості охолодження дифузійний розпад аустеніту стає взагалі неможливим і тоді аустеніт переохолоджується до точки  $M_n$  і при подальшому охолодженні перетворюється в мартенсит крива  $V_5$ . Перетворення аустеніту в мартенсит не проходить до кінця, тому в загартованій сталі поряд із мартенситом завжди присутній в деякій кількості залишковий аустеніт.

Мінімальну швидкість охолодження крива  $V_x$ , (рис. 109), при якій весь аустеніт переохолоджується до точки  $M_n$  і перетворюється в мартенсит, називають критичною швидкістю гартування.

Критична швидкість гартування неоднакова для різних сталей і залежить від стійкості аустеніту, яка визначається його складом. Чим більша його стійкість, тим менша критична швидкість гартування. Вуглецеві сталі мають високу критичну швидкість гартування 800—200 °C/с. Найменшу критичну швидкість має евтектоїдна сталь. Чим більше зерно аустеніту і чим більша його однорідність (тобто чим вища температура нагрівання), тим вище стійкість переохолодженого аустеніту і менше критична швидкість гартування.

Легуючі елементи, що підвищують стійкість аустеніту, знижують критичну швидкість гартування. Наприклад, при введенні 1 % Cr в сталь з 1 % C критична швидкість гартування зменшується в два рази, а при введенні 0,4 % Mo критична швидкість гартування знижується з 200 до 50 °C/с. Дуже понижують критичну швидкість гартування Mn і Ni, менше її знижує W. Для багатьох легованих сталей критична швидкість гартування знижується до 20 °C/с і нижче. Со є єдиним легуючим елементом, який знижує стійкість аустеніту і підвищує критичну швидкість гартування.

Діаграми ізотермічного розпаду аустеніту тільки приблизно характеризують перетворення, що протікають при безперервному охолодженні. Час мінімальної стійкості аустеніту при безперервному охолодженні в 1,5 рази більший, ніж при

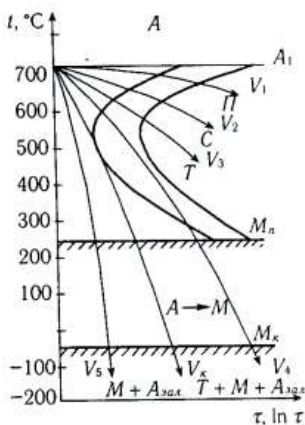


Рис. 109. Криві охолодження і діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в евтектоїдній сталі

ізотермічному розпаді. Отже в першому наближенні критичну швидкість гартування  $V_k$  ( $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ) можна визначати за формулою:

$$V_k = \frac{A_1 - t_{\min}}{1,5\tau_{\min}}$$

де  $A_1$  — температура, що відповідає рівноважній точці  $727^{\circ}\text{C}$ ;

$t_{\min}$  — температура мінімальної стійкості переохолодженого аустеніту;

$\tau_{\min}$  — час мінімальної стійкості аустеніту в перлітній області.

Для розроблення технології термічної обробки крім діаграм ізотермічного розпаду аустеніту використовують термокінетичні діаграми. За цими діаграмами можна отримувати точні дані про температурні інтервали протікання фазових перетворень при безперервному охолодженні і про структурні складові, які при цьому утворюються.

Термокінетичні діаграми також будують у координатах «температура—час» на основі аналізу серії кривих охолодження, на яких відмічають температури початку і кінця перлітного і проміжних перетворень і відповідно області цих перетворень (рис. 110).

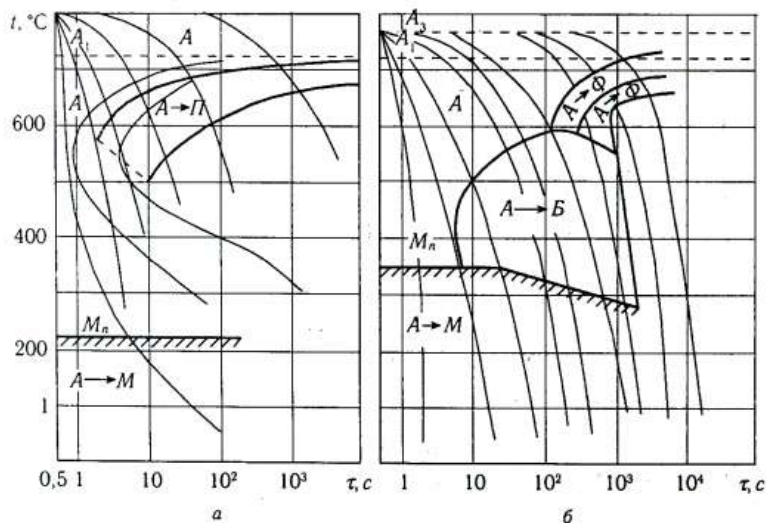


Рис. 110. Термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту:  
а — евтектоїдна сталь; б — доевтектоїдна сталь з 0,39% С, 1% Сг, 0,15% Мо.

Тонкі лінії на діаграмі для евтектоїдної сталі відповідають діаграмі ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту.

Ці діаграми показують, що при малих швидкостях охолодження у вуглецевій сталі протікає тільки дифузійний розпад аустеніту з утворенням феритоцементитної структури різного ступеню дисперсності (перліт, сорбіт, троостит). При високих швидкостях охолодження вище  $V_k$  дифузійний розпад аустеніту пригнічується і аустеніт має тільки мартенситне перетворення. У легованій сталі існує і область проміжного перетворення, в якій аустеніт розпадається з утворенням бейніту (рис. 110, б). Підвищення швидкості охолодження пригнічує перлітне перетворення і призводить до утворення бейніту. Проміжне перетворення не проходить до кінця, і тому після охолодження поряд з бейнітом завжди будуть присутні мартенсит і залишковий аустеніт. Для отримання мартенситної структури охолодження повинно відбуватись зі швидкістю вище критичної, коли перлітне і бейнітне перетворення стають неможливими.

### 12.3. ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ

Термічну обробку, яка полягає в нагріванні загартованої сталі до температури нижче точки  $A_{c1}$ , називають відпуском.

Мартенсит і аустеніт, які входять у загартовану сталь є незрівноваженими фазами. Перехід сталі в більш стійкий стан повинен супроводжуватись розпадом мартенситу і залишкового аустеніту з утворенням структури, що складається з фериту і цементиту. Розпад фаз відбувається за дифузійним механізмом, і тому швидкість процесу в основному обумовлена температурою нагрівання. При нагріванні спочатку відбувається розпад мартенситу.

Розпад мартенситу відносять до першого перетворення при відпуску. На першій стадії перетворення, яка протікає при температурі нижче  $200^\circ\text{C}$ , в кристалах мартенситу утворюються карбіди. На утворення частинок цих карбідів витрачається вуглець тільки з ділянок мартенситу, які безпосередньо оточують кристали карбідів, що виникають. Концентрація вуглецю в цих ділянках різко зменшується, тоді як ділянки, що розміщені далі, зберігають вихідну концентрацію вуглецю, яка була отримана після гартування. Таким чином, після нагрівання до низьких температур нижче  $150^\circ\text{C}$  в сталі поряд із частинками карбідів одночасно присутні два  $\alpha$ -твердих розчини (мартенситу) з більш високою вихідною і низькою концентрацією вуглецю. У зв'язку з цим даний тип розпаду мартенситу називають двофазним.

При температурах менше  $200^\circ\text{C}$  швидкість дифузії є малою, тому часточки карбідів, які утворились не збільшуються в розмірах, і розпад мартенситу супроводжується зародженням нових часточок карбіду. Карбідні виділення зароджуються на межах кристалів мартенситу і в місцях з підвищеною щільністю дефектів.

Карбідні часточки мають форму тонких пластинок товщиною кілька атомних шарів і довжиною декілька десятків нанометрів. Ці часточки називаються  $\epsilon$ -карбід і вони когерентно зв'язані з решіткою  $\alpha$ -розчину (рис. 111).

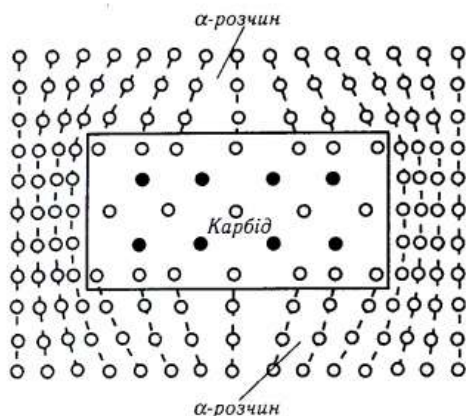


Рис. 111. Схема виникнення спотворень решітки при утворенні зародку карбіду всередині кристалу  $\alpha$ -твердого розчину. Решітки карбіду і  $\alpha$ -фази пов'язані між собою (когерентні). Білі кружальця — атоми заліза, чорні — атоми вуглецю

будовою і складом відрізняються від цементиту. Після низькотемпературного відпуску в мартенситі присутній гексагональний  $\epsilon$ -карбід (ймовірно  $\text{Fe}_2\text{C}$ ). Утворення  $\epsilon$ -карбіду при відпуску, замість більш стабільного цементиту, пов'язано із тим, що на межі  $\alpha$ -розчину і  $\epsilon$ -карбіду спряження решіток краще, і відповідно поверхнева енергія нижча, ніж на межі мартенситу і цементиту. В зв'язку з цим виникнення критичного зародка цього карбіду вимагає меншої флуктуації енергії.

При низькотемпературному відпуску легованих сталей не відбувається дифузійний перерозподіл легуючих елементів і тому частинки карбідів, що виділяються, мають такий же вміст легуючих елементів, як і в мартенситі.

Структуру, що утворюється в результаті розпаду мартенситу при температурах нижче  $350^\circ\text{C}$ , називають відпущеним мартенситом. Він відрізняється від мартенситу гартування меншою концентрацією в ньому вуглецю і дисперсними кристаликами  $\epsilon$ -карбіду, які когерентно зв'язані з решіткою мартенситу. Вміст вуглецю у відпущеному мартенситі визначається температурою і тривалістю нагрівання, а також складом вихідного мартенситу. Чим вищою є температура відпуску, тим менший вміст вуглецю в твердому розчині (мартенситі). Із збільшенням тривалості нагрівання при цих температурах, спочатку спостерігається інтенсивне виділення вуглецю, а потім процес уповільнюється і при великих витримках практично припиняється.

Збіднення  $\alpha$ -розчину вуглецем призводить до того, що ступінь його тетрагональності  $c/a$  поступово зменшується і при температурі  $300\text{—}350^\circ\text{C}$

Внаслідок того, що питомі об'єми карбіду і  $\alpha$ -розчину різні, між ними виникають значні мікроспотворення кристалічних решіток обох фаз.

Друга стадія розпаду мартенситу протікає при температурі  $200\text{—}350^\circ\text{C}$ . На цій стадії продовжують виділятися карбіди з мартенситу і, відповідно, він збіднюється вуглецем.

При цих температурах відпуску дифузія вуглецю зростає і кристали карбідів збільшуються в результаті припливу атомів вуглецю із областей твердого розчину (мартенситу) з підвищеною концентрацією вуглецю. Тому концентрація вуглецю в кристалах мартенситу є близькою до однорідної.

Часточки карбідів, що утворюються при низькотемпературному відпуску, за кристалографічною

стає практично рівною одиниці, як у кубічній решітці. Це свідчить про те, що кількість вуглецю, який залишається в  $\alpha$ -твердому розчині (мартенситі), наближається до зрівноваженого. Але решітка  $\alpha$ -розчину лишається пружно-спотвореною і відрізняється підвищеною щільністю дефектів будови. Розпад мартенситу при відпуску супроводжується зменшенням об'єму.

Легуючі елементи мають незначний вплив на розпад мартенситу тільки при температурах нижче 200 °С. При більш високих температурах введення в сталь Сг, Мо, W, V, Si і Ti значно гальмує процеси розпаду мартенситу, утворення і росту часточок карбідів. Це має велике практичне значення. Якщо у вуглецевій і низьколегованій сталі стан відпущеного мартенситу, що має високу твердість, зберігається лише до 250—350 °С, то у високолегованій сталі такий стан зберігається до 450—500 °С і вище.

При відпуску високовуглецевих і багатьох легованих середньовуглецевих сталей, що містять підвищену кількість залишкового аустеніту, при температурі 200—300 °С відбувається розпад аустеніту (друге перетворення при відпуску). У результаті перетворення залишкового аустеніту утворюються збіднений вуглецем мартенсит і часточки карбідів, тобто фази, які утворюються і при відпуску загартованого мартенситу при тій же температурі, але структурний стан продуктів розпаду відрізняється від стану продуктів, що отримуються при перетворенні мартенситу.

Більшість легуючих елементів не тільки збільшують кількість залишкового аустеніту в загартованій сталі за рахунок зниження температури  $M_n$ , але і підвищують температурний інтервал його розпаду при відпуску. В деяких високолегованих сталях, наприклад у швидкорізальних, що містять 25—35 % залишкового аустеніту, його розпад протікає після відпуску при температурі 500—600 °С.

При температурі 350—400 °С у вуглецевих сталях відбувається зняття внутрішніх напружень і карбідне перетворення (третє перетворення при відпуску). При цьому повністю завершується процес виділення вуглецю із  $\alpha$ -розчину мартенситу, відбувається порушення когерентності й відокремлення решіток фериту і карбїду, яке пов'язане з одночасним протіканням карбідного перетворення, в результаті якого утворюється цементит  $Fe_2C$ — $Fe_3C$ .

Крім того, змінюються розміри і форма карбідних часточок (вона наближається до сфероїдальної). Поряд з карбідними перетвореннями при цих температурах відпуску також відбувається зміна структури — полігонізація  $\alpha$ -фази і релаксація макро- і мікронапружень, що виникають при гартуванні в процесі мартенситного перетворення. Структуру, що утворилась після відпуску при 350—400 °С називають трооститом відпуску.

### Коагуляція карбідів

Підвищення температури відпуску карбідів до 500 °С і вище у вуглецевих і в багатьох низько- і середньолегованих сталях не викликає зміни фазового

складу. Але з підвищенням температури змінюється мікроструктура, протікає процес коагуляції і сфероїдизації карбідів.

Коагуляція карбідів у процесі відпуску відбувається внаслідок перенесення атомів вуглецю через  $\alpha$ -твердий розчин, при цьому відбувається розчинення більш дрібних і зростання часточок карбідів більших розмірів при збідненні вуглецем  $\alpha$ -твердого розчину. Структуру сталі після високого відпуску називають сорбітом відпуску.

Частиночки карбідів у структурі трооститу або сорбіту відпуску на відміну від трооститу і сорбіту, що отримані у результаті розпаду переохолодженого аустеніту, мають зернисту, а не пластинчасту будову.

Утворення зернистих структур покращує властивості сталі. При однаковій твердості, міцності і пластичності сталь з зернистою структурою має більш високі значення границі текучості, відносного звуження і ударної в'язкості.

У результаті коагуляції розмір часточок карбідів стає  $\sim 0,3 \cdot 10^{-6}$  м, тоді як після відпуску при 400—450 °С він складає  $0,1 \cdot 10^{-6}$  м (троостит відпуску). При температурах, близьких до точки  $A_1$ , утворюється ще більш груба ферито-карбідна структура (діаметр карбідних часточок  $\sim 3 \cdot 10^{-6}$  м), яка називається зернистим перлітом (зернистим цементитом).

При відпуску в  $\alpha$ -фазі відбуваються процеси повернення і рекристалізації. Розвиток цих процесів стримується часточками карбідних виділень, які закріплюють окремі дислокації, дислокаційні стінки і висококутові межі.

Нижню температурну межу повернення при відпуску важко вказати. Зміни дислокаційної структури  $\alpha$ -фази, які чітко виявляються при електронно-мікроскопічному аналізі, починаються з температур біля 400 °С. Довжина малокутових меж у рейковому мартенситі при температурах відпуску вище 400 °С за частки секунди різко падає. Одним із механізмів цього є розсіпання дислокаційних стінок. У перші моменти відпуску карбідні виділення є мало-чисельні і тому не представляють ефективних бар'єрів для малокутових меж і окремих дислокацій. Потім виділення великої кількості карбідних часточок стабілізує структуру матриці. Витягненість рейок  $\alpha$ -фази в маловуглецевих сталях зберігається до високих температур відпуску.

На окремих стадіях високотемпературного відпуску полігонізаційна перебудова дислокаційної структури призводить до утворення малокутових меж. Формування центрів рекристалізації  $\alpha$ -фази і розвиток їх у рекристалізовані зерна, подібно тому, як це відбувається при первинній рекристалізації холодnodeформованого металу, при відпуску сталей не спостерігається, не дивлячись на високу щільність дислокацій у мартенситі.

Після достатньо тривалого відпуску при високих температурах (вище  $\sim 600$  °С), коли у результаті коагуляції цементитних часточок закріплення меж послаблюється, відбувається рекристалізаційний ріст зерен шляхом міграції вихідних висококутових меж. Мікроструктура при цьому втрачає характерні морфологічні ознаки рейкового мартенситу.

У високовуглецевих сталях за рахунок великої кількості часточок цементиту рекристалізаційний ріст зерен  $\alpha$ -фази відбувається важко і «голчастий» характер структури зберігається до температур відпуску біля 650 °С.

При відпуску загартованої вуглецевої сталі протікають різні процеси, які за часом і температурним інтервалом свого розвитку накладаються один на одиний.

Легуючі елементи Сг, Мо, W, V затримують процеси коагуляції. Тому після відпуску при однаковій температурі сталь, що легована цими елементами, зберігає більш високу дисперсність карбідних часточок і відповідно більшу міцність. При вказаних високих температурах стає можливою дифузія і легуючих елементів, яка призводить до їх перерозподілу між феритом і цементитом. Карбідоутворювальні елементи Мо, W, Сг дифундують із фериту в цементит, некарбідоутворювальні Ni, Со, Si — із цементиту в ферит. Збагачення цементиту легуючими елементами до межі насичення призводить до його перетворення в спеціальний карбід  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ , який утворюється в тих самих місцях, де раніше були частинки цементиту (перетворення «на місці»). Карбіди типу  $MC$  і  $M_2C$  утворюються шляхом зародження карбіду в твердому розчині з наступним їх виділенням. Це вимагає перерозподілу вуглецю між твердим розчином і карбідною фазою. Виділення з твердого розчину карбідів  $MC$ ,  $M_2C$  у багатьох випадках викликає підвищення твердості — дисперсійне зміцнення.

### Вплив відпуску на механічні властивості

Розпад мартенситу при відпуску впливає на всі властивості сталі. При низьких температурах відпуску до 200—250 °С зменшується схильність сталі до крихкого руйнування. У випадку низькотемпературного відпуску твердість загартованої і відпущеної сталі мало залежить від вмісту в ній легуючих елементів і визначається в основному вмістом вуглецю в  $\alpha$ -розчині (мартенситі). У зв'язку з цим високовуглецеві сталі, що мають високу твердість після гартування, зберігають її і після відпуску при температурах до 200—250 °С.

Міцність і в'язкість сталі при низьких температурах відпуску дещо зростає внаслідок зменшення макро- і мікронапружень і зміни структурного стану. Підвищення температури відпуску від 200—250 до 500—600 °С суттєво знижує твердість, границю міцності, границю текучості і підвищує відносне видовження, зрушення (рис. 112) і тріщиностійкість.

Всі леговані сталі, особливо ті, що містять карбідоутворювальні елементи, після відпуску при однакових температурах мають більш високу твердість, ніж вуглецеві, що пов'язано із затриманням процесу розпаду мартенситу, утворення і коагуляції карбідів. У сталях, що містять велику кількість таких елементів, як Сг, W або Мо, у результаті відпуску при високих температурах 500—600 °С спостерігається навіть підвищення твердості, пов'язане із виділенням в мартенситі часточок спеціальних карбідів, які підвищують опір пластичній деформації (дисперсійне зміцнення).

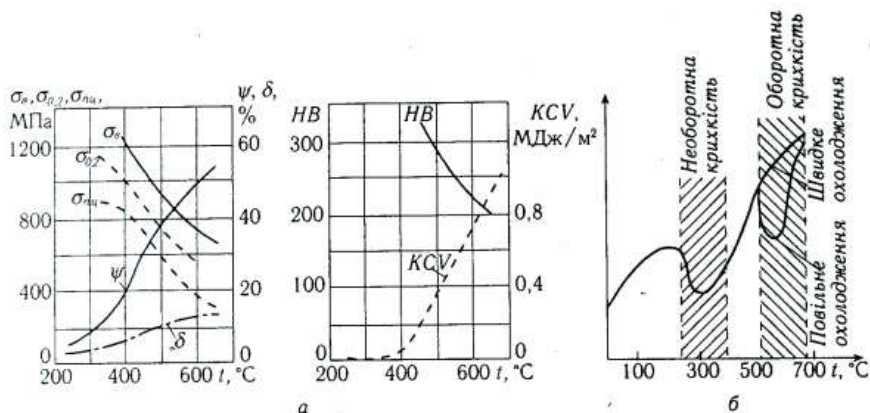


Рис. 112. Вплив температури відпуску на механічні властивості загартованої сталі з 0,45 %С (а) і зміна ударної в'язкості легуваної сталі в залежності від температури відпуску і наступної швидкості охолодження (б)

### Крихкість при відпуску легуваних сталей

При відпуску 250—400 °С і 500—550 °С в деяких легуваних сталях понижується ударна в'язкість. Таке зниження в'язкості отримало назву відпускну крихкості.

У легуваній сталі можуть виникати два види відпускну крихкості (рис. 112, б).

Перший вид відпускну крихкості, яка називається необоротною відпускну крихкості, або крихкості I роду, спостерігається в результаті відпуску при 250—400 °С. Цей вид крихкості відноситься до всіх сталей. Особливістю крихкості I роду є її необоротний характер, повторний відпуск при тій же температурі не покращує в'язкості. Крихкість цього виду усувається нагріванням до температури понад 400 °С, який в той же час понижує твердість. Наступне нагрівання при 250—400 °С не знижує ударну в'язкість.

Сталь у стані необоротної відпускну крихкості має блискучий міжкристалітний злом. Крихкий стан обумовлений виникненням об'ємно-напруженого стану, який отримується при неоднорідному розпаді мартенситу. В зв'язку з цим відпуск в області температур найбільш інтенсивного розвитку крихкості I роду не проводять.

Другий вид відпускну крихкості називається оборотною відпускну крихкості, або крихкості II роду. Вона виявляється в деяких сталях певної легуваності, у випадках коли вони повільно охолоджуються в печі або навіть на повітрі після відпуску при 500—550 °С. При розвитку крихкості II роду відбувається сильне зменшення ударної в'язкості і, що саме головне, підвищення порогу холодноламокості. У сталі в стані крихкості II роду зменшується робота



зародження тріщини і особливо її розповсюдження. Цей вид крихкості не виникає, коли охолодження з температури відпуску проводять швидко, наприклад у воді (рис. 112, б). При швидкому охолодженні з температур відпуску 500—550 °С злом — волокнистий, характерний для в'язкого стану. Після повільного охолодження отримується крихке міжзеренне руйнування.

Суттєвою ознакою крихкості II роду є її оборотність. Крихкість, що виникає в результаті повільного охолодження з 500—550 °С, може бути усунена повторним відпуском при 600—650 °С з наступним швидким охолодженням. Вона може бути викликана знову додатковим відпуском певної тривалості при 500—550 °С.

Крихкість II роду найбільш часто спостерігається в сталях, які містять підвишену кількість P, Mn, Si, Cr або ж при одночасному введенні в сталь Cr і Ni або Mn. Введення в сталь Mo або W в невеликій кількості 0,2—0,4 % Mo або 0,5—0,7 % W значно зменшують схильність її до відпускнуї крихкості.

Поява крихкості II роду найбільш ймовірно пов'язана з дифузією розчинених атомів деяких елементів до межі зерна і насичення поверхневих шарів зерна цими елементами без виділення надлишкових дрібнодисперсних фаз. Особливо впливає збагачення зон біля меж фосфором, який знижує роботу утворення міжзернинних тріщин, що призводить до розвитку відпускнуї крихкості. Легуючі елементи хром, марганець, нікель сприяють зростанню вмісту фосфору в об'ємах біля меж, а молібден і вольфрам, навпаки, знижують його вміст, зменшуючи схильність сталей до відпускнуї крихкості.

Зменшення міцності меж зерен при відпуску сталей, обумовлене сегрегацією на поверхнях розділу домішок, сприяє зниженню експлуатаційної надійності деталей, прискореному розвитку водневого окрихчення, корозії під напруженням, а також рідкометалевому окрихченню.

В нелегованих сталях відпускуна крихкість розвивається в меншій ступені. Сталі, містять домішки і легуючі елементи, проявляють більшу схильність до відпускнуї крихкості, коли в них міститься вуглець. Менша схильність до відпускнуї крихкості в простих вуглецевих сталях викликана витісненням фосфору з меж зерен вуглецем, який має більшу енергію зв'язку з межами зерен. Так як більша частина вуглецю приймає участь в утворенні карбідів, то вплив вуглецю в твердому розчині на окрихчення незначний. Елементи, що не утворюють карбідів і домішки витісняються із карбідів, що ростуть по межах зерен. Витіснення карбідами домішок має прискорюючий вплив на підвищення крихкості в процесі відпуску. Низька схильність до відпускнуї крихкості досягається зменшенням вмісту домішкових елементів в сталях або їх легуванням молібденом.

### Старіння вуглецевої сталі

Старінням називають зміну властивостей сталі, що відбуваються в часі без суттєвої зміни мікроструктури. Ці процеси спостерігаються в основному в маловуглецевих сталях. При старінні за рахунок накопичення атомів вуглецю

(азоту) на дислокаціях (хмари Котрела) або виділеннях надлишкових фаз з фериту (карбідів, нітридів) підвищується міцність, поріг холодноламкості зсувається в сторону високих температур і знижується опір крихкому руйнуванню.

Розрізняють два види старіння сталі: термічне і деформаційне (механічне).

*Термічне старіння* — це результат зміни розчинності вуглецю і азоту в  $\alpha$ -залізі в залежності від температури.

При прискореному охолодженні з 650—700 °С, як наприклад, при зварюванні, охолодженні тонкого листа після прокатування в низьковуглецевій сталі, затримується виділення третинного цементиту і при нормальній температурі фіксується пересичений  $\alpha$ -розчин (ферит). При наступній витримці сталі при нормальній температурі (природне старіння) або при підвищеній температурі 50—150 °С (штучне старіння) відбувається утворення хмар Котрела або розпад твердого розчину з виділенням третинного цементиту  $\epsilon$ -карбіду у вигляді дисперсних часточок. Старіння може бути також пов'язане з виділенням із твердого розчину часточок нітридів  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$  або  $\text{Fe}_4\text{N}$ .

При високому вмісті вуглецю внаслідок зародкової дії великої кількості цементитних часточок, що утворилися при перлітному перетворенні, самостійного виділення третинного цементиту ( $\epsilon$ -карбіду) не спостерігається.

Деформаційне (механічне) старіння відбувається після пластичної деформації, якщо вона проведена при температурі нижче температури рекристалізації, і особливо при 20 °С. Деформаційне старіння розвивається протягом 15—16 діб при 20 °С або протягом кількох хвилин при 200—350 °С.

При деформаційному старінні основне зміцнення пов'язане з утворенням хмар Котрела з атомів вуглецю і азоту навколо дислокаційних скупчень, які ускладнюють їх рух. При нагріванні деформованої сталі можливе утворення часточок карбідів і метастабільної нітридної фази  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$  або стабільного нітриду  $\text{Fe}_4\text{N}$ .

У сталях можливе термдеформаційне старіння, тобто одночасне протікання термічного і деформаційного старіння. Старіння негативно впливає на експлуатаційні і технологічні властивості багатьох сталей. Воно може протікати в будівельних і мостових сталях, які піддають пластичній деформації при згинанні, монтажі, зварюванні і завдяки додатковому окрихченню при низьких температурах, стати причиною руйнування конструкції. Розвиток деформаційного старіння різко погіршує здатність до штампування листової сталі, тому деякі вуглецеві сталі піддають випробуванням на схильність до деформаційного старіння.

## ТЕХНОЛОГІЯ (ПРАКТИКА) ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Залежно від характеру зміни властивостей сплавів різні види термічної обробки поділяють на чотири групи:

— процеси термічної обробки, що призводять до зміцнення виробів у всьому об'ємі (гартування з подальшим відпуском, гартування з подальшим старінням);

— процеси термічної і хіміко-термічної обробки, які призводять до поверхневого зміцнення виробів з метою підвищення зносостійкості застосовують поверхнєве гартування та такі процеси хіміко-термічної обробки, як цементацію, азотування, борування;

— процеси термообробки, які призводять до загального пом'якшення виробів, зняття внутрішніх напружень, підвищення пластичності і ударної в'язкості це процеси відпалу, нормалізації та відпуску;

— процеси термічної обробки, які надають поверхневим шарам особливих фізико-хімічних властивостей і сприяють захисту виробів від атмосферної корозії, розчинення в агресивному середовищі, окислення та випаровування при високих температурах сюди відносять антикорозійне азотування, силіціювання, алітування тощо.

Основними видами термічної обробки, які по-різному змінюють структуру і властивості сплавів і призначаються в залежності від вимог, для напівфабрикатів і готових виробів є: відпал, нормалізація, гартування і відпуск.

### 13.1. ВІДПАЛ ПЕРШОГО РОДУ

Відпал I роду в залежності від вихідного стану сплаву, його температури і проведення може включати процеси гомогенізації, рекристалізації, зниження твердості і зняття залишкових напружень. Особливістю цього виду відпалу є те, що вказані процеси відбуваються незалежно від того, чи протікають у сплавах при термічній обробці фазові перетворення чи ні. Тому відпал I роду можна проводити при температурах вище або нижче температур фазових перетворень (для сталі критичних точок  $A_1$  і  $A_3$ ).

Цей вид обробки в залежності від температурних умов його виконання усуває хімічну або фізичну неоднорідність, яка створена попередніми обробками.

*Гомогенізація (дифузійний відпал)*. Дифузійному відпалу піддають зливки легованої сталі з метою зменшення дендритної або внутрішньокристалітної ліквіації, яка підвищує схильність сталі, що обробляється тиском, до крихкого руйнування, анізотропії властивостей і виникнення таких дефектів, як шиферність (пошаровий злом) і флокени (тонкі внутрішні тріщини, які спостерігаються в зломі у вигляді білих плям).

Для зменшення дендритної ліквідації зливки, великі виливки піддають гомогенізуючому або дифузійному відпалу. Нагрівання при дифузійному відпалі повинно бути до високих температур 1100—1200 °С, тому що тільки в цьому випадку більш повно протікають дифузійні процеси, які необхідні для вирівнювання, в окремих об'ємах, складу сталі. Дифузія найбільш інтенсивно протікає на початку витримки, суттєво знижуючись з часом. Тому, щоб запобігти утворенню великої кількості окалини, зменшити витрачання палива і збільшити продуктивність печей, витримку проводять мінімальну 15—20 год. Після витримки заготовки охолоджують до 800—820 °С у печі, а далі на повітрі.

У багатьох випадках для зменшення дендритної ліквідації не проводять спеціального дифузійного відпалу, а виконують більш високе і тривале нагрівання для гарячої деформації.

У результаті дифузійного відпалу отримується велике зерно. Цей недолік усувається при наступній обробці злиwkів тиском або в процесі термічної обробки.

*Рекристалізаційний відпал* включає в себе нагрівання холоднодеформованої сталі вище температури початку рекристалізації, витримку при цій температурі з наступним охолодженням. Цей вид відпалу широко застосовують як проміжну операцію для зняття наклепу між операціями холодного деформування. Температура відпалу для досягнення рекристалізації по всьому об'єму і скорочення часу процесу перевищує температуру порогу рекристалізації. Вуглецеві сталі з 0,08—0,2 % С, для обробки яких широко використовується холодна деформація (прокатування, штампування, волочіння), відпалюють при температурі 680—700 °С. Відпал каліброваних прутків (після холодної протяжки) з високовуглецевої легованої сталі (хромистої, хромокремнистої) проводять при 680—740 °С протягом 0,5—1,5 год.

Крім рекристалізації фериту при відпалі сталі може відбуватись коагуляція і сфероїдизація цементиту, при цьому підвищується пластичність, що полегшує обробку тиском.

*Відпал для зняття залишкових напружень.* Цей вид відпалу застосовують для відливок, зварних виробів, деталей після обробки різанням та інших, в яких у процесі попередніх технологічних операцій, за рахунок нерівномірного охолодження і неоднорідної пластичної деформації, виникли залишкові напруження.

Залишкові напруження можуть викликати зміну розмірів, жолоблення і поводку виробу в процесі його оброблення наприклад, різанням, експлуатації або зберігання. При різанні, за рахунок вилучення частини металу, відбувається порушення рівноваги залишкових напружень, що може викликати деформацію виробу. Зміна розмірів у процесі зберігання пов'язана з перерозподілом залишкових напружень при їх релаксації. Відпал сталевих виробів для зняття напружень відбувається при температурі 160—700 °С з наступним повільним охолодженням.

Наприклад, для багатьох деталей прецизійних верстатів (ходових гвинтів, високонапружених зубчастих коліс, черв'яків та ін.) часто проводять відпал (відпуск) при 570—600 °С на протязі 2—3 годин після основної механічної обробки і при 160—180 °С 2—2,5 годин після кінцевої механічної обробки для

зняття шліфувальних напружень. Відпал для зняття зварних напружень проводиться при 650—700 °С.

Залишкові напруження знімаються і при проведенні інших видів відпалу, наприклад, рекристалізаційного, з фазовою перекристалізацією, а також при відпуску (особливо високому) загартованої сталі.

### 13.2. ВІДПАЛ ДРУГОГО РОДУ З ФАЗОВОЮ ПЕРЕКРИСТАЛІЗАЦІЄЮ

Цей вид відпалу полягає в нагріванні сталі до температур вище точок  $A_1$  або  $A_3$  витримці і, як правило, наступному повільному охолодженні. В процесі нагрівання і охолодження протікають фазові перетворення ( $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення), які визначають структуру і властивості сталі.

Після відпалу сталь має низьку твердість і міцність при високій пластичності. При фазовій перекристалізації подрібнюється зерно і усувається відманштеттова структура і рядковість, що викликана ліквациєю. Відпал у більшості випадків є підготовчою термічною обробкою, яка понижує міцність і твердість і полегшує обробку різанням середньо- і високовуглецевої сталі. Подрібнюванням зерна, зніманням внутрішніх напружень і зменшенням структурної неоднорідності відпал підвищує пластичність і в'язкість у порівнянні з властивостями, що отримані після виливання, кування і прокатування сплавів.

Розрізняють наступні види відпалу: повний, ізотермічний і неповний.

*Повний* відпал полягає в нагріванні доевтектоїдної сталі на 30—50 °С вище температури, що відповідає точці  $A_3$ , витримці при цій температурі для повного прогрівання і завершення фазових перетворень в об'ємі металу і наступному повільному охолодженні (рис. 113).

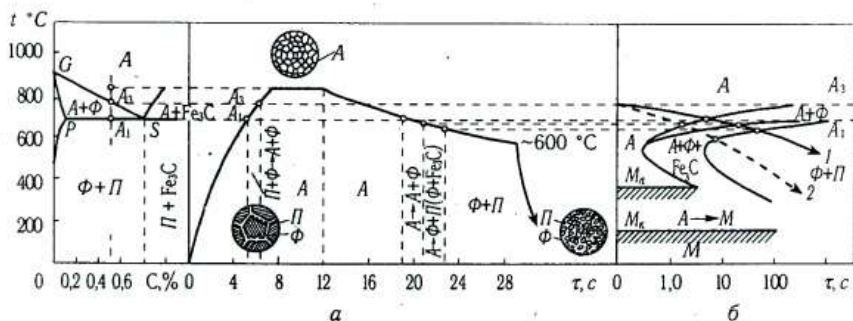


Рис. 113. Схема повного відпалу *a* і ізотермічна діаграма розпаду аустеніту *б* доевтектоїдної вуглецевої сталі:  
1 — охолодження при відпалі; 2 — охолодження при нормалізації

При нагріванні до температури вище точки  $A_3$  на 30—50 °С утворюється аустеніт, який характеризується дрібним зерном, тому при охолодженні виникає дрібнозерниста структура, яка забезпечує високу в'язкість і пластичність, а також можливість досягнення високих експлуатаційних властивостей після кінцевої термічної обробки.

Надмірне перевищення температури нагрівання вище точки  $A_3$  викликає ріст зерна аустеніту, що погіршує властивості сталі.

Швидкість охолодження при відпалі залежить від стійкості переохолодженого аустеніту і відповідно від складу сталі. Чим більша стійкість аустеніту в області температур перлітного перетворення, тим повільніше повинно бути охолодження. Тому леговані сталі, що мають високу стійкість переохолодженого аустеніту, охолоджують значно повільніше в основному із швидкістю 40—60 °С/год, ніж вуглецеві, швидкість охолодження яких складає 100—150 °С/год.

Після розпаду аустеніту в перлітній області подальше охолодження можна прискорити і виконати його навіть на повітрі.

Коли відпал проводять для зняття напружень у відливках складної конфігурації, повільне охолодження з піччю проводять майже до температури навколишнього середовища. Повний відпал проводять для сортового прокату із сталі з 0,3—0,4% С, поковок і фасонних відливок.

*Ізотермічний відпал* (рис. 114) включає нагрівання легованої сталі, як для повного відпалу, швидке охолодження до температури 660—680 °С, що лежить нижче точки  $A_1$ . При цій температурі проводять ізотермічну витримку 3—6 год., яка необхідна для повного розпаду аустеніту, і після цього охолодження на повітрі.

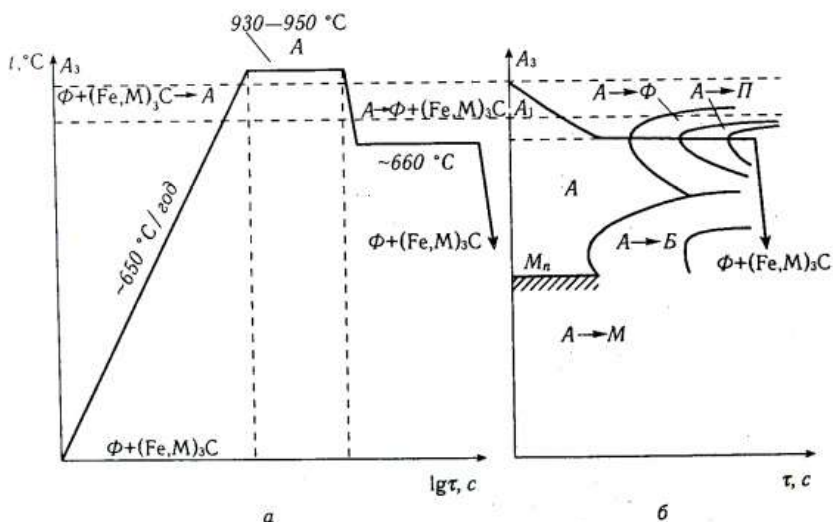


Рис. 114. Схема ізотермічного відпалу сталі

Одна із переваг ізотермічного відпалу полягає в скороченні тривалості процесу, особливо для легованих сталей. Їх для заданого зниження твердості охолоджують дуже повільно. Для прискорення процесу температуру ізотермічної витримки вибирають майже таку як температура мінімальної стійкості переохолодженого аустеніту в перлітній області (рис. 114, б).

При ізотермічному відпалі отримується більш однорідна ферито-перлітна структура в зв'язку із тим, що температура по перерізу виробу вирівнюється і перетворення по всьому об'єму сталі відбувається при однаковому ступені переохолодження.

Пружинний (канатний) дріт із сталі, що містить 0,65—0,90 % С, перед холодним волочінням піддають ізотермічній обробці, яка називається патентування. Для патентування дріт нагрівають до високотемпературного аустенітного стану з метою отримання однорідного аустеніту, а потім пропускають через розплавлену сіль, що має температуру 450—550 °С. У результаті ізотермічного розпаду аустеніту утворюється тонкопластичний троостит або сорбіт. Така структура дозволяє при холодному протягуванні давати великі обтискання більше 75 % без обривів і після кінцевого холодного волочіння отримати високу міцність  $\sigma_s = 2000—2850$  МПа.

*Неповний відпал* відрізняється від повного тим, що сталь нагрівають до температури (дещо вище точки  $A_1$ ). Неповний відпал доевтектоїдних сталей застосовують для покращення їх обробки різанням. При неповному відпалі відбувається часткова перекристалізація сталі — внаслідок переходу перліту в аустеніт. Надлишковий ферит лише частково перетворюється в аустеніт. Такий відпал конструкційних легованих сталей проводиться при 750—770 °С з наступним охолодженням із швидкістю 30—60 °С/год. (чим вища легованість сталі, тим повільніше охолодження) до 600 °С і далі на повітрі.

Неповний відпал широко застосовують для заевтектоїдних вуглецевих і легованих сталей. У цих сталях проводять нагрівання до температури лише дещо вищих точки  $A_1$  (звичайно на 10—30 °С), що викликає практично повну перекристалізацію і дозволяє отримувати зернисту (сфероїдальну) форму перліту взамін пластинчастої.

Такий відпал називають сфероїдизацією. Часточки цементиту, що не розчинились при нагріванні або області з підвищеним вмістом вуглецю, за рахунок неповної його гомогенізації після розчинення цементиту, служать центрами кристалізації для цементиту, що виділяється при наступному охолодженні до температури нижче точки  $A_1$ . При цьому цементит приймає зернисту форму. У результаті нагрівання до температури значно вищої точки  $A_1$  з розчиненням більшої частини цементиту і повнішої гомогенізації аустеніту наступне його виділення нижче точки  $A_1$  відбувається в пластинчастій формі. Якщо надлишковий цементит знаходиться у вигляді сітки, що є дефектом, то перед відпалом необхідно провести нормалізацію з нагріванням вище точки  $A_{cm}$  для розчинення сітки з вторинного цементиту. Наступне охолодження на повітрі запобігає виділенню цементиту по межах зерен аустеніту.

Сталі, в яких вміст вуглецю близький до евтектоїдного, мають вузький інтервал температур нагрівання 750—760 °С для відпалу на зернистий цементит. Для заевтектоїдних вуглецевих сталей інтервал розширюється до 770—790 °С. Леговані заевтектоїдні сталі для отримання зернистих карбідів можна нагрівати до більш високих температур і в більш широкому інтервалі 770—820 °С. Охолодження при сфероїдизації повільне. Воно повинно забезпечити розпад аустеніту на ферито-карбідну структуру, сфероїдизацію і коагуляцію карбідів, що утворились при охолодженні до 620—680 °С. Частіше застосовують ізотермічний відпал, який вимагає менше часу. В цьому випадку сталь повільно охолоджують 30—50 °С/год. до 620—768 °С. Витримка при постійній температурі, яка необхідна для розпаду переохолодженого аустеніту і коагуляції карбідів, складає 1—3 години в залежності від маси металу, що відпалюється. Наступне охолодження проводять на повітрі.

Сталь із зернистим перлітом має більш низьку твердість, границю міцності, більш високі значення відносного видовження і звуження, а також кращу здатність до обробки різанням.

Для підвищення пластичності з метою отримання структури зернистого перліту відпалюють також тонкі листи і прутки з низько- і середньовуглецевої сталі перед холодним штампуванням або волочінням.

*Нормалізація* полягає в нагріванні доевтектоїдної сталі до температури, що перевищує точку  $A_{c3}$  на 40—50 °С, заевтектоїдної сталі до температури вище точки  $A_{cm}$  також на 40—50 °С, витримці для завершення фазових перетворень і охолодженні на повітрі. Нормалізація викликає повну фазову перекристалізацію сталей і усуває великозернисту структуру, що отримана при виливанні, прокатуванні, куванні або штампуванні. Нормалізацію широко застосовують для покращення властивостей сталевих виливок замість гартування і відпуску.

Призначення нормалізації є різним у залежності від складу сталі. Для низьковуглецевих сталей нормалізацію застосовують замість відпалу. При підвищенні твердості нормалізація забезпечує більшу продуктивність при обробці різанням і отримання більш високої чистоти поверхні.

### 13.3. ГАРТУВАННЯ

*Гартування* — це термічна обробка, яка полягає в нагріванні сталі до температури вище критичної  $A_3$  для доевтектоїдної і  $A_1$  — для заевтектоїдної сталей або температури розчинення надлишкових фаз, у витримці і наступному охолодженні зі швидкістю, що перевищує критичну (рис. 115). Гартування не є кінцевою операцією термічної обробки. Щоб зменшити крихкість і напруження, що викликані гартуванням, і отримати необхідні механічні властивості, сталь після гартування піддають відпуску.

Гартування приводить до підвищення твердості, зносостійкості і міцності сталей. При цьому доевтектоїдні сталі нагрівають до температури на 30—50 °С



вище точки  $A_3$ . У цьому випадку сталь з вихідною структурою  $P + \Phi$  при нагріванні отримує аустенітну структуру, яка при наступному охолодженні із швидкістю, що вище критичної перетворюється в мартенсит. Гартування від температур, що відповідають міжкритичному інтервалу ( $A_1$ — $A_3$ ), застосовують тільки для листової низьколегованої маловуглецевої сталі для отримання структури фериту з невеликими ділянками мартенситу 20—30 %, яка забезпечує високі механічні властивості і здатність до штампування. У всіх інших випадках гартування доєвтектоїдних сталей з міжкритичного інтервалу температур не застосовується, так як механічні властивості є нижчі, ніж після гартування від температури вище точки  $A_3$ .

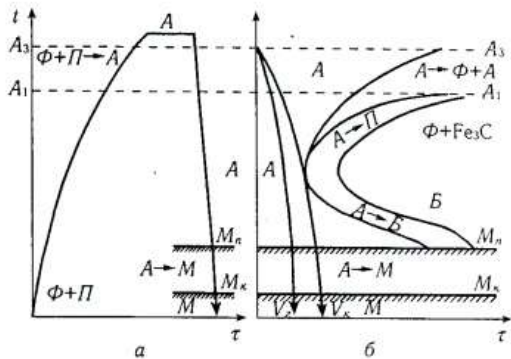


Рис. 115. Схема гартування доєвтектоїдної сталі: а — схема гартування; б — ізотермічна діаграма розпаду переохолодженого аустеніту доєвтектоїдної сталі з визначенням швидкості охолодження при гартуванні  $V_g$  і критичної швидкості гартування  $V_k$ ; А — аустеніт; Б — бейніт; Ф — ферит; М — мартенсит

Заєвтектоїдні сталі для гартування нагрівають дещо вище точки  $A_1$  (рис. 116). При такому нагріванні утворюється аустеніт при збереженні деякої кількості цементиту. Після охолодження структура сталі складається із мартенситу і нерозчинених часточок карбідів, що мають високу твердість (рис. 116, б). Верхнє значення інтервалу температури гартування для більшості заєвтектоїдних сталей обмежують, так як надмірне перевищення температури вище точки  $A_1$  пов'язане із ростом зерна, що призводить до зниження міцності й опору крихкому руйнуванню. Тому інтервал коливань температур гартування більшості сталей невеликий 15—20 °С. Гартування від температур вище точки  $A_{cm}$  понижує твердість сталі за рахунок збільшення кількості залишкового аустеніту (рис. 116, б).

Для багатьох високолегованих сталей температура нагрівання під гартування значно перевищує критичні точки  $A_1$  і  $A_3$  на 150—250 °С, що необхідно для переведення в твердий розчин спеціальних карбідів і отримання відповідної легуваності аустеніту.

Це підвищення температури не призводить до помітного росту зерна у зв'язку із тим, що нерозчинені часточки карбідів затримують ріст зерна аустеніту.

Тривалість нагрівання під гартування сталі повинна забезпечити прогрівання виробу по перерізу і завершення фазових перетворень, але не повинна викликати росту зерна і зневуглецювання поверхневих шарів сталі.

Згідно експериментальних даних на 1 мм перерізу або товщини виробу із доєвтектоїдних сталей тривалість нагрівання приймають в електропечах 45—75 с, а в соляній ванні — 15—20 с.

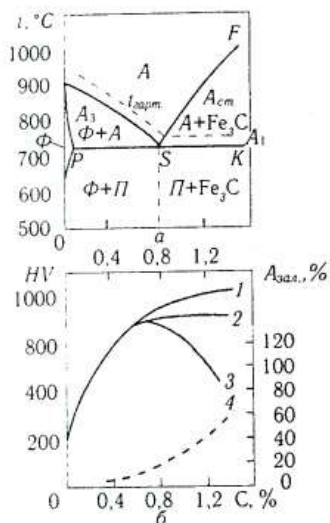


Рис. 116. Діаграма стану Fe—Fe<sub>3</sub>C з нанесеними температурами нагрівання для гартування сталей *a* і залежність твердості і кількості залишкового аустеніту сталі після гартування від вмісту вуглецю *b*: 1 — мартенсит; 2 — заевтектоїдна сталь, що гартована від температури  $A_1+$  (20—30 °C); 3 — заевтектоїдна сталь, що гартована від температури  $A_{cm}+$  (20—30 °C); 4 — кількість залишкового аустеніту  $A_{зали}$  після гартування від температури  $A_1+$  (20—30 °C) для доевтектоїдної сталі і  $A_{cm}+$  (20—30 °C) для заевтектоїдної сталі.

Зменшення рівня залишкових напружень і уникнення утворення тріщин висока швидкість охолодження в інтервалі температур  $M_n$ — $M_k$  є небажаною. Надто повільне охолодження в мартенситному інтервалі може призвести до відпуску мартенситу і збільшення кількості залишкового аустеніту. Тому при гартуванні охолодження проводять з оптимальними швидкостями.

Для гартування використовують кип'ячі рідини — воду, водяні розчини лугів і солей, мастила. При гартуванні в цих середовищах розрізняють три періоди:

— плівкове кипіння, коли на поверхні сталі утворюється «паровий шар»; в цей період швидкість охолодження порівняно невелика;

Тривалість ізотермічної витримки при заданій температурі для деталей машин приймають 15—25% від тривалості прогрівання всього перерізу деталі до кінцевої температури.

Витримка в електричній печі при температурі гартування для інструменту із вуглецевої сталі 0,7—1,3 % C рекомендується 50—80 с на 1 мм найменшого перерізу, а легованої сталі 70—90 с; при нагріванні в соляній ванні відповідно 20—25 с для вуглецевої сталі і 25—30 с для легованої.

Деталі машин і інструмент складних форм при нагріві під гартування для зменшення деформації попередньо підігрівають до 400—600 °C.

З метою уникнення окислення і зне-вуглецювання поверхневого шару виробів термічну обробку проводять у печах з контрольованою атмосферою, яку отримують шляхом повного або часткового спалювання метану CH<sub>4</sub> (природного газу).

Охолодження при гартуванні повинно забезпечити отримання структури мартенситу в межах заданого перерізу виробу (необхідну прогартуваність) і не повинно викликати утворення дефектів гартування: тріщин, деформацій, жолоблення і високих розтягуючих залишкових напружень у поверхневих шарах.

Запобігання розпаду переохолодженого аустеніту в області перлітного і проміжного перетворень досягається високою швидкістю охолодження вище критичної швидкості гартування в інтервалі температур  $A_1$ — $M_n$ . Для

— бульбашкове кипіння, настає при повному руйнуванні парової плівки; спостерігається при охолодженні поверхні до температури нижче критичної; у цей період відбувається швидке відведення тепла;

— конвективний теплообмін, який відповідає температурам нижче температури кипіння охолоджувальної рідини; тепловідведення у цей період відбувається з найменшою швидкістю.

Температурні інтервали періоду бульбашкового кипіння і відносна інтенсивність охолодження в середині цього інтервалу для різних охолоджувальних рідин наведені в табл. 26.

При гартуванні вуглецевої і деяких низьколегованих сталей, що мають малу стійкість переохолодженого аустеніту, як охолоджувальне середовище застосовують воду і водяні розчини NaCl або NaOH.

Таблиця 26

## Відносна інтенсивність охолодження середовищ для гартування

Охолоджувальне середовище	Температура, °С		Відносна інтенсивність охолодження в інтервалі температур бульбашкового кипіння
	охолоджувального середовища	бульбашкового кипіння	
Вода	20	400—100	1,0
	40	350—100	0,7
	80	250—100	0,2
10% розчин NaCl у воді	20	650—100	3,0
Розчин NaOH у воді:			
10%	20	650—100	2,0
50%	20	650—100	2,0
Масло мінеральне	20—200	500—250	0,3

Вода як охолоджувальне середовище має суттєві недоліки. Висока швидкість охолодження в області температур мартенситного перетворення часто призводить до утворення дефектів гартування. З підвищенням температури води різко погіршується її охолоджувальна здатність. При гартуванні виробів у гарячій воді внаслідок їх повільного охолодження при високих температурах і швидкого охолодження при низьких температурах, теплові напруження отримуються низькими, а найбільш небезпечні структурні — високими, що може викликати утворення тріщин. Найбільш високою і рівномірною охолоджувальною здатністю відрізняються холодні водяні розчини NaCl або NaOH (8—12%), які широко використовуються на практиці.

При гартуванні у водяних розчинах паровий шар руйнується майже миттєво і охолодження відбувається більш рівномірно і, в основному, протікає на стадії бульбашкового кипіння.

Для охолодження заготовок після гарячої обробки тиском широко використовують водоповітряні середовища, які подають за допомогою форсунок.

Леговані сталі, що мають більш високу стійкість переохолодженого аустеніту охолоджують при гартуванні в мінеральному мастилі.

Мастило, як середовище для гартування, має наступні переваги:

— невелику швидкість охолодження в мартенситному інтервалі температур, що зменшує виникнення дефектів гартування;

— постійну здатність до гартування в широкому інтервалі температур середовища 20—150 °С.

Недоліком мастила є підвищена здатність до запалювання (температура спалаху 165—300 °С), недостатня стабільність і низька охолоджувальна здатність в області температур перлітного перетворення, а також підвищена вартість.

Температуру мастила при гартуванні підтримують у межах 60—90 °С, коли його в'язкість є мінімальною.

Для гартування застосовують також водяні розчини полімерів, що знижують швидкість охолодження в мартенситному інтервалі температур.

### Загартуваність і прогартуваність сталей

*Загартуваність* — це властивість сталі набувати в результаті гартування максимальної твердості. Залежить в основному від вмісту атомів вуглецю в решітці  $\alpha$ -заліза (рис. 117). Чим більше в мартенситі вуглецю, тим вища його твердість.

Вплив легуючих елементів на загартуваність залежить від повноти розчинення в аустеніті карбідів, нітридів і деяких інших стійких сполук. Тому вибирають такі умови нагрівання, коли в урзчин переходить максимальна кількість вуглецю і легуючих добавок.

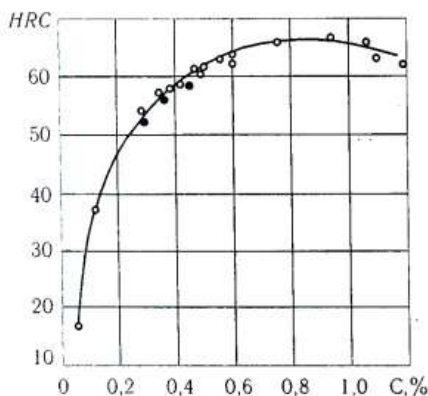


Рис. 117. Залежність загартуваності (максимальної твердості) зразків від вмісту вуглецю (гартування у воді)

У реальних умовах максимальної твердості вуглецевої сталі неможливо досягти у великих зразках, що пов'язано із її недостатньою прогартуваністю.

*Прогартуваність* називають здатність сталі отримувати загартований шар з мартенситною або троостомартенситною структурою і високою твердістю на ту чи іншу глибину. Прогартуваність визначається критичною швидкістю охолодження, яка залежить від складу сталі. Якщо дійсна швидкість охолодження в серцевині виробу буде перевищувати критичну  $V_k$ , то він отримає мартенситну структуру по всьому перерізу і тим самим буде мати суцільну прогартуваність.

Коли швидкість охолодження в серцевині буде менше критичної, то

виріб прогартується тільки на певну глибину і прогартуваність буде неповною. У цьому випадку в серцевині відбувається розпад аустеніту з утворенням пластинчастої ферито-карбідної структури (трооститу, сорбіту або перліту).

За глибину загартованого шару умовно приймають віддаль від поверхні до напівмартенситної зони (50 % мартенситу + 50 % трооститу). Діаметр заготовки, в центрі якої після гартування в даному охолоджувальному середовищі утворюється напівмартенситна структура, називають критичним діаметром  $D_k$ . Критичний діаметр визначає розмір перерізу виробу, який прогартується наскрізь, тобто отримує високу твердість, а після відпуску — високі механічні властивості по всьому перерізу. Напівмартенситна структура в багатьох випадках не забезпечує максимум механічних властивостей — суттєво знижується втомна міцність і ударна в'язкість. У зв'язку з цим прогартуваність часто визначають за глибиною загартованого шару із структурою 95 % мартенситу. Критичний діаметр для структури 95 % мартенситу приблизно на 25 % менше від критичного діаметра, що визначений за напівмартенситною зоною. Повна прогартуваність на структуру 99,9 % мартенситу складає 50 % напівмартенситної прогартуваності. Напівмартенситну зону приймають як критерій прогартуваності тому, що її легко визначити за мікроструктурою, але ще простіше за твердість.

Прогартуваність є тим більшою, чим менша критична швидкість гартування, тобто чим вище стійкість переохолодженого аустеніту. Леговані сталі, внаслідок більш високої стійкості переохолодженого аустеніту і відповідно меншою критичною швидкістю охолодження, прогартуються на більшу глибину, ніж вуглецеві. Суттєво підвищують прогартуваність Mn, Cr, Mo, а також малі домішки 0,001—0,003 % В, менш сильно впливають Ni і Si. Прогартуваність особливо зростає при одночасному введенні в сталь кількох легуючих елементів.

При суцільному гартуванні властивості сталі, і зокрема твердість, по всьому перерізі виробу однакові. При несуцільному гартуванні зміна структури сталі по перерізу сприяє відповідним змінам властивостей. Розподіл твердості по перерізу загартованих циліндричних зразків показано на рис. 118.

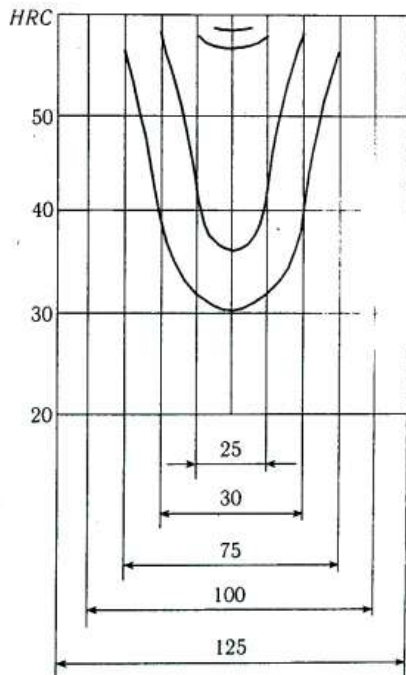


Рис. 118. Твердість по перерізу сталі 40X

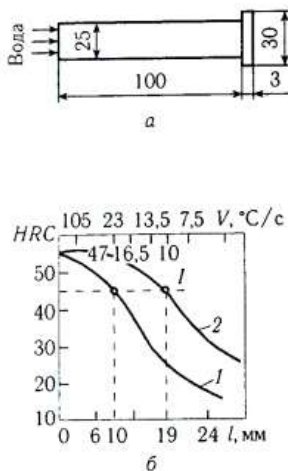


Рис. 119. Визначення прогартуваності сталі методом гартування зразка з торця:

*a* — схема гартування зразка;  
*b* — твердість в залежності від довжини зразка *l* і швидкості охолодження при 700 °C (*V*) після гартування з торця: *1* — сталь з низькою прогартуваністю; *2* — сталь з високою прогартуваністю; *l* — твердість напівмартенситної зони

діаметр, який є найбільшим діаметром зразка, що прогартується наскрізь при ідеальному охолодженні. Поверхня зразка в ідеальному охолоджувачі повинна миттєво сприймати його температуру.

Від ідеального критичного діаметра переходять до реального критичного діаметра, використовуючи номограму, яка запропонована М. Блантером (рис. 120, *a*). Щоб визначити критичний діаметр для сталі *1* (рис. 119, *b*), припускаємо, що віддалі від торця до поверхні напівмартенситної зони складає 10 мм. Для визначення критичного діаметра на шкалі (рис. 120, *a*) віддалі від торця, що охолоджується, до напівмартенситної зони 10 опускаємо до перетину з лінією «ідеальне охолодження». Від точки *a* проводимо горизонтальну лінію вліво до перетину з лінією заданого охолоджувального середовища — води точка *b*, або мастила точка *c*. Від точок *b* і *c* опускаємо перпендикуляр до шкали — критичний діаметр. Точки *b'* і *c'* показують відповідний критичний діаметр.

При несучільній прогартуваності твердість падає від поверхні до серцевини, а відпуск при високій температурі зменшує різницю в твердості і міцності по перерізу. Але границя текучості, ударна в'язкість і відносне звуження в серцевині зразка лишаються більш низькими. Це пояснюється різним характером будови ферито-цементитної суміші. У загартованому шарі, в результаті відпуску мартенситу, утворюється дисперсна ферито-цементитна структура зернистої будови, а в серцевині вона є більш грубою і має пластинчасту будову.

Прогартуваність сталі визначають методом гартування зразків з торця (ГОСТ 5657). Циліндричний зразок заданої форми і розмірів (рис. 119, *a*), і який нагрітий до температури гартування, охолоджують водою з торця на спеціальній установці. Після охолодження заміряють твердість по довжині (висоті) зразка. Так як швидкість охолодження зменшується при збільшенні віддалі від торця, буде зменшуватись і твердість.

Результати випробувань описують за допомогою графіків, які будують у координатах твердість — віддалі від торця, що охолоджується (рис. 119, *b*).

По віддалі від торця до ділянки із твердістю, яка відповідає твердості напівмартенситної зони для даної сталі (рис. 119, *b*), можна по спеціальних номограмах знайти критичний діаметр. Щоб характеристика прогартуваності сталі не була пов'язана з властивостями охолоджувача, при використанні номограм вводять поняття про ідеальний критичний

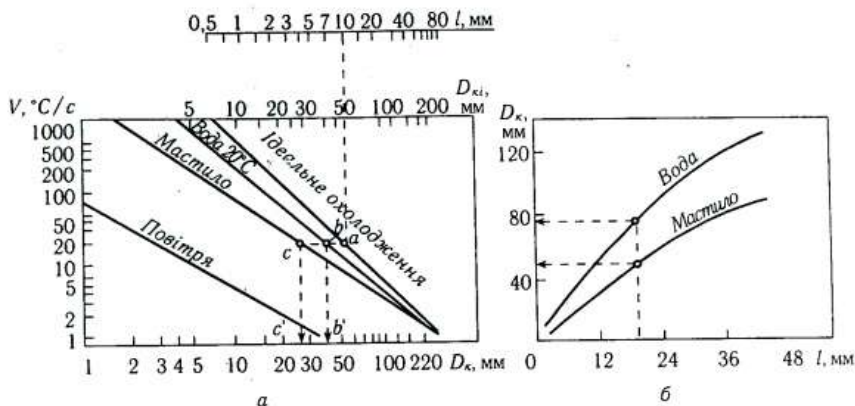


Рис. 120. Визначення прогартуваності сталі за М. Блантером ( $l$  — відстань від торця до напівмартенситної зони, мм;  $D_{ki}$  — ідеальний критичний діаметр):  
 а — номограма; б — діаграма

Ширше використовують графіки показані на рис. 120, б. З цією метою на осі абсцис відкладають віддалі від торця, що охолоджується до зони з напівмартенситною твердістю і проводять перпендикуляр до перетину з кривою для гартування в маслі або воді. Горизонталь, що проведена від цієї точки до ординати, вказує величину критичного діаметра  $D_{кр}$ .

У зв'язку з тим, що прогартуваність сталі коливається в значних межах для кожної марки сталі будуть не криві, а смуги прогартуваності.

### Внутрішні напруження в загартованій сталі

Напруження при гартуванні сталі виникають внаслідок нерівномірного охолодження поверхні і серцевини виробу, а також збільшення об'єму при мартенситному перетворенні і неоднорідності його протікання у виробі. Напруження, що виникають за рахунок нерівномірності охолодження виробу називають тепловими, а ті що викликаються мартенситним перетворенням — структурними або фазовими. Тільки теплові напруження виникають у тих випадках, коли відсутні фазові перетворення, наприклад при охолодженні відпаленої сталі від температури нижче точки  $A_1$ .

Неоднаковий розподіл температур по перерізу виробу при швидкому охолодженні супроводжується нерівномірними змінами об'ємів. Поверхневі шари стискаються швидше, ніж внутрішні. Але стисканню поверхневих шарів чинять опір внутрішні шари. Це призводить до того, що в поверхневих шарах утворюються напруження розтягу, а у внутрішніх шарах — стискання.

Після того як поверхня охолоне і зміна об'єму припиниться, серцевина ще буде перебувати в умовах теплового стискання. Внаслідок цього напруження

почнуть зменшуватись і в деякий момент часу відбудеться зміна знаку напружень на поверхні і в серцевині. Після кінцевого охолодження на поверхні утворюються залишкові напруження стискування, а у серцевині напруження розтягування (рис. 121, а). Поява залишкових напружень є результатом того, що напруження викликають не тільки пружну, але й неоднотимчасну і неоднакову пластичну деформацію шарів по перерізу.

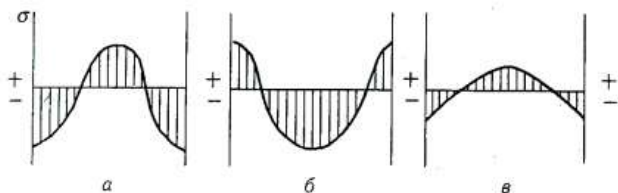


Рис. 121. Схема епюри залишкових напружень:  
а — теплові; б — структурні; в — сумарні

При аналізі умов утворення структурних напружень при повній прогартованості, теплові напруження для спрощення враховуватись не будуть. По досягненні при гартуванні температур нижче точки  $M_n$  мартенсит у першу чергу утворюється на поверхні, де точка  $M_n$  буде досягнута раніше, ніж у серцевині. Так як перетворення аустеніт-мартенсит супроводжується збільшенням об'єму, то це призводить до утворення на поверхні стискаючих напружень, а у внутрішніх шарах — розтягуючих напружень. З розвитком перетворення знак напружень на поверхні і у серцевині змінюється.

Структурні напруження відносно теплових змінюються в оберненому порядку. У результаті мартенситного перетворення на поверхні утворюються залишкові напруження розтягування, а у серцевині — напруження стискування (рис. 121, б). Ці залишкові напруження, як і теплові, виникають у результаті появи під дією напружень не тільки пружної, але і неоднакової по перерізу залишкової деформації.

При гартуванні сталі одночасно виникають як теплові, так і структурні напруження, які сумуються (рис. 121, в). У залежності від співвідношення між тепловими і структурними напруженнями можуть отримуватись різні епюри сумарних напружень, а в поверхневих шарах напруження можуть мати різний знак і різну величину.

Залишкові напруження, що отримуються після гартування, не характеризують напруження, які виникають при охолодженні або нагріванні сталі. Залишкові напруження завжди менші від напружень, що утворились у процесі охолодження.

Якщо величина напружень перевищує границю міцності і метал має низьку пластичність, то напруження не можуть зменшуватись при пластичній деформації. Це викликає утворення тріщин. Найбільш небезпечні при цьому розтягувальні напруження на поверхні, які сприяють утворенню тріщин і знижують границю втоми сталі.



Розтягувальні напруження виникають в основному за рахунок появи структурних напружень, які потрібно зменшувати. Структурні напруження тим більші, чим вища температура гартування і швидкість охолодження в інтервалі температур  $M_n$  і  $M_k$ . Для зниження структурних напружень необхідно уповільнювати швидкість охолодження нижче точки  $M_n$  і запобігати перегріванню сталі.

### Способи гартування

Найбільш широко використовують неперервне гартування, яке проводять в одному охолоджувачі. Для виробів складної форми, з метою зменшення деформації, застосовують й інші методи гартування.

#### *Перерване гартування.*

Виріб, що гартується цим способом, спочатку швидко охолоджують у воді до температури дещо вищої точки  $M_n$ , а потім швидко переносять у середовище з меншою швидкістю охолодження наприклад, у мастило або на повітря. У цьому середовищі проводять охолодження до 20 °С. У результаті перенесення в інше охолоджувальне середовище зменшуються внутрішні напруження, які б могли виникнути в умовах швидкого охолодження в одному середовищі (воді), в зоні температур мартенситного перетворення.

#### *Гартування із самовідпуском.*

У цьому випадку охолодження виробу в охолоджувальному середовищі переривають для того, щоб у внутрішній частині виробу збереглась ще деяка кількість тепла. Під дією теплообміну температура в сильніше охолоджених поверхневих шарах підвищується і вирівнюється із температурою внутрішніх шарів. У зв'язку з цим відбувається самовідпуск сталі.

Гартування із самовідпуском застосовують для таких інструментів, як зубила, кувалди, слюсарні молотки, керни, які працюють з ударними навантаженнями і повинні мати високу твердість на поверхні і підвищену в'язкість у внутрішніх об'ємах виробу.

#### *Ступеневе гартування.*

При гартуванні цим способом сталь, після нагрівання до температури гартування охолоджують у середовищі, що має температуру дещо вище  $M_n$ , звичайно 180—250 °С і витримують при цій температурі порівняно короткий час. Потім виріб охолоджують до нормальної температури на повітрі (рис. 122, а). У результаті витримки в охолоджувальному середовищі досягається вирівнювання температури за перерізом виробу, але це не повинно викликати перетворення аустеніту з утворенням бейніту.

Мартенситне перетворення протікає при охолодженні на повітрі, але менш повно, ніж при неперервному гартуванні, внаслідок чого сталь зберігає більше залишкового аустеніту. При ступеневому гартуванні зменшуються об'ємні зміни внаслідок присутності більшої кількості залишкового аустеніту і можливості самовідпуску мартенситу. Зменшується також схильність до жолоблення в результаті протікання мартенситного перетворення майже одночасно у всіх ділянках виробу і небезпека появи тріщин.

Під час фазових перетворень, у тому числі і мартенситного, зменшується міцність сталі і зростає пластичність. Це явище, яке спостерігається тільки в момент перетворення, використовується при ступеневому гартуванні для правки виробів, схильних до жолоблення, правку (частіше під пресом) виконують у період охолодження виробів на повітрі після вилучення їх із середовища для гартування.

Ступеневе гартування широко застосовують для інструменту з вуглецевих сталей діаметром не більше 8—10 мм. Швидкість охолодження інструменту більших розмірів у середовищі з температурою вище точки  $M_n$  є нижче критичної швидкості гартування, і аустеніт розпадається при високих температурах.

#### Ізотермічне гартування.

Гартування цим способом виконують в основному так, як і ступеневе, але в данному випадку передбачається більш тривала витримка вище точки  $M_n$  (рис. 122, б). При такій витримці відбувається розпад аустеніту з утворенням нижнього бейніту. Для вуглецевих сталей ізотермічне гартування не дає суттєвого підвищення механічних властивостей у порівнянні із властивостями, що отримуються при звичайному гартуванні і відпуску.

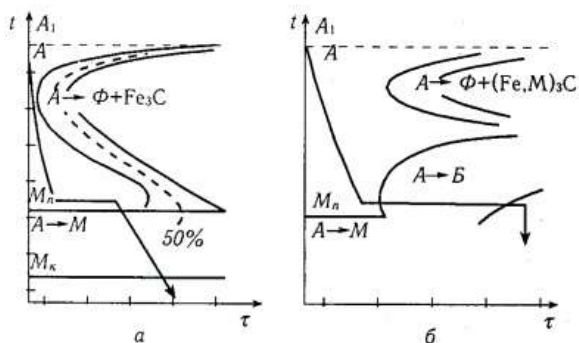


Рис. 122. Схема ступеневого гартування евтектоїдної а й ізотермічного гартування легованої б сталей

У легованих сталях розпад аустеніту в проміжній області не проходить до кінця. Якщо аустеніт не розпадається при ізотермічній витримці, не перетворюється в мартенсит при подальшому охолодженні, то сталь отримує структуру: бейніт і 10—20 % залишкового аустеніту збагаченого вуглецем. За такої структури досягається висока міцність при достатній в'язкості. Для багатьох сталей ізотермічне гартування забезпечує значне підвищення конструкційної міцності.

Якщо більша частина аустеніту, що не розпався після завершення проміжного перетворення, при наступному охолодженні перетворюється в мартенсит, то ізотермічним гартуванням неможливо отримати високі механічні властивості. У цьому випадку різко знижується опір крихкому руйнуванню.

Конструкційні леговані сталі, що містять 0,3—0,5 % С отримують оптимальні механічні властивості у результаті ізотермічного гартування з витримкою в нижній частині проміжної зони ізотермічного розпаду аустеніту дещо вище точки  $M_n$ . Тривалість витримки у середовищі для гартування залежить від стійкості аустеніту при температурах вище точки  $M_n$ , які визначаються діаграмою ізотермічного розпаду аустеніту для даної сталі.

Для охолодження в інтервалі температур 150—500 °С при ступеневому й ізотермічному гартуванні використовують розплавлені суміші солей 55 %  $KNO_3$  і 45 %  $NaNO_3$ , а також розплавлені луги 20 %  $NaOH$  і 80 %  $KOH$ . Чим нижча температура солі (лугу), тим вища швидкість охолодження в середовищі. Оскільки розплавлені солі охолоджуються тільки внаслідок тепловіддачі, то охолоджувальна здатність їх зростає при перемішуванні.

Охолодження в розплавах лугів, якщо попередньо деталі нагрівались у розплавлених солях (тобто солях, що не викликають окислення), дозволяє отримувати чисту поверхню світло-сірого кольору. Гартування цим способом називають світлим.

### Обробка сталі холодом

У загартованій сталі, яка містить більше 0,4—0,5 % С, у якій точка  $M_n$  лежить нижче 0 °С, завжди присутній залишковий аустеніт. Аустеніт понижує твердість, зносостійкість і часто призводить до зміни розмірів деталей, що працюють при низьких температурах, в результаті перетворення його в мартенсит.

Для зменшення кількості залишкового аустеніту в загартованій сталі застосовують обробку холодом, яка полягає в охолодженні загартованої сталі до температур нижче нуля.

Зниження температури до точки  $M_k$  від -30 °С до -70 °С в більшості сталей викликає перетворення залишкового аустеніту в мартенсит, що підвищує в сталях з 0,8—1,1 % С твердість за Роквелом на 1—3 одиниці. Але одночасно зростають напруження, тому вироби охолоджують повільно і відразу після обробки холодом виконують відпуск.

Витримка сталі після гартування при нормальній температурі більше 3—6 годин стабілізує аустеніт, і тому він у меншій кількості перетворюється в мартенсит при подальшому охолодженні і зменшує ефект обробки холодом. Тому обробку холодом виконують відразу після гартування.

### 13.4. ВІДПУСК

Відпуск полягає в нагріванні загартованої сталі до температур нижче  $A_{c1}$ , витримці при заданій температурі і наступному охолодженні з певною швидкістю. Відпуск є кінцевою операцією термічної обробки, у результаті якої сталь отримує необхідні механічні властивості. Крім того, відпуск повністю або частково усуває внутрішні напруження, що виникають при гартуванні. Ці напруження знімаються тим швидше, чим вища температура відпуску.

Найбільш інтенсивно напруження зменшуються в результаті витримки при 550 °С протягом 15—30 хв. Після витримки тривалістю 1,5 год. напруження знижуються до мінімального значення, яке може бути досягнуто відпуском при даній температурі.

Швидкість охолодження після відпуску також впливає на залишкові напруження. Чим повільніше охолодження, тим менші залишкові напруження. Прискорене охолодження після відпуску при 550—650 °С підвищує границю втоми за рахунок утворення в поверхневому шарі залишкових напружень стиску. Для уникнення жолоблення виробів складної форми після відпуску при високих температурах їх охолоджують повільно, а вироби з легованих сталей, схильних до утворення відпускнуї крихкості, після відпуску при 500—650 °С у всіх випадках необхідно охолоджувати швидко.

Основний вплив на властивості сталі має температура відпуску, в залежності від якої відпуск поділяють на три види.

*Низькотемпературний (низький) відпуск* проводять при нагріванні до 250 °С. При цьому знижуються мікронапруження гартування, мартенсит гартування переводиться у відпущений мартенсит, підвищується міцність і дещо покращується ударна в'язкість без суттєвого зниження твердості. Сталь, що містить 0,6—1,3 % С, після гартування і низького відпуску зберігає твердість HRC 58—63 і високу зносостійкість. Але вироби після такої обробки не витримують значних динамічних навантажень, якщо вони не мають підвищеної в'язкості у внутрішніх об'ємах.

Низькотемпературний відпуск застосовують для обробки різального і вимірювального інструменту із вуглецевих і низьколегованих сталей, а також деталей після поверхневого гартування, цементації, ціанування або нітроцементації. Тривалість відпуску складає 1—2,5 год. Для великих виробів і вимірювальних інструментів призначають більш тривалий відпуск.

*Відпуск при середніх температурах* виконують при 350—500 °С і застосовують для пружин і ресор, а також для штампів. Такий відпуск забезпечує високі границі пружності і витривалості, а також релаксаційну стійкість. Структура сталі після середнього відпуску — троостит відпуску або троостомартенсит; твердість сталі HRC 40—50. Температуру відпуску вибирають таким чином, щоб не викликати необерненої відпускнуї крихкості.

Охолодження після відпуску при 400—450 °С необхідно проводити у воді, що сприяє утворенню на поверхні стискаючих залишкових напружень, які збільшують границю витривалості пружних елементів.

*Високотемпературний (високий) відпуск* проводять при 500—680 °С. Структура сталі після високого відпуску — сорбіт відпуску. Високий відпуск створює найкраще співвідношення міцності і в'язкості сталі.

Гартування з високим відпуском у порівнянні із нормалізацією або відпалом підвищує міцність, границю текучості, відносне звуження і особливо ударну в'язкість сталей. Термічну обробку, яка складається із гартування і високого відпуску, називають *покращенням*.

Високий відпуск проводять для середньовуглецевих конструкційних сталей, що містять 0,3—0,5 % С, від яких вимагають високий опір втомі і ударну в'язкість. Покращення значно підвищує конструктивну міцність сталі, зменшує чутливість до концентраторів напружень за рахунок зростання роботи розвитку тріщин і зниження температури порогу холодноламкості. Тріщиностійкість  $K_{Ic}$  після покращення складає 250<sup>2</sup>—350 МПа·мм<sup>1/2</sup>.

Відпуск при 550—600 °С протягом 1—2 год. майже повністю знижує залишкові напруження, що виникли при гартуванні. Тривалість високого відпуску складає 1—6 год. у залежності від розмірів виробу.

### 13.5. ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА СПЛАВІВ

Термомеханічна обробка полягає в суміщенні пластичної деформації і термічної дії, з метою формування заданої структури металу, що піддається обробці.

При пластичній деформації частина енергії до 20%, витрачається на збільшення внутрішньої енергії кристалічної решітки. Суміщення пластичної деформації і фазових перетворень викликає підвищення щільності дислокацій, змінює наявність вакансій і дефектів упаковки і використовується для створення оптимальної структури металу і формування важливих властивостей — міцності і в'язкості.

Щільність дислокацій та інших дефектів кристалічної решітки, їх розподіл і взаємодія визначаються ступенем сумісного впливу пластичного деформування і термічної обробки. Тому до умов термомеханічної обробки (ТМО) потрібно віднести основні фактори пластичної і термічної обробок такі як швидкість і ступінь деформації як за одну операцію, так і сумарну, температуру початку і кінця пластичної обробки, температуру початку і кінця інтенсивного охолодження металу, послідовність виконання пластичної і термічної обробки і її режим, хімічний склад металу та ін.

При ТМО обидва процеси — пластична деформація і термічна обробка — можуть поєднуватись в одній технологічній операції, але можуть проводитись і з проміжком у часі. Але фазові перетворення при цьому повинні виконуватись в умовах підвищеної щільності дефектів решітки, що виникають завдяки пластичній деформації металу.

ТМО сталі виконується головним чином за трьома схемами: високотемпературна (ВТМО), низькотемпературна (НТМО) і попередня термомеханічна обробка (ПТМО).

Високотемпературна термомеханічна обробка включає деформацію сталі при температурі вище  $A_{c3}$  (рис. 123, а), при якій сталь має аустенітну структуру. Ступінь деформації складає 20—30 % при більшій деформації розвивається рекристалізація, яка знижує механічні властивості. Після деформації проводять негайне гартування, щоб запобігти розвитку рекристалізації.

Аустеніт характеризується низькою енергією дефектів пакування і в зв'язку з цим гальмується вихід дислокації із площин ковзання. Тому аустеніт при деформації сильно зміцнюється, після чого можливо швидке проходження рекристалізації.

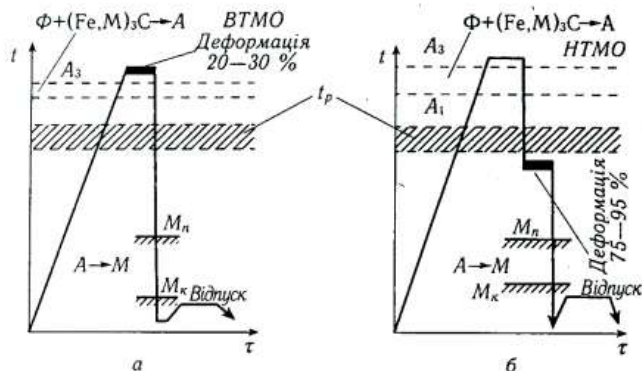


Рис. 123. Схема термомеханічної обробки сталі:  
а — VTMO; б — HTMO

Найкращий комплекс механічних властивостей досягається в тому випадку, коли мартенсит утворюється з аустеніту з добре розвинутою полігонізованою структурою. Мартенситні кристали, які утворюються при гартуванні, повністю успадковують дислокаційні субмежі гарячедеформованого аустеніту. Переплетення дислокацій також успадковуються мартенситом.

В результаті після VTMO підвищуються границі міцності і текучості сталей. Для кожної марки сталі, виду і перерізу виробу необхідно підбирати оптимальне співвідношення температури, ступені і швидкості деформації, щоб отримати розвинену полігонізовану структуру аустеніту. VTMO можна застосовувати як для простих вуглецевих так і легованих сталей.

По способу низькотемпературної термомеханічної обробки сталь деформують у температурній зоні існування переохолодженого аустеніту в області його відносної стійкості 400—600 °С; температура деформації повинна бути вище точки  $M_n$ , але нижче температури рекристалізації (рис. 123, б). Ступінь деформації, складає 75—95 %. Гартування проводять зразу після деформації.

Технологія зміцнення сталей в результаті пластичної деформації переохолодженого аустеніту з наступним гартуванням від температури деформації називається аусформінгом. Холодною деформацією не можна сильно зміцнювати сталь з мартенситною структурою, в зв'язку із крихкістю мартенситу, що містить вуглець. Аустеніт при температурах нижчих від температури рекристалізації можна деформувати з великими обтисненнями. При такій деформації в аустеніті значно зростає загальна щільність дислокацій, утворюється переплетення дислокацій і комірчаста структура.

При мартенситному перетворенні сусіди любого атома в аустеніті лишаються сусідами цього ж атома в мартенситі. Тому дислокації при  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворенні по мартенситному механізму не зникають, а переходять від вихідної фази до

нової, тобто відбувається наслідування субструктури деформованого аустеніту. Висока щільність дислокацій в мартенситі, які закріплені атомами вуглецю і карбідними часточками, обумовлює отримання високих значень міцності, а подрібненість кристалів мартенситу забезпечує достатній рівень пластичності сталі. НТМО застосовують тільки для легованих сталей, що мають високу стійкість переохолодженого аустеніту.

Після гартування в обох випадках термомеханічної обробки проводять низькотемпературний відпуск 100—300 °С. Така комбінована обробка дозволяє отримати високу міцність  $\sigma_s = 2200\text{—}3000$  МПа при хорошій пластичності і в'язкості  $\delta = 6\text{—}8\%$ ;  $\psi = 50\text{—}60\%$ .

Після звичайного гартування і низького відпуску  $\sigma_s = 2000\text{—}2200$  МПа,  $\delta = 3\text{—}4\%$ .

Попередня термомеханічна обробка характеризується простотою виконання технологічного процесу: холодна пластична деформація підвищує щільність дислокацій, дорекристалізаційне нагрівання забезпечує полігонізацію структури фериту, гартування зі швидкісного нагрівання, відпуск. При цьому перерва між холодною деформацією і нагріванням під гартування не регламентується, що значно спрощує технологічний процес ПТМО.

Одночасно із підвищенням міцності після термомеханічної обробки зростають пластичність і опір руйнуванню.

Підвищена конструктивна міцність після термомеханічної обробки пояснюється наслідуванням розвиненої дислокаційної структури аустеніту мартенситом, що утворюється при наступному гартуванні.

### 13.6. ДЕФЕКТИ, ЯКІ ВИНИКАЮТЬ ПРИ ТЕРМІЧНІЙ ОБРОБЦІ СТАЛІ

#### Тріщини

Внутрішні або зовнішні тріщини відносяться до основних дефектів, які можуть виникати при гартуванні сталі. Тріщини утворюються при гартуванні у тих випадках, коли внутрішні розтягувальні напруження, що виникають у результаті мартенситного перетворення, перевищують опір сталі руйнуванню. Тріщини утворюються при температурах нижче точки початку мартенситного перетворення  $M_n$ , часто після охолодження. Схильність до утворення тріщин зростає із збільшенням у сталі вмісту вуглецю, підвищенням температури гартування і збільшенням швидкості охолодження в температурному інтервалі мартенситного перетворення.

Іншою причиною утворення тріщин є наявність у виробках концентраторів напружень: різка зміна перерізу виробу або місцеві заглиблення, виступи.

Тріщини є дефектами, що не виправляються. Для запобігання їх утворенню слід притримуватись наступних рекомендацій: при конструюванні виробів уникаючи різких виступів, загострених кутів, різких переходів від товстих перерізів до

тонких; гартування слід проводити від низьких температур для деталей, що прогартовуються повністю; використовувати ступеневе гартування для повільного охолодження в мартенситному інтервалі температур; після гартування слід швидко проводити наступний відпуск.

### Деформація і жолоблення

Деформація або зміна розмірів і форми виробів відбувається при термічній обробці в результаті термічних і структурних напружень під дією неоднорідних об'ємних змін, що викликані нерівномірним охолодженням; фазовими перетвореннями.

Несиметричну деформацію виробів у практиці називають жолобленням. Воно спостерігається при нерівномірному і надмірно високому нагріванні під гартування, неправильному положенні деталі при занурюванні в охолоджувальне середовище і високою швидкістю охолодження в мартенситному інтервалі температур. Усунення цих причин значно зменшує жолоблення.

Жолоблення важко усунути в довгих і тонких виробках. Для його зменшення такі деталі охолоджують при гартуванні в затисненому стані (в штампах, пресах і пристроях). У момент протікання мартенситного перетворення сталь знеміцнюється. У такому стані вона легко правиться в штампі.

Розміри виробу після гартування навіть при відсутності жолоблення не співпадають із вихідними значеннями. Деформацію, що викликається охолодженням, можна зменшити підбором відповідного складу сталі і умов термічної обробки.

*Зневуглецювання.* При нагріванні сталі на поверхні виникає шар окалини, який складається із  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  і  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ . Маса цього шару може складати 1—2 % від маси заготовки. Крім того в поверхневому шарі металу відбуваються суттєві зміни. Через взаємодію із киснем поверхневий шар втрачає вуглець. Товщина зневуглецьованого шару може досягати 1,5—2 мм.

Для зменшення негативних наслідків нагріву іноді застосовують ступеневий нагрів: заготовки повільно прогрівають до 600—700 °С, а потім з великою швидкістю до кінцевої температури. Зменшення окислення металу досягається шляхом нагріву в нейтральній або відновлювальній атмосфері.



## ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

### 14.1. ПОВЕРХНЕВЕ ГАРТУВАННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Призначення поверхневого гартування — підвищення твердості, зносостійкості і границі втоми поверхні виробу, що обробляється. При цьому внутрішні об'єми лишаються в'язкими і мають високий опір ударним навантаженням.

Найширше використовується метод поверхневого гартування струмами високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище індукції і поверхневого розподілу індукovanого струму в деталі. Деталь встановлюється в індуктор (соленоїд), що представляє собою один або кілька витків пустотілої водоохолоджуваної мідної трубки. При пропусканні через індуктор змінного струму високої частоти створюється магнітне поле, яке викликає появу у виробі індукovanого струму тієї ж частоти, але оберненого напрямку. Індукований струм викликає розігрівання виробу. Особливістю індукovanого струму є неоднакова густина по перерізу виробу. В основному струм концентрується в поверхневому шарі виробу. Товщина загартованого шару може бути розрахована за формулою:

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

де  $\rho$  — питомий електроопір, Ом·м;

$\mu$  — магнітна проникність, Гн/м;

$f$  — частота, Гц.

Чим менша  $f$  (частота струму), тим більша глибина шару, що нагрівається. Якщо застосувати струм малої частоти (промисловий), то індукований струм буде проходити по всьому перерізу деталі і викликати суцільне нагрівання. Індукційне нагрівання забезпечує високу швидкість нагрівання. Швидкість нагрівання СВЧ в залежності від  $f$ ,  $\rho$ ,  $\mu$  складає 50—500 °С/с, а при звичайному пічному нагріванні вона не перевищує 1—3 °С/с. Нагрівання до температури гартування проводиться за 2—10 с. Глибина шару 2—5 мм. Великі швидкості нагрівання призводять до того, що перетворення перліту в аустеніт зміщується в область більш високих температур, тому температура гартування при індукційному нагріванні вища, ніж при нагріванні в печах, де швидкість нагрівання не перевищує 1,5—3 °С/с. Чим вища швидкість нагрівання в районі фазових перетворень, тим вищою є температура аустенітизації й отримання при охолодженні структури дрібнокристалічного мартенситу і максимальної твердості. Так, наприклад, при пічному нагріванні сталі 40 температура гартування 840—860 °С.

при індукційному із швидкістю  $250\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  —  $880\text{--}920\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а із швидкістю  $500\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$  —  $980\text{--}1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Охолоджувальну рідину (воду, водяні розчини полімерів) для гартування подають через спрейер (душовий пристрій). Розділяють наступні способи гартування з індукційним нагріванням:

— одночасне нагрівання і охолодження всієї поверхні, застосовується для виробів, які мають невелику поверхню зміцнення, зокрема валиків, пальців, інструменту;

— неперервно-послідовне нагрівання і охолодження (для гартування довгих валів і осей);

— послідовне нагрівання і охолодження окремих ділянок — цей метод застосовують при послідовному гартуванні шийок колінчастих валів, кулачків розподільних валів.

Після гартування з індукційним нагріванням вироби піддають низькому відпуску при  $160\text{--}200\text{ }^{\circ}\text{C}$ , іноді і самовідпуску. В цьому випадку при гартуванні охолодження проводять не до кінця і в деталі зберігається деяка кількість теплоти, що нагріває загартований шар до температур відпуску.

Для поверхневого індукційного гартування застосовують сталі 40, 45, 40X, 45X, 40XH, які містять 0,4—0,5% С і після гартування мають високі твердість, зносостійкість і не схильні до крихкого руйнування.

Структура на поверхні — мартенсит відпуску, а у внутрішніх об'ємах при відсутності попередньої термічної обробки зберігається ферито-перлітна структура. Для покращення механічних характеристик перед гартуванням СВЧ проводять покращення або нормалізацію.

Після гартування з індукційним нагріванням дійсне зерно аустеніту значно менше (10—12 бал), ніж після звичайного гартування з пічним нагріванням (7—8 бал). Дрібне зерно отримується внаслідок великої швидкості нагрівання і відсутності витримки при нагріванні. При цьому утворюється дрібногочастий мартенсит з твердістю *HRC* на 3—6 одиниць вищою ніж при пічному нагріванні.

При поверхневому гартуванні значно підвищується границя втоми сталі. Так, для сталі 40 після нормалізації вона складає 150 МПа, а після гартування з індукційним нагріванням — 420 МПа. Підвищення границі втоми пояснюється утворенням у загартованому шарі залишкових напружень стискування. Це особливо важливо для осей і валів, що працюють на згин і кручення, у яких максимальні напруження розтягу виникають у поверхневих шарах.

## 14.2. ОСОБЛИВОСТІ ХІМІКО-ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Хіміко-термічною називають обробку, яка полягає в поєднанні термічної і хімічної дії з метою зміни складу, структури і властивостей поверхневого шару деталі в необхідному напрямку. При цьому відбувається поверхнєве насичення металевого матеріалу відповідним елементом С, N, Al, Cr, Si, Ti та ін. шляхом його

дифузії в атомарному стані із зовнішнього середовища (твердого, газового, парового, рідкого) при високій температурі.

Більшість деталей машин і механізмів працюють в умовах зношування, кавітації, циклічних навантажень, при низьких або високих температурах, при яких максимальні напруження виникають у поверхневих шарах металу. Хіміко-термічна обробка (ХТО) металів і сплавів, змінюючи властивості поверхневого шару підвищує надійність і довговічність деталей машин.

При хіміко-термічній обробці металів проходять наступні взаємопов'язані стадії:

- утворення активних атомів у насичуючому середовищі і їх дифузія до поверхні металу, що обробляється;
- адсорбція утворених активних атомів поверхнею, що насичується;
- дифузія адсорбованих атомів у внутрішні об'єми.

Розвиток процесу дифузії призводить до утворення дифузійного шару, який відрізняється від вихідного хімічним складом, структурою і властивостями (рис. 124).

Матеріал деталі під дифузійним шаром, на який не впливає насичуюче активне середовище, називається внутрішнім об'ємом. Найменша віддаль від поверхні насичення до внутрішнього об'єму складає загальну товщину дифузійного шару.

При контролі хіміко-термічної обробки часто використовують ефективну товщину дифузійного шару, під якою розуміють найменшу віддаль від поверхні насичення до ділянки, яка характеризується встановленим граничним номінальним значенням базового параметру. Під базовим параметром дифузійного шару розуміють параметр матеріалу, який служить у даному випробуванні критерієм зміни якості в залежності від віддалі до поверхні насичення. Як базовий параметр приймають або концентрацію дифузійного елемента, або властивості, або структурну ознаку. Частина дифузійного шару, яка наближена до внутрішніх об'ємів і має довжину, що визначається різницею загальної і ефективної товщин, називають перехідною зоною дифузійного шару (рис. 124).

Дифузія є важливим етапом хіміко-термічної обробки. При утворенні твердих розчинів заміщення, дифузія

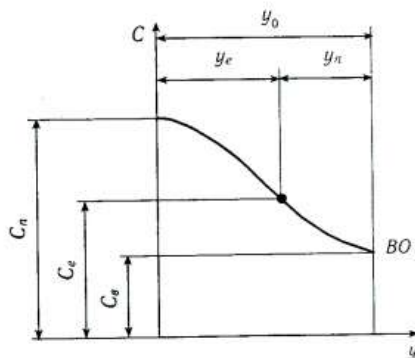


Рис. 124. Схема дифузійного шару:  
 $y_0$  — загальна товщина дифузійного шару;  
 $y_e$  — ефективна товщина дифузійного шару;  
 $y_n$  — товщина перехідної зони;  $BO$  — внутрішній об'єми металу;  $C_0$  — значення базового параметру на поверхні;  $C_e$  — граничне значення базового параметру, встановлене для ефективної товщини;  $C_с$  — значення базового параметру для внутрішніх об'ємів металу

відбувається за вакансійним механізмом, а при утворенні твердих розчинів проникнення — шляхом дифузії між вузлами кристалічної решітки.

#### 14.2.1. ДИФУЗІЙНЕ НАСИЧЕННЯ СТАЛІ ВУГЛЕЦЕМ

Цементациєю (науглецюванням) називають хіміко-термічну обробку, яка полягає в дифузійному насиченні поверхневого шару сталі вуглецем при нагріванні у відповідному середовищі — карбюризаторі. Процес проводять при температурах вище точки  $A_{c3}$ , що становить  $930\text{—}950\text{ }^\circ\text{C}$ , коли є стійким аустеніт, який розчиняє вуглець у великих кількостях.

Для цементації використовують низьковуглецеві  $0,1\text{—}0,18\%$  С леговані сталі 15Х, 18ХГТ, 20ХНМ, 15ХГН2ТА та ін.. Деталі поступають на цементацию після механічної обробки з припуском на шліфування  $50\text{—}100\text{ мкм}$ . У багатьох випадках цементують тільки частину деталі: тоді ділянки, що не підлягають зміцненню, захищають тонким шаром малопористої міді  $0,02\text{—}0,05\text{ мм}$ , яку наносять електролітичним способом, або ізолюють спеціальними обмазками.

Цементований шар має змінну концентрацію вуглецю по товщині, яка зменшується від поверхні до внутрішніх об'ємів деталі (рис. 125, а). В зв'язку із цим у структурі цементованого шару від поверхні до внутрішніх об'ємів виділяють три зони (рис. 125, б):

- заевтектоїдну, що складається із перліту і вторинного цементиту;
- евтектоїдну, яка представляє собою пластинчастий перліт;
- доевтектоїдну, у склад якої входять перліт і ферит.

Кількість фериту в цій зоні неперервно зростає.

При концентрації понад  $1,2\text{—}1,3\%$  С в поверхневому шарі утворюється груба цементитна сітка або цементит виділяється у вигляді голок, що негативно впливає на міцність дифузійного шару.

Найбільш широко використовують цементацию в твердому і газовому насичувальних середовищах. Газова цементация є більш досконалим технологічним процесом ніж тверда. Вона має ряд переваг у порівнянні із цементациєю у твердому карбюризаторі. При газовій цементації зменшується тривалість процесу, забезпечується можливість його

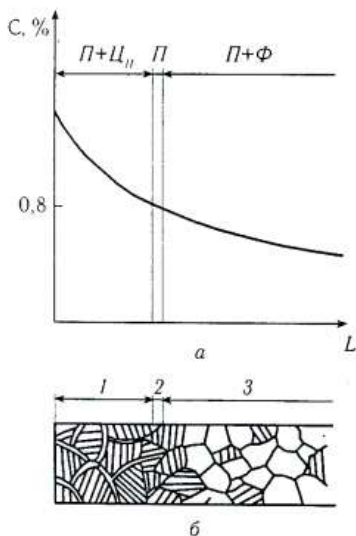


Рис. 125. Зміна концентрації вуглецю по глибині  $L$  цементованого шару  $a$  і схема мікроструктури незагартованого науглецюваного шару б:

- 1 — заевтектоїдна;
- 2 — евтектоїдна;
- 3 — доевтектоїдна зони

автоматизації, отримується задана концентрація вуглецю в шарі, спрощується наступна термічна обробка деталей.

Для цементації використовують природний газ, що складається в основному з метану  $\text{CH}_4$  і пропан-бутанових сумішей, а також рідких сполук вуглецю і водню.

Основною реакцією, що забезпечує науглецювання при газовій цементації є:



Технологічний процес проводять при температурі 910—930 °С протягом 6—12 годин.

Після цементації проводять кінцеву термічну обробку, яка формує властивості виробу. При цій обробці подрібнюється зерно внутрішніх об'ємів і цементованого шару. Зростання зерна відбувається під час тривалої витримки при високій температурі цементації. У результаті кінцевої обробки отримується висока твердість цементованого шару і хороші механічні властивості внутрішніх об'ємів.

У більшості випадків, особливо при обробці дрібнозернистих сталей, застосовують гартування вище точки  $A_{c1}$  (внутрішніх об'ємів) при 820—850 °С. Це призводить до подрібнення зерна і повного гартування цементованого шару, а також часткової перекристалізації і подрібнення зерна внутрішніх об'ємів.

При газовій цементації часто застосовують гартування без повторного нагрівання, а безпосередньо із цементаційної печі після підхождення виробів до 840—860 °С. Така обробка не виправляє структуру цементованого шару і внутрішніх об'ємів, тому її застосовують тільки для виробів, що виготовляють із спадково дрібнозернистих сталей.

У деяких випадках після цементації проводять обробку, яка складається з подвійного гартування і відпуску. Перше гартування (або нормалізацію) з нагріванням до 880—900 °С (вище точки  $A_{c3}$  внутрішніх об'ємів) застосовують для виправлення структури внутрішніх об'ємів. Друге гартування проводять з нагріванням до 760—780 °С для усунення перегрівання цементованого шару і надання йому високої твердості. Складність цього технологічного процесу, можливість окислення і знеуглецювання є основним недоліком такої термообробки.

Заключною операцією термічної обробки цементованих виробів є низький відпуск при 160—180 °С, який переводить мартенсит гартування в поверхневого шару у відпущений мартенсит. При цьому знімаються внутрішні напруження і покращуються механічні властивості.

У результаті термічної обробки цементований шар повинен мати структуру дрібногочастого мартенситу й ізольованих ділянок залишкового аустеніту і невеликої кількості надлишкових карбідів у вигляді глобулів.

Твердість на поверхні цементованого шару становить *HRC* 58—62, а у внутрішніх об'ємах *HRC* 30—45. При цементації частіше контролюють не

загальну, а ефективну товщину шару. Ефективна товщина відповідає зоні шару від поверхні насичення до межі зони із твердістю *HRC* 50 або *HV* 550. Товщина ефективного шару складає 0,4—1,8 мм.

#### 14.2.2. АЗОТУВАННЯ СТАЛІ

Азотуванням називають хіміко-термічну обробку, яка полягає в дифузійному насиченні поверхневого шару сталі азотом при нагріванні у відповідному середовищі. Азотують гільзи циліндрів двигунів внутрішнього згорання, деталі арматури турбін і цілий ряд інших деталей, що працюють на зношування при підвищених температурах в агресивних середовищах. Твердість азотованого шару є вищою, ніж цементованого, і зберігається при нагріванні до високих температур 450—500 °С, тоді як твердість цементованого шару, що має мартенситну структуру, зберігається тільки до 200—225 °С.

Низькотемпературне азотування проводять при температурах 500—600 °С. Сталі феритного і аустенітного класів піддають високотемпературному азотуванню при 600—1200 °С. Найбільш поширеним є газове азотування в середовищі аміаку. Його проводять у герметичних камерах, в яких проходить дисоціація

аміаку по реакції  $\text{NH}_3 \rightleftharpoons \text{N} + \frac{3}{2} \text{H}_2$ . Використовують аміак, розбавлений азотом.

Атомарний азот, що утворюється при дисоціації аміаку, адсорбується поверхнею металу і дифундує в його кристалічну решітку, утворюючи різні азотисті фази. У сплавах заліза відбувається утворення наступних фаз:

- $\alpha$ -фаза — твердий розчин азоту в  $\alpha$ -залізі;
- $\gamma$ -фаза — азотистий аустеніт, твердий розчин азоту в  $\gamma$ -залізі, який утворюється при температурі вище 591 °С;
- $\gamma'$ -фаза — твердий розчин на основі нітриду заліза  $\text{Fe}_4\text{N}$ , що містить 5,7—6,1 % N;
- $\epsilon$ -фаза — твердий розчин на основі нітриду  $\text{Fe}_{2,3}\text{N}$ , що містить 8,0—11,2 % N.

У випадку азотування при температурі нижче евтектоїдної дифузійний шар складається із трьох зон:  $\epsilon + \gamma' + \alpha$ . Високу твердість забезпечує нижня зона, що складається із  $\alpha$ -фази, в якій виділяються дисперсні нітриди. Зона, що складається із  $\gamma'$ -фази дуже тонка і не завжди виявляється. Зона, що складається із  $\epsilon$ -фази є крихкою і має низьку міцність.

У випадку азотування при температурі вище евтектоїдної 591 °С, дифузійний шар складається з наступних фаз:  $\epsilon + \gamma' + \gamma + \alpha$ . При повільному охолодженні азотистий аустеніт розпадається на евтектоїд:  $g \rightarrow \alpha + \gamma'$ , а при швидкому охолодженні має перетворення за мартенситним механізмом. У цьому випадку максимальна твердість буде в мартенситному підшарі.

При азотуванні легованих сталей утворюються леговані  $\epsilon$ - і  $\gamma$ -фази. Легувальні елементи W, Mo, Cr, Ti, V, які розчинені у фериті, підвищують розчинність азоту в  $\alpha$ -фазі і утворюють спеціальні нітриди MN,  $M_2\text{N}$  (VN, TiN,  $\text{Cr}_2\text{N}$  та ін.).

Виділяючись у дрібнодисперсному стані, ці нітриди підвищують твердість азотованого шару. При азотуванні отримують шар товщиною 0,3—0,6 мм. Процес азотування при 500—520 °С є тривалим і складає 24—60 год.

Для активізації процесів у газовому середовищі і на поверхні, яку насичують, застосовують іонне азотування. При цьому суттєво скорочується загальний час процесу у 2—3 рази і підвищується якість азотованого шару. Іонне азотування проводять у сталевому контейнері, який є анодом. Катодом слугують деталі, що азотуються. Через контейнер при низькому тиску пропускається газове середовище, що містить азот. Спочатку поверхня очищається катодним розпиленням у розрідженому газі, що містить азот або водень. При напрузі біля 1000 В і тиску 13,33—26,33 Па іони газу бомбардують і очищають поверхню катоду (деталі). Поверхня при цьому нагрівається до температури не більше 200 °С. Після очищення встановлюється робочий режим; поверхня деталі нагрівається до необхідної температури 450—500 °С в результаті бомбардування позитивними іонами газу. Іони азоту поглинаються поверхнею катоду (деталі), а потім дифундують у глибину.

Паралельно із цим протікає процес катодного розпилення поверхні, що дозволяє проводити азотування сплавів, які важко азотуються. Це відноситься до сплавів, які самовільно покриваються захисною оксидною плівкою, що утруднює проникнення азоту при звичайному азотуванні.

#### 14.2.3. НАСИЧЕННЯ ПОВЕРХНІ СТАЛІ АЗОТОМ І ВУГЛЕЦЕМ

У ряді випадків одночасне дифузійне насичення сталі азотом і вуглецем має певні переваги. Так, азот сприяє дифузії вуглецю, тому можна знизити температуру дифузійного насичення до 850 °С. Такий процес називається нітроцементацією, так як вихідним середовищем є суміш цементуючого газу і аміаку. Тривалість процесу 4—10 год. Основне призначення нітроцементації — підвищення твердості і зносостійкості сталевих виробів.

Нітроцементація має ряд переваг у порівнянні із цементацією. При легуванні аустеніту азотом знижується температура  $\alpha \rightarrow \gamma$  перетворення, що дозволяє вести процес насичення при більш низьких температурах. Одночасно в присутності азоту різко зростає дифузійна рухомість вуглецю в аустеніті.

Швидкість росту нітроцементованого і цементованого шарів практично однакова, хоча температура нітроцементації майже на 100 °С нижча. Зниження температури насичення без збільшення тривалості процесу дозволяє знижувати нагрівання обладнання. Для газової цементації і нітроцементації застосовують практично однакове обладнання.

Для нітроцементації легуваних сталей використовують контрольовану ендотермічну атмосферу, до якої добавляють 1,5—5,5 % природного газу і 1,0—3,5 % аміаку. Після нітроцементації проводять гартування безпосередньо із печі, в деяких випадках — після повторного нагрівання. Після гартування проводять відпуск при 160—180 °С.

При оптимальних умовах насичення структура нітроцементованого шару складається із дрібногочастого мартенситу, невеликої кількості дрібних рівномірно розподілених карбонітридів і 25—30 % залишкового аустеніту.

Твердість шару після гартування і низького відпуску — *HRC* ~58—60. Товщина нітроцементованого шару складає 0,2—0,8 мм. Нітроцементациї піддають деталі складної форми, наприклад зубчасті колеса.

Одночасне насичення сталі вуглецем і азотом відбувається також при ціануванні у розплавлених солях, що містять ціанід натрію, при 820—860 °С. Але токсичність розплавів солей є значним недоліком цього процесу.

Для вирішення цієї проблеми використовують ціанат калію. При нагріванні і плавленні в атмосферних умовах відбувається окислення ціановокислого калію по реакції  $2\text{KCN} + \text{O}_2 = \text{K}_2\text{CO}_3 + \text{CO} + \text{N}_2$ . При температурі нижче 600 °С оксид вуглецю розпадається по реакції  $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + \text{C}_{\text{ам}}$ .

Для інтенсифікації процесу карбонізації застосовується продувка повітрям. Тривалість витримки при температурі нагріву в розплаві складає від кількох хвилин до декількох годин. У результаті карбонітрації при температурі розплаву 530—570 °С, і часі витримки 5—30 хв. довговічність інструменту із швидкорізальної сталі зростає у 1,5—4 рази.

#### 14.2.4. ДИФУЗІЙНЕ НАСИЧЕННЯ СПЛАВІВ МЕТАЛАМИ І НЕМЕТАЛАМИ

При цьому способі обробки на поверхні металевих виробів утворюється шар сплаву. Його утворення обумовлюється дифузією металу, що знаходиться в газоподібному стані, в кристалічну решітку сталі. Таким шляхом можна наситити поверхню Cu, Au, Be, Zn, B, Al, Ti, Si, V, Nb, As, Cr, Mo, W, Mn, а також одночасно двома елементами і більше. Товщина дифузійних покриттів залежить від температури і тривалості процесу. На відміну від електролітичних дифузійні покриття не мають різкої межі з металом. Сплави, які отримуються, відрізняються твердістю і жаростійкістю.

Частіше від інших видів дифузійної обробки в промисловості використовують алітування, хромування, а також хромоалітування і хромосиліціювання.

Дифузійну обробку проводять у порошкоподібній рідині або газовому середовищі при температурах 900—1200 °С; тривалість обробки від 3 до 60 год. у залежності від дифундувального компонента і середовища. Порошкоподібним середовищем служить суміш порошку металу або його феросплавів (ферохром), фероалюміній і т. п.), розріджувача (глинозем, каолін), що використовується для запобігання спіканню суміші і прилипанню її до виробів, активатора (хлористий амоній), який прискорює процес.

Деталі завантажують у форми з порошкоподібною сумішшю. При нагріванні активатор розкладається. Допускають, що хлористий водень, який виділяється, діє на частинки феросплаву, і утворює пари хлористого заліза і хлористої солі металу, який дифундує. Дифузія проходить внаслідок обмінної реакції між хлористою сіллю і поверхнею сталевих деталей.



Для обробки в рідкій фазі користуються розплавами солей. При обробці в газовому середовищі процес прискорюється за рахунок попереднього отримання газової суміші, що направлена до виробів.

Товщина дифузійного шару буває в межах від декількох десятків мікрон до 0,5 мм, причому вміст дифундованого металу по мірі віддалення від поверхні вглиб різко зменшується. Термодифузійна обробка супроводжується деяким збільшенням розмірів деталей, особливо сильним при силіціюванні.

Термодифузійним методом рекомендується покривати товстостінні деталі із заокругленими крайками і кутами. Механічну обробку проводять до термодифузії.

**Хромування.** Дифузійне хромування (насичення поверхні хромом) використовується для виробів із чавунів, сталей, сплавів на основі Ni, Mo, W, Nb, Co, металокерамічних матеріалів. Хромування проводять у вакуумних камерах при тиску  $10-10^{-1}$  Па при температурі 1420 °С. За 18—24 год. отримують хромований шар товщиною 2,0—2,5 мм з концентрацією на поверхні 70 % Cr.

Цей процес забезпечує підвищену стійкість сталі проти газової корозії (окалиностійкість) до 800 °С. Хромування сталей, що містять понад 0,3—0,4 % С, підвищує твердість і зносостійкість. Твердість шару, отриманого при хромуванні заліза, досягає  $HV\ 250-300$ , а при хромуванні сталі  $HV\ 1200-1300$ . Хромування використовують для зміцнення деталей паросилового обладнання, пароводяної арматури, клапанів, різних деталей, що працюють на зношування в агресивних середовищах.

**Алітування.** Для підвищення жаростійкості, корозійної і ерозійної стійкості проводять процес дифузійного насичення поверхні виробів алюмінієм. При алітуванні заліза і сталей спостерігається плавне падіння концентрації алюмінію по товщині шару. В залежності від методу і режиму насичення вона може доходити до 58 % за масою на поверхні і відповідати утворенню фазового шару  $FeAl_3$ . У результаті алітування сталь має високу окалиностійкість до 850—900 °С, так як у процесі нагрівання поверхні алітованих виробів утворюється щільна плівка оксиду алюмінію  $Al_2O_3$ , яка захищає метал від окислення. Алітований шар має також хороший опір корозії в атмосфері і морській воді. Товщина алітованого шару досягає 0,2—1,0 мм, твердість — до  $HV\ 500$ , зносостійкість є низькою. Алітування проводять для виробів, що працюють при високих температурах.

**Борування.** З метою підвищення твердості, зносостійкості, корозійної стійкості проводять насичення поверхні металів і сплавів бором. Борування проводять для сталей перлітного, феритного і аустенітного класів, тугоплавких металів і нікелевих сплавів. При боруванні заліза зміцнений шар складається із ромбічного бориду  $FeB$  і тетрагонального бориду  $Fe_2B$ , які утворюють стовпчасті кристали. Під шаром боридів розміщується перехідний шар із твердого розчину бору в  $\alpha$ -залізі. При нагріванні бориди стійкі:  $FeB$  — до 800 °С,  $Fe_2B$  — до 1000 °С. Встановлено, що вуглець сталей повністю витісняється із зони боридів у глибину. В залежності від легуючих елементів у сталі вуглець утворює перехідну зону. Cr і Mn при боруванні дифундують у зону боридів, утворюючи  $(Fe, Mn, Cr)B$

і  $(\text{Fe}, \text{Mn}, \text{Cr})_2\text{B}$ , які за будовою аналогічні боридами  $\text{FeB}$  і  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Кремній при боруванні дифундує із зони боридів у глибину, збагачуючи зону  $\alpha$ -фази, а при більшій кількості кремнію в перехідній зоні можуть утворюватись графіт і ферит. У цьому випадку буде спостерігатись скупчення боридного шару. Боридний шар — крихкий. Найбільшу крихкість має борид  $\text{FeB}$  з мікротвердістю  $H_{50}$  2000 у порівнянні із  $\text{Fe}_2\text{B}$  з мікротвердістю  $H_{50}$  1450. При боруванні інструментальних сталей P18, P9, ХВГ мікротвердість досягає  $H_{50}$  2450—3435. Висока мікротвердість боридного шару зберігається до 700 °С, що дозволяє застосовувати борування для підвищення зносостійкості деталей, які працюють при високих температурах.

Сталі після борування мають високу корозійну стійкість у водних розчинах соляної, сірчаної і фосфорної кислот. При однакової товщині шару однофазні боридні шари мають більшу кислотостійкість ніж двофазні. В азотній кислоті боридні шари нестійкі, але швидкість руйнування сталей після борування в 1,5—5 раз нижча, ніж без борування. Боровані шари на вуглецевих сталях стійкі до дії кип'ячих водних розчинів  $\text{NaOH}$  і  $\text{KOH}$ , а також розплавів цинку, свинцю, олова, кадмію.

**Силіціювання.** Дифузійне насичення поверхні кремнієм підвищує корозійну стійкість, жаростійкість, твердість і зносостійкість металів і сплавів. При силіціюванні заліза і сталі на поверхні утворюється  $\alpha$ -фаза (твердий розчин кремнію в  $\alpha$ -залізі). Іноді дифузійний шар складається із двох фазових шарів: на поверхні утворюється шар впорядкованої  $\alpha'$ -фази  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , а далі йде  $\alpha$ -фаза. Якість силіційованого шару значно знижується за рахунок виникнення пористості. Безпористі шари кремністого фериту на сталі 20 при 1100—1200 °С протягом 3—5 годин були отримані в суміші моносилана  $\text{SiH}_4$  6—10 л/год з дисоційованим аміаком, або аргоном, або азотом 15—20 л/год, або воднем 20—30 л/год. Найбільший інтерес представляє силіціювання легованих сталей, тому що  $\text{Cr}$ ,  $\text{Al}$  і  $\text{Ti}$ , попадаючи в силіційований шар, підвищує його окислостійкість.

### 14.3. ЛАЗЕРНА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА

Застосування лазерів для термічної обробки ґрунтується на трансформації світлової енергії в теплову. Висока концентрація енергії у світловому потоці оптичного квантового генератора дозволяє нагрівати поверхню до температурного діапазону термообробки за дуже короткий час.

Лазерна термічна обробка (ЛТО) проводиться при питомій потужності  $10^3$ — $5 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup> при тривалості дії на поверхню  $10^{-2}$  с. При збільшенні потужності до  $10^{10}$ — $10^{11}$  Вт/м<sup>2</sup> і часу дії  $10^{-3}$ — $10^{-1}$  с проводяться процеси зварювання, плавлення, лазерна хіміко-термічна обробка (ЛХТО).

Процеси лазерної термічної обробки визначаються взаємодією лазерного випромінювання з матеріалом, яке залежить від оптичних і теплофізичних властивостей матеріалів, що обробляються: коефіцієнта відбиття поверхні, теплопровідності, температур плавлення і випаровування.

Зниження відбивальної здатності поверхні і відповідно підвищення ефективності лазерної термічної обробки забезпечується збільшенням шорсткості поверхні, нанесенням світлопоглинальних покриттів. Збільшення поглинання випромінювання досягається шліфуванням поверхні, нанесенням неметалічних плівок — сульфідних  $Fe_2S_3$ , оксидних, фосфатних  $Mg_3(PO_4)_2$ ,  $Zn_3(PO_4)_2$ .

Для лазерної обробки використовують технологічні лазери імпульсної і неперервної дії. Особливістю лазерного випромінювання є його локальність. Імпульсне випромінювання діє в точці, неперервне — в смугі шириною до 3 мм. У зв'язку із цим для обробки поверхні необхідно сканувати промінь із взаємним перекриттям, або без перекриття зон зміцнення. Основними характеристиками є:

- діаметр зони лазерної дії,  $d_n$ ;
- довжина зміцненої ділянки,  $B$ ;
- крок обробки,  $m$ ;
- глибина зміцненого шару,  $h$ ;
- коефіцієнт перекриття,  $P_n$ .

Крок обробки представляє собою крок переміщення імпульсів, а коефіцієнт перекриття — відношення кроку розміщення послідовних зон лазерної дії до діаметра одиничної зони при фокусуванні за допомогою сферичної оптики:

$$P_n = \frac{m}{d_n}$$

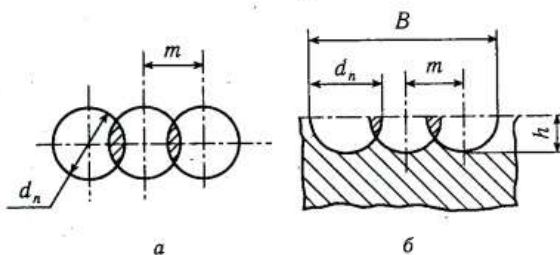


Рис. 126. Схема розміщення зони термічної дії в плані (а) і в позадвздовжньому перерізі (б) при лінійному зміцненні

Характеристики зони термічної дії залежать від енергетичних параметрів лазерного випромінювання.

При обробці імпульсними лазерами з підвищенням щільності потужності зростають діаметр і глибина зони зміцнення. Лазери неперервного випромінювання забезпечують більш високу продуктивність обробки, високу рівномірність зміцнення і надають можливість обробляти поверхні із швидкістю від 0,1 до 1 м/хв.

При обробці непервними лазерами при постійній швидкості обробки глибина і ширина зони термічного впливу залежать від щільності потужності

випромінення, з підвищенням якої глибина зони термічного впливу зростає, а ширина — зменшується. При постійній щільності потужності із збільшенням швидкості переміщення деталей зменшується як ширина, так і глибина зони термічного впливу, що пов'язано із зниженням питомої енергії випромінення в зоні лазерної дії.

Глибина зміцненого шару при нагріванні газовим лазером потужністю 5 кВт складає від 0,3 до 1 мм, а при дії імпульсного лазера — 0,1—0,15 мм.

Механізм лазерної термічної обробки полягає у фазовому перетворенні матеріалу після його швидкісного нагрівання до температур вище температур фазової перекристалізації (температур плавлення) з наступним швидким охолодженням обробленої зони шляхом відводу теплоти за рахунок теплопровідності матеріалу виробу. Швидкість охолодження при температурі нагрівання нижче температури плавлення  $(5-10) \cdot 10^3 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , при кристалізації з рідкого шару —  $10^6 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ , що в  $10^3$  рази більше від звичайної швидкості гартування.

Зміцнена зона може складатися із трьох або двох шарів у залежності від температури нагрівання. Перший шар з температурою нагрівання вище температури плавлення має чітку дендритну структуру. Осі дендритів розміщені перпендикулярно границі розділу в напрямку відводу тепла в тіло деталі.

Між оплавленим шаром і наступною за ним зоною термічного впливу існує чітка межа. Зона термічного впливу складається із білого і перехідного шарів. Білий шар представляє собою білу смугу, що не травиться. Вважають, що цей шар має високу концентрацію азоту за рахунок високотемпературного насичення азотом повітря. Внаслідок високої швидкості охолодження ця зона має загартовану структуру, будова якої залежить від концентрації вуглецю. У загартованому шарі технічно чистого заліза відбувається подрібнення зерна фериту від 50 до 10—15 мкм, а в окремих зернах утворюється пакетний мартенсит з розвиненою субструктурою, що має невисоку твердість. У маловуглецевій сталі ця зона складається із пакетного мартенситу, а в середньовуглецевих сталях — з пакетного і пластинчастого мартенситу з невеликою кількістю залишкового аустеніту. В евтектоїдній сталі ця зона представляє собою пластинчастий високодисперсний мартенсит із 20 % залишкового аустеніту. Із збільшенням концентрації вуглецю в сталі вміст залишкового аустеніту зростає, що викликає зниження твердості цієї зони. Другий шар зони термічного впливу є перехідним до вихідної структури. У доевтектоїдній сталі він складається із фериту і мартенситу.

Електронно-мікроскопічним аналізом встановлено збільшення щільності дислокацій в зоні термічного впливу. При потужності випромінення  $1,6 \cdot 10^8 \text{ Вт}/\text{м}^2$ , щільність дислокацій досягає  $10^{13} \text{ м}^{-2}$ , а при потужності  $2,7 \cdot 10^8 \text{ Вт}/\text{м}^2$  щільність дислокацій зростає до  $10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Лазерна термічна обробка дозволяє підвищити твердість і зносостійкість матеріалів. Твердість залежить від концентрації вуглецю і легуючих елементів у сталі в умовах постійного режиму обробки. Лазерною термічною обробкою добре-зміцнюються середньо- і високолеговані вуглецеві й інструментальні сталі. Сталі з низьким вмістом вуглецю і високоміцні низьколеговані сталі при лазерній

термообробці зміцнюються недостатньо. Слід відмітити, що лазерна термічна обробка практично не впливає на границю міцності і границю текучості сталей.

#### 14.4. ЛАЗЕРНА ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА

Насичення легуючими елементами при лазерній хіміко-термічній обробці відбувається шляхом дифузії і масопереносу в твердій фазі, із плазми, і рідкої фази, при цьому можливе конвекційне і чисто механічне переміщення розплаву в зоні дії лазерного імпульсу.

Перед обробкою на поверхню виробу наносять легуючі елементи наступними способами: накатуванням фольги з легуючого матеріалу; електролітичним, або хімічним осаджуванням; напыленням; електроіскровим легуванням; нанесенням порошоків або обмазок. Лазерна хіміко-термічна обробка проводиться в режимі розплавлення.

Властивості зони легування залежать від концентрації легуючих елементів і отримання фаз різного ступеню стабільності і дисперсності, що утворюються в процесі охолодження. Будова і склад зони термічного впливу визначаються режимом лазерного випромінення, зокрема параметрами потужності випромінення, часом його дії, числом імпульсів, а також концентрацією легуючих компонентів в обмазці.

Використовують лазерну хіміко-термічну обробку для цементації, азотування, борування дифузійної металізації заліза, сталі, і таких металів, що не мають поліморфних перетворень, як Al, Ni, Cu.

При цементації заліза отримується двошарова зона, що складається із білого шару, що слабо протравлюється із рівномірною твердістю *HV* 1400 і розміщеного за ним шару з твердістю *HV* 1000.

Дифузійна металізація заліза можлива при легуванні різними металами. Але підвищення твердості досягається тільки при розчиненні ванадію, ніобію, титану і вольфраму.

Висока зносостійкість і кавітаційна стійкість отримані при лазерному азотуванні із обмазок на сталях 38Х2МЮА і 15ХМФ.

Після лазерного борування досягається високий опір зношуванню при різних схемах прикладання навантаження і умовах тертя. Легування бором знижує коефіцієнт тертя матеріалів, підвищує зносостійкість виробів.

## МЕТАЛЕВІ ПОКРИТТЯ

### 15.1. ЕЛЕКТРОЛІТИЧНЕ ОСАДЖУВАННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Спосіб електролітичного осаджування найбільш розповсюджений в машинобудуванні, так як дозволяє отримувати при незначних витратах металу різні покриття, які міцно утримуються на поверхні. Осаджування відбувається у ваннах з розчином електроліту, який містить іони металу, що осаджується. Деталі, що покривають завантажують на катод у коло постійного струму, який живить ванну.

Анодом у більшості випадків, служать пластини металу, з якого отримують покриття. На аноді він розчиняється, а на катоді осаджується з розчину; завдяки цьому в розчині зберігається потрібна концентрація іонів металу.

Осаджувані під струмом покриття мають кристалічну будову і міцність їх тим більша, чим менші кристали, які утворюються.

Для електроосадження застосовують головним чином сірчанокислі і ціаністі електроліти. Для збільшення розсіювальної здатності і зменшення розмірів кристалів у покриття вводять спеціальні колоїдні добавки (клей, желатин, декстрин й ін.). Ціаністі ванни токсичні, малостабільні і дають менший вихід металу по струму, ніж сірчанокислі.

#### 15.1.1. Покриття чистими металами

Металеві покриття широко застосовують у промисловості, їх наносять головним чином на металеві поверхні, а в ряді випадків і на неметалічні матеріали (скло, пластмаси, слюду, папір й ін.).

Металеві покриття наносять на метали в основному для захисту від корозії. За принципом захисної дії розрізняють анодне і катодне покриття. Анодні покриття мають у водневому розчині електролітів більш негативний електрохімічний потенціал, ніж захищений метал, а катодні — більш позитивний.

При наявності в покритті пор або пошкоджень на поверхні утворюються мікропари з покриття і металу, який захищається. В мікропарах руйнуються ділянки з більш електронегативним потенціалом (аноди). Таким чином, якщо пористе покриття анодне, то воно руйнується, захищаючи тим самим руйнування металу. Пористі катодні покриття особисто не руйнуються, а прискорюють руйнування нижчележачого металу тим більше, чим більша різниця потенціалів між покриттям і основним металом і чим більше електропровідне навколишнє середовище. Тому катодні покриття можна застосовувати тільки при відсутності в них наскрізних пор.

Металеві покриття не тільки захищають від корозії, але й надають поверхні гарний зовнішній вигляд, твердість, зносостійкість, електропровідність, відбивальну здатність і інші властивості.

Для отримання металевих покриттів на металах застосовують наступні засоби: електролітне осаджування, хімічне осаджування, гаряче нанесення, термодифузійну обробку, плакування, металізацію напиленням.

### Покриття цинком

Покриття цинком є найбільш розповсюдженими, так як анодні покриття добре захищають метали від атмосферної корозії. Їх наносять переважно на сталь, а також на мідь, латунь і іноді на алюміній. Покриття пофарбовані в сірий колір. Листові покриття не застосовують для декоративної мети, так як вони не піддаються механічному поліруванню. Для блискучого цинкування використовують блискоутворювач (натрієві солі, сірчаний натрій, гліцерин і ін.). Блискучі покриття мають підвищену корозійну стійкість і мало забруднюються (сліди від пальців, підтікання і т. п.); крім того, цинк із такого електроліту можна осаджувати на алюміній і його сплави. Блискучими цинковими покриттями в деяких випадках можна замінити декоративні нікелеві.

Цинкові покриття мають середню твердість за Брінелем 50—60; при низьких температурах стають крихкими, погано піддаються паянню, і зварюванню.

У вологому повітрі й у воді цинк покривається шаром основної вуглекислої солі білого кольору, яка захищає його від подальшого руйнування. У воді при температурі вище 65 °С захисні властивості цинку різко погіршуються. Цинк взаємодіє з сірководнем і сірчаними сполуками; в кислотах і лугах він руйнується.

Цинкові покриття застосовують для захисту арматури, деталей для кріплення і профільованих деталей; для попередження небезпечних контактів сталевих і мідних деталей з деталями з інших металів; для захисту труб, резервуарів від дії води, бензину, газу. Товщина покриття — від 3 до 50 мкм.

Після цинкування деталі освітлюють шляхом занурення на 2—3 с в розчин азотної кислоти або хромової кислоти з додаванням сірчаної.

Для підвищення міцності цинкового покриття, промиті і висушені деталі проходять термічну обробку при 230—250 °С протягом 2 год. з метою виведення водню. Для збільшення захисної здатності цинкові покриття підлягають хроматній пасивації з занурюванням у розчин біхромату натрію або калію. При цьому покриття набувають золотистого або райдужного переливчастого жовто-зеленого забарвлення.

При нагріванні вище 100 °С пасивувальна плівка руйнується.

Якщо цинкове покриття повинно мати нетьмянний блиск, тоді роблять хімічне полірування. Поверхня отримується блискучою з трохі синюватим відтінком, який нагадує хром. Інтенсивність блиску залежить від якості підготовки поверхні сталі після полірування. Оцинкована поверхня не забруднюється і має високу корозійну стійкість. Статичний коефіцієнт тертя її знижується.

## Покриття кадмієм

Забарвлення покриття кадмієм — сріблясто-біле, воно м'яке і пластичне. Твердість кадмієвого покриття *HV* 12—30. Кадмій не розчиняється в лугах, за виключенням аміаку, і розчиняється в мінеральних кислотах. Особливо добре він захищає залізо від корозії в морській воді й у вологому повітрі, яке містить морські солі. В атмосфері промислових районів кадмій менш стійкий, ніж цинк. При нагріванні до 200 °С кадмій покривається плівкою окису солом'яно-жовтого кольору, яка охороняє метал від подальшого окислення.

Продукти корозії кадмію отруйні, тому кадміювання не застосовують для захисту харчової тари, водопровідних труб і т. п.

Внаслідок дефіцитності і високої вартості кадмієві покриття застосовують лише в тих випадках, коли вони мають явну перевагу перед цинковими, зокрема для захисту від корозії сталевих деталей машин і приладів, які працюють в морській воді або на морських суднах, для захисту нарізних деталей, для покриття деталей з високими властивостями міцності, наприклад пружин. Товщина кадмієвих покриттів, в залежності від умов їх експлуатації, коливається від 1,5 до 50 мкм.

Для захисту від корозії на відкритому повітрі товщина покриття повинна бути 20—25 мкм, а в морській воді — не нижче 40 мкм.

При осаджуванні з ціаністих ванн кадмій добре покриває заглиблені місця і поверхня наводнюється значно менше, ніж при цинкуванні.

У звичайних розчинах покриття матове. Для отримання блискучого покриття в розчини додають такі ж блискоутворювачі, що й при цинкуванні. Наступна обробка кадмієваних деталей (просвітлення, термообробка, хроматне пасивування) аналогічна обробці оцинкованих деталей. Температура термообробки 180—200 °С.

## Покриття міддю

Покриття мають красивий рожевий колір і легко поліруються, набуваючи інтенсивного блиску. Однак на повітрі вони порівняно швидко тьмяніють і темніють і тому як декоративні покриття їх не застосовують. Мідні покриття непридатні також для захисту сталі і інших металів від корозії, так як вони відносяться до катодних покриттів і звичайно пористі. При нагріванні мідь легко окислюється. Під дією сірчаних сполук мідь забарвлюється в темний колір (від коричневого до чорного). У лугах мідь стійка за виключенням аміаку. У кислотах руйнується, особливо швидко в азотній і хромовій. Мідні покриття витримують вигинання, розвальцювання, глибоку витяжку, добре піддаються лудінню, паянню, зварюванню.

Мідні покриття застосовують в основному як підшар під нікелеві, хромові, срібні і інші види покриття. Дякуючи здатності добре поліруватися, такий підшар широко використовується для отримання покриття з високими відбивальними властивостями і дозволяє зменшувати наскрізну пористість покриття. Крім того, мідні покриття застосовують для захисту від науглецювання окремих ділянок



поверхні деталей в процесі цементації, для притирання поверхонь деталей верстатів, механізмів (наприклад, шітки колінчастих валів, кулачки у кулачкових валів), для зменшення шуму при терті, для наступного оксидування покриття і хімічного пофарбування при отриманні декоративного покриття.

Добра електропровідність міді дозволяє застосовувати її як підшар під срібло для струмопровідних жил при виготовленні печатних схем і біметалічних провідників.

Товщина мідних покриттів залежить від їх призначення. Підшар міді, який наносять під яке-небудь покриття, має товщину 5—30 мкм, шар міді для захисту від наугльцювання — 20—40 мкм. У деяких випадках, наприклад при мідненні валів для глибокого друку, товщина покриття може досягати 3000 мкм.

Для отримання мідних покриттів частіше за все застосовують сірчаноокислі або ціаністі електроліти з додаванням, якщо це потрібно, блискоутворювача. Твердість покриття в ціаністих ваннах дорівнює *НВ* 120—150, а в сірчаноокислих — 60—80. Швидке осадження товстих шарів міді відбувається в борфтористоводневих електролітах, які мають дещо кращу розсіювальну здатність ніж сірчаноокислі.

Недоліком сірчаноокислих і борфтористоводневих електролітів, крім крупнозернистості покриття і низької розсіювальної здатності, є погане зчеплення міді, яка осаджується з поверхнею сталевих деталей. Для забезпечення міцного зчеплення попередньо наносять підшар міді товщиною 3—5 мкм з ціаністого розчину або підшар нікелю товщиною 1—3 мкм, а потім нарощують мідне покриття в сірчаноокислому або борфтористоводневому розчині.

Токсичні ціаністі розчини можна замінювати іншими нешкідливими електролітами. До них відносяться нітрофосфатні і аміачні.

Для отримання покриття дрібнодисперсної будови і прискорення процесу міднення застосовують реверсивний спосіб, періодично змінюючи напрямок струму. Реверсивне міднення можна проводити в кислих і ціаністих електролітах.

Міднення в кислому електроліті з застосуванням ультразвукового поля призводить до отримання менш пористого покриття, але при цьому відбувається прискорене руйнування анодів.

Мідні покриття на електроарматурі підлягають декоративному електрохімічному фарбуванню в різні кольори. В залежності від тривалості процесу можна отримувати покриття, яке фарбоване усіма кольорами спектра — від фіолетового до червоного. Фарбувати мідні покриття в чорний колір можна шляхом хімічного або електрохімічного оксидування.

Декоративне мідне покриття, яке має візерунок схожий з морозним, отримують шляхом анодного травлення покриття в розчині ортофосфорної кислоти в ацетоні.

### Покриття нікелем

Покриття мають сріблястий колір з жовтуватим відтінком, вони добре поліруються і набувають дзеркального блиску. Цей блиск поступово втрачається, якщо повітря забруднене сірчаними газами.

Покриття мають дрібнокристалічну структуру, але в шарах товщиною до 25 мкм — пористі. Оскільки шар нікелю є по відношенню до сталі катодним покриттям, намагаються уникнути утворення наскрізних пор шляхом потовщення шару нікелю або нанесенням підшару міді. Наявність підшару дозволяє до того ж зменшити витрати нікелю і запобігти утворенню великих внутрішніх напружень, які властиві товстим шарам нікелю.

На мідні і латунні деталі нікель осаджується без підшарів. Твердість звичайних нікелевих покриттів дорівнює 250—270 кГ/мм<sup>2</sup>. Покриття нікелем дозволяють дещо згладити мікронерівності поверхні. Вони дуже стійкі до дії лугів, в органічних кислотах не розчиняються. Руйнуються в сірчаній, соляній, а особливо швидко в азотній кислоті.

Покриття добре витримують нагрівання, за виключенням підігрівання газовими пальниками, що викликає їх потьмяніння, паянню піддаються погано:

Електропровідність нікелю складає лише 15% електропровідності міді. Нікель має хороші магнітні властивості.

Насичені воднем покриття мало пластичні але пластичність зростає після відпалу при 900 °С.

Нікелеві покриття широко застосовують як захисно-декоративні для оздоблення деталей і арматури вагонів, автомашин, велосипедів, приладів, а також виробів широкого вжитку.

Загальна товщина покриття 15—45 мкм. Мідний підшар звичайно в 2 рази товщий за нікелевий.

Нікелювання відбувається переважно в сірчаноокислих електролітах, які мають високу розсіювальну здатність і дозволяють отримати покриття з дрібнокристалічною структурою. Покриття отримують глибоко матовими. У подальшому їм надають дзеркального блиску поліруванням і гляцюванням. При цьому частина шару нікелю 2—4 мкм знімається.

Для нікелювання сталі застосовують борфтористоводневі електроліти, які дозволяють прискорити процес осадження без підігрівання і перемішування розчину. Вони мають і високу розсіювальну здатність і не потребують такого старанного обслуговування, як сірчаноокислі електроліти. Отримані покриття мають дрібнодисперсну будову, слабкий блиск, вони менш чутливі до забруднення і менш крихкі у порівнянні з покриттями, які отримуються в сірчаноокислих електролітах. При додаванні в електроліт невеликої кількості формаліну отримують блискучі або напівблискучі покриття, які легко поліруються до дзеркального блиску.

Якщо безпосередньо у ванну додати з розчином електроліту — блискотворювач (натрієва сіль дисульфонафталінової кислоти), тоді непотрібно безпосередньо у ванні, проводити подальше полірування. При такому методі зберігається та кількість нікелю, яка звичайно знімається при механічному поліруванні, на 30—35% зменшується пористість покриття і покращується їх колір і захисні властивості у порівнянні зі звичайними нікелевими покриттями.

Тверді зносостійкі блискучі нікельовані покриття, якими в багатьох випадках можна замінити хромові, отримують осадженням із шавлевокислих електролітів.

Деякі деталі приладів підлягають чорному нікелюванню головним чином для декоративної мети і для поглинання світлових променів. Товщина шару покриття звичайно не перевищує 0,5 мкм. Мідні і латунні деталі покривають «чорним» нікелем безпосередньо, а сталеві деталі попередньо для кращого зчеплення міднять й іноді ще покривають шаром звичайного матового нікелю. Покриття «чорним» нікелем після нанесення на них мастила набувають більш глибокий чорний колір; захисною здатністю вони переважають плівки, які отримані при воронуванні сталі й окисдуванні мідних сплавів. Твердість їх вище, ніж покриття міддю або цинком, хімічно пофарбованих у чорний колір, але вони крихкі.

Як електроліт застосовують розчин, що містить подвійну сірчаноокислу сіль нікелю і амонію, сірчаноокислий цинк і родянистий амоній.

### Покриття хромом

Покриття хромом мають сріблясто-сталевий колір з блакитним відтінком. При сильному пасивуванні хромові покриття не тьмяніють навіть на повітрі, яке забруднене сірчаними газами. Незважаючи на те, коефіцієнт відбиття поверхонь 70—75 %, які поліровані і хромовані, менше ніж у срібла, блиск їх зберігається значно довше. Покриття добре витримують нагрівання і кольори мінливості з'являються на них лише при температурі 480—500 °С.

Твердість хромових покриттів вище, ніж у інших, і досягає *HB* 1000—1100. Хромові покриття стійкі до дії концентрованої азотної кислоти, розчинів лугів, органічних кислот, сірководню; розчиняються в соляній і гарячій сірчаній кислотах.

Хром можна наносити на сталь, мідь, цинк й інші метали, але на хром покриття звичайно не наносять, так як метали мають з ним погане зчеплення.

Хромове покриття добре витримує динамічне навантаження, якщо воно рівномірно розподілено по усій поверхні, але руйнується під дією місцевих ударів. Часто хромові покриття застосовуються як зносостійкі внаслідок низького коефіцієнта тертя різних металів по хрому.

Недоліками хромових покриттів є знищення втомної міцності сталі на 20—30 % через великі залишкові напруження, які виникають при формуванні покриття, а також крихкість, яку придбали деталі. Тому хромувати пружини і подібні їм деталі не рекомендується.

Товсті шари хромового покриття більше 10 мкм не згладжують нерівності поверхні, як нікелеві, а навпаки, збільшують нерівності, так як осаджуються більше на гострих краях впадин, ніж на самих впадинах.

У залежності від призначення розрізняють захисно-декоративне і тверде хромування.

Хромові покриття сталі є катодні і до того ж сильно пористі, навіть у товстих шарах. Тому, при захисно-декоративному хромуванні, для забезпечення корозійної стійкості спочатку наносять підшари  $Cu-Ni$ , або  $Ni-Cu-Ni$ , а зверху нікелю, поверхня якого ретельно відполірована — шар хрому товщиною 1—1,5 мкм. Мідні і латунні деталі хромують підшаром нікелю. Якщо на хромованій поверхні є матові плями, вона підлягає глянцюванню.

При твердому хромуванні покриття наносять без підшарів безпосередньо на метал, товщиною шару покриття від 3 до 250 мкм. Розрізняють наступні різновиди твердого хромування: розмірне, зносостійке і пористе.

При *розмірному хромуванні* не треба подальшого шліфування і доведення деталей. Шар хрому наносять такої товщини, яка відповідає допуску на виготовлення деталі, або змінюють розміри і форму деталей з врахуванням змін які відбудуться при хромуванні.

*Зносостійке хромування* застосовується при покритті штампів для холодного штампування металу матриць, пуансонів і пресформ, що призначені для пресування форм для литва металу під тиском.

*Пористе хромування* використовується для поліпшення змочення пар тертя поверхонь мастилами. Хромування застосовується також для збільшення світловідбивальної здатності, наприклад, при виготовленні фар.

Електролітом при хромуванні служить хромовий ангідрид з добавкою невеликої кількості сірчаної кислоти, без якої задовільних покриттів отримати не вдається. Процес відбувається при підвищеній температурі 40—60 °С. Незважаючи на велику густину струму, хром осаджується повільно, так як він оновлюється з шестивалентної сполуки. Електроліти мають дуже низьку розсіювальну здатність, тому при хромуванні деталей з профілем для отримання покриття рівномірної товщини застосовують фігурні аноди, додаткові аноди і катоди, а також неелектропровідні екрани. У залежності від складу і концентрації електролітів, густини струму і температури можна отримати матові і блискучі покриття.

Зневоднення товстих хромових покриттів відбувається нагріванням деталей при 150—200 °С протягом 2 год. у сушильній шафі або в мінеральному мастилі.

Для підвищення стабільності складу хромувального електроліту застосовується хромування в саморегульованих електролітах. У розчин додають солі, які мають обмежену розчинність, сірчаноокислий стронцій і кремнефтористокислий калій. Ці солі вводять у надлишку, вони, розчиняючись в електроліті, регулюють його склад. Вихід металу по струму приблизно в 1,5 рази більше, ніж у звичайних хромових електролітах.

*Молочне хромування* проводять при температурі 60—70 °С. Молочне покриття використовують для градуйованих лінійок, шкал й інших виробів, а також при хромуванні хірургічних інструментів. Товщина покриття 6—7 мкм. Таке покриття можна використовувати для сталевих деталей приладів і машин, які працюють у районах з високою вологістю.

Спосіб швидкісного холодного хромування в розчині тетрахрому дозволяє отримати без підігрівання безпористі покриття хромом, які мають добру антикорозійну стійкість. Покриття, які осаджені на полірований метал, отримуються матовими, зафарбовані в сірий колір, але після полірування вони набувають блиску, який притаманний хрому. Твердість таких покриттів менша, ніж у звичайних хромових, і дорівнює 350—400 кг/мм<sup>2</sup>.

Завдяки хорошій розсіювальній здатності тетрахроматного електроліту в ньому можна успішно хромувати профільовані деталі. Вихід по струму

в 2,5—3 рази більший, ніж при звичайному хромуванні, що дозволяє прискорити процес осадження покриття. Внутрішні напруження в осадженому хромі значно нижчі, ніж при звичайному гарячому хромуванні.

Одношарове покриття хромом по сталі, яке отримане в тетрахроматному електроліті, інколи замінює тришарове  $Ni-Cu-Ni$  і в 2—3 рази знижує трудомісткість процесу. Товщина покриття 20—50 мкм.

Хромування з періодичною зміною напрямку струму в ванні (реверсивне) дозволяє одержати гладке безпористе покриття товщиною до 0,3 мм з хорошою антикорозійною здатністю, яке значно переважає по твердості і зносостійкості покриття, яке одержане в тетрахроматних електролітах. Процес прискорюється завдяки можливості застосування високих густин струму. Реверсивне хромування можна проводити в електролітах звичайного типу або з саморегулюванням.

*Чорне і кольорове хромування.* При хромуванні в розчинах хромового ангідріда введенням спеціальних домішок можна одержати покриття чорного кольору (чорне хромування), яке застосовують для нанесення на рефлектори, деталі оптичних приладів, і декоративні покриття: агатове — темно-синього кольору з тонкими блакитними смугами і темно-блакитне димчасте.

### Покриття оловом

Покриття оловом — сріблясто-білого кольору, матові відрізняються своєю великою еластичністю і м'яккістю. Твердість цих покриттів  $HB\ 12-20$ . Покриття добре витримують згини, витяжку, розвальцовку, штампування і добре піддаються паянню і зварюванню.

На повітрі олов'яні покриття по сталі катодні і захищають від корозії тільки за відсутності в них пор. Олово стійке до дії слабких розчинів кислот, але руйнується в концентрованих розчинах мінеральних кислот і лугів. Сірководень на олово майже не діє.

При температурах нижче  $-18^{\circ}C$  (при зберіганні в зимовий час у неопалюваних приміщеннях або при транспортуванні) олов'яні покриття, які одержуються електролітичним осадженням, схильні до перетворення в іншу модифікацію олова, що має пухку будову — «олов'яна чума». Оплавлення покриття після його осадження на поверхню зменшує можливість такого перетворення.

Основна галузь застосування олов'яних покриттів — виготовлення білої жерсті для консервних банок, оскільки олово не створює з консервувальними продуктами сполуки, які отруйні для організму людини. У деяких органічних середовищах олов'яне покриття заліза може слугувати як анодне покриття.

Олов'яні покриття використовують також для підготовки деталей приладів і радіотехнічної апаратури під паяння; для захисту мідних електричних контактів від окислення та мідних провідників від дії сірки у випадку вулканізації резинової ізоляційної оболонки; для місцевого захисту поверхні деталей, що азотуються, від дифузії азоту; для притирання поршневих кілець двигунів. Товщина покриття в залежності від призначення коливається в межах від 2 до 25 мкм.

Для електролітичного лудіння використовують два типи електролітів: сірчаноокислі і лужні. Застосування борфтористоводневого електроліту замість сірчаноокислого дозволяє одержати більш гладкі і дрібнокристалічні покриття, які легко піддаються паянню.

Оплавлення олов'яних покриттів здійснюють під шаром флюсів або в гліцерині. Оплавлення олова проводять також струмами високої частоти. Є можливість отримання блискучих олов'яних покриттів, що не поступаються за зовнішнім виглядом оплавленим і крацьованим покриттям, введенням у кислий електроліт деяких органічних речовин.

Блискучі покриття мають більш дрібнокристалічну будову і більшу твердість, а також менше схильні до забруднення від дотику рук, ніж матові.

Для декоративної обробки сталевих-мідних, алюмінієвих деталей застосовують декоративне покриття «кристаліт». Покриття одержують шляхом осадження з сірчаноокислого електроліту шару олова товщиною 3—4 мкм. Дане покриття оплавляють у печі при 270—350 °С до появи фіолетових кольорів мінливості.

У процесі остигання олова утворюються кристали, які стають помітними лише після хімічного або анодного травлення. Для одержання більш рельєфного рисунка, що нагадує перламутр, здійснюють додаткове катодне осадження олова на поверхню виробу в тій же ванні, де нарощувався основний шар. Осадження іде на найбільш активних гранях кристалічної структури. Після сушіння на покриття для захисту наносять прозорий лак.

Також можна одержати кольорове покриття «кристаліт», вводячи в покривний лак органічні барвники або наносячи на шар олова тонкий шар міді і виконуючи потім електролітичне забарвлення отриманого візерунка на катоді у відповідному розчині.

Утворена найтонша плівка окису міді набуває різного забарвлення за 15—20 хв. внаслідок появи на ній кольорів мінливості.

Покриття «кристаліт» непридатне для деталей, які піддаються під час експлуатації ударам або тертю.

### Покриття свинцем

Покриття мають синювато-сірий колір, вони дуже м'які і легко стираються. Твердість *HV* 3—10. Температура плавлення 327 °С. Покриття легко розчиняються в лугах, азотній і соляній кислотах. З органічними кислотами утворюють отруйні сполуки, тому не можуть використовуватися для харчової тари. За відношенням до сталі покриття катодні, тому при наявності пор прискорюють корозію. Широкого застосування в промисловості свинцеві покриття не мають і використовуються лише для спеціальних цілей.

Покриття дуже стійкі до дії сірчаної кислоти, сірчистих газів і повітря, яке забруднене цими газами. Захисна дія зумовлена утворенням тонкої нерозчинної плівки сірчано-кислого свинцю. Тому свинцеві покриття найчастіше використовують у хімічній промисловості для захисту внутрішніх стінок автоклавів, кристалізаторів, вакуумпаратів, труб, змійовиків у ваннах сірчаноокислого

анодування і т. д. Покрыття свинцем використовують у рентгенівській апаратурі для захисту від дії рентгенівських променів.

Свинцеві покриття, отримані електролітичним способом, більш стійкі від отриманих при гарячому способі, внаслідок високої чистоти свинцю.

Товщина свинцевих покриттів від 30 до 200 мк. Покрыття наносять різними електролітами: найчастіше борфтористоводневими і кремнієфтористоводневими. Кремнієфтористоводневі електроліти дешевші борфтористоводневих, але при свинцюванні в них сталених деталей вимагається підшар міді.

### Покриття залізом

Покриття залізом використовують досить рідко тому, що вони не захищають від корозії і не мають декоративних властивостей. Твердість покриттів знаходиться в межах *HV* 80—400 і залежить від режиму осаджування і складу електроліту.

Основне призначення покриття залізом — підвищення зносостійкості поверхні. З цією метою його використовують при відновленні розмірів деталей автомашин, сільськогосподарських машин, корабельних двигунів, а також для продовження терміну служби мідних кліше та друкованих плат.

Щоб підвищити твердість та зносостійкість, деталі після залізнення підлягають цементуванню з наступним гартуванням і відпуском або хромуванням. Залізнення застосовують також для підготовки чавунних виробів до гарячого лудіння і цинкування, а також виробів з високолегованих сталей до оксидування. Залізо, яке осаджене електрохімічним способом, відрізняється підвищеною магнітною проникністю. Товщина залізного покриття коливається в широких межах у залежності від призначення. Покрыття наносять частіше за усе з кислих ванн — сірчаноокислих або хлористих. Якщо покриття утворюється крихким через наводнювання, водень, який поглинувся, виводять термічною обробкою при 150 °С протягом 1 години.

### Покриття сріблом

Покриття відрізняються гарним кольором, найбільшою електропровідністю (питома електропровідність срібла при 0 °С  $6,81 \cdot 10^7$  1/Ом·м), добре поліруються і за відбивальною здатністю переважають всі інші метали. Коефіцієнт відбиття світла у срібла дорівнює 94 %, однак при взаємодії з сірчаними сполуками, особливо при наявності в повітрі сірчанних газів, срібло швидко і сильно тьмяніє через утворення сірчаного срібла. З цієї причини не рекомендують сріблити деталі, які дотикаються до ебоніту або гуми, що містять у своєму складі сірку.

Срібні покриття еластичні і мають середню твердість в межах *HV* 60—140. При нанесенні товстим шаром срібло на відміну від багатьох інших електролітичних покриттів зберігає свою еластичність і добре зчеплення з поверхнею; воно стійке в їдких лугах, розбавленій сірчаній та соляній кислотах, але легко розчиняється в азотній і концентрованій сірчаній кислотах, а також у розчинах ціаністих солей.

Срібло для сталі є сильним катодним покриттям, тому сталь перед срібленням міднять; частіше всього срібло наносять на мідь, латунь, мельхіор. Товщина покриття, в залежності від призначення, коливається в межах від 5 до 30 мкм. В окремих випадках, наприклад при захисті хімічного посуду, застосовують більш товсті покриття. Сріблення проводять звичайно цiанiстими електролітами.

Для забезпечення зчеплення покриття з металом мідні і латунні деталі попередньо амальгамують у розчині ртутної солі. Можна також замість амальгування забезпечити зчеплення попереднім осадженням тонкого підшару срібла з цiанiстого електроліту або нікелю з хлористого електроліту.

Для отримання більш яскравих і блискучих поверхонь у ванни для посріблення додають блискоутворювачі. При додаванні в розчин для посріблення комплексної цiанiстої солі кобальту, твердість срібного покриття з такого електроліту в 1,5 раз більше, а зносостійкість — в 3 рази більше, ніж у покриття, яке отримане із звичайних електролітів.

Для отримання покриття шільної будови і прискорення процесу осадження використовують спосіб реверсивного посріблення. Отримані в цьому режимі покриття мають блискучу поверхню і за твердістю значно переважають звичайні.

Посріблені покриття можна хімічно пасивувати в 1 %-му розчині дво-хромовоокислого калію без підігрівання. Отримана безколірна плівка підвищує стійкість срібла до потьмяніння і зберігає електропровідність поверхні.

Пасивування посріблених поверхонь виконують також шляхом нанесення плівки гідрооксиду берилію електрохімічним осадженням його на катоді з розчину сірчаноокислого берилію. Отримана плівка має райдужні відтінки.

Для зберігання срібного покриття від потьмяніння на поверхню наносять шар лаку чи додають у розчин для посріблення сіль кадмію, який осаджується разом із сріблом. Якщо при цьому необхідно зберегти електропровідність — по шару срібла наносять тонкий шар 0,1—0,3 мкм родію.

### Покриття золотом

Покриття відрізняються своїми гарними кольорами і великою хімічною стійкістю. Вони розчиняються тільки в розчинах цiанiстих солей і в суміші кислот: соляної і азотної «царська горілка» або соляної і хромової. На повітрі золото не окислюється і не тьмяніє навіть при сильному нагріванні, добре зберігає електропровідність. Золоті покриття відрізняються м'якістю і легко піддаються стиранню.

Золото має досить високий електропозитивний потенціал і тому, при наявності пор у покритті, викликає прискорення руйнування не тільки сталі, але й міді і навіть срібла, яке знаходиться під ним. Товщина покриття буває в межах від 1 до 30 мкм. Покриття золотом найчастіше осаджують з цiанiстих ванн. Отримані поверхні злегка полірують.

Покриття осаджують на деталі і вироби з міді, латуні, бронзи, томпаку, нікеля, монель-металу, нейзильберу без попереднього амальгування. Сталеві деталі



попередньо обміднюють. При осадженні золота на сітки електровакуумних приладів, які виготовлені з молібдену, наносять підшар нікелю товщиною 0,4—0,6 мкм. З безціаністих електролітів для золотіння користуються залізісіньєородистими електролітами. Покриття в цих електролітах отримуються більш грубозернистими, ніж у ціаністих, і вихід металу по струму менший.

Золоті покриття отримують різних відтінків. При малих концентраціях металу в розчині, низьких температурах і великій густині струму одержують світлі зеленуваті осадки, при більших концентраціях металу, високих температурах і малій густині струму — темні, червонуваті, більш грубозернисті.

Більш ефективно діють добавки солей деяких металів. При введенні комплексної ціаністої солі міді або при використанні анодів із сплаву Au—Cu покриття отримує червонуватий відтінок. Можна також отримати червонуватий відтінок нанесенням тонкого шару золота по міді, або зеленуватий відтінок — по сріблу.

Для отримання покриття з підвищеною твердістю в розчин при золотінні додають небагато солі нікелю. При цьому отримане покриття буде містити 1,7 % нікелю. Присутність нікелю надає покриттю білого відтінку.

### Покриття платиною

Покриття мають сіро-білий колір і відрізняються високою хімічною стійкістю до дії кислот та інших сполук. Не окислюються при нагріванні до високих температур. У «царській горілці» платина розчиняється значно повільніше ніж золото. На платину діють розплавлені луги, ціаністі сполуки і галоїди. Питома електропровідність платини при 0°C  $1,02 \cdot 10^7$  1/Ом·м, тобто приблизно в 6 разів менше ніж у срібла. За теплопровідністю платина також поступається сріблу (приблизно в 6 разів).

Покриття платиною мають високий електропозитивний потенціал і є катодними до більшості металів. У цей же час їх дуже важко отримати безпористими, так само як і хромовані покриття. Платинування використовується при виготовленні електроконтактів, що неокислюються, деталей, що працюють в агресивних хімічних середовищах, а також ювелірних виробів. При платинуванні міді попередньо наносять підшар срібла для запобігання витіснення міддю платини з розчину. Товщина платинового покриття 1—10 мкм.

Платинування виконують з фосфатних або нітритних електролітів.

### Покриття паладієм

Покриття паладієм — сріблясто-білого кольору, вони стійкі до багатьох реагентів, але дещо поступаються в цьому відношенні платиновим. Паладій розчиняється в «царській горілці», азотній і частково в соляній кислоті. Незважаючи на це паладієві покриття застосовують частіше платинових, оскільки крім меншої вартості, питома вага паладію вдвічі нижча, тому для досягнення заданої товщини паладію витрачається майже в 2 рази менше, ніж платини.

Крім того, паладієві покриття навіть у тонких шарах 2,5 мкм безпористі, не потребують полірування і добре протистоять дії вологого повітря. Питома електропровідність паладію при 0°C  $1,099 \cdot 10^7$  1/Ом·м, на відміну від срібла вона зберігається протягом тривалого часу навіть при нагріванні до 300 °С. При більш високій температурі поверхня покривається коричневою плівкою окислів.

Паладієві покриття мають велику твердість, поступаючись у цьому відношенні лише хрому і родію.

Паладієві покриття осаджують безпосередньо на Cu, Ni і Ag. Паладують також деталі з константану і вольфрамові контакти. При паладуванні інших металів покриття осаджують на підшар міді або срібла.

Паладій застосовується як захисне, декоративне покриття. Наприклад, ним захищають електричні контакти. Товщина паладієвого покриття від 0,5 мкм до 6 мкм. Паладування виконують на фосфатних і нітритних електролітах.

### Покриття родієм

Покриття родієм мають сріблясто-білий колір з блакитним відтінком і отримуються більш світлими ніж платинові і паладієві. Вони мають високий коефіцієнт відбиття світла 73—75 % і ще більшу хімічну стійкість, ніж паладій і платина.

Покриття родієм стійкі до дії кислот, лугів, сірчаних сполук і майже не розчиняються в киплячій «царській горілці»; питома вага родію 12400 кг/м<sup>3</sup>. Питома електропровідність при 0°C  $2,32 \cdot 10^7$  1/Ом·м, тобто практично в 3 рази менше, ніж у срібла.

Родієві покриття використовують для захисту від потьмяніння срібних покриттів; вони можуть застосовуватися також для відбивальних поверхонь прожекторів, для захисту від корозії і зношування струмопровідних деталей, високочастотної апаратури, потенціометрів, змінних опорів, медичного інструменту. Покриття навіть у тонких шарах 0,25 мкм безпористі.

### Покриття індієм

Покриття відрізняються пластичністю. Їх використовують в оптичній промисловості для виготовлення металевих дзеркал, оскільки вони найбільш рівномірно відбивають світлові хвилі усіх кольорів спектра. Товщина шару покриття — в межах від 0,3 до 3 мкм.

Індієві покриття використовують також як антифрикційні для бабітових підшипників ковзання в двигунах внутрішнього згорання; такі покриття стійкі до дії продуктів окислення (змащувальних мастил). Після нагрівання до 150 °С протягом 1 год внаслідок дифузії утворюється поверхневий сплав з великим вмістом індію. Завдяки цьому вироби добре зберігають свої механічні властивості і в той же час відрізняються корозійною стійкістю. Покриття індієм осаджують з ціаністих або кислих електролітів.

## Покриття ренієм

Покриття мають сріблясто-білий колір і за зовнішнім виглядом схожі на платину. Реній має дуже високу температуру плавлення  $3160^{\circ}\text{C}$ , він пластичний, твердість його  $250 \text{ кг/мм}^2$ . Питомий електричний опір  $18,9 \cdot 10^{-8} \text{ Ом}\cdot\text{м}$  при  $0^{\circ}\text{C}$ . На повітрі тьмяніє. Реній не розчиняється в соляній, плавиковій і сірчаній кислотах, але розчиняється в азотній кислоті.

Покриття ренієм використовують для термопар, а також як захист в умовах високих температур і хімічних реагентів.

Для отримання блискучих покриттів осаджують сплав ренію з 20 % Ni.

### 15.1.2. Покриття сплавами

Металеві покриття, які мають різні властивості можна отримати шляхом електролітичного нанесення сплавів, що складаються з двох і більше різних металів, які узяті в різних співвідношеннях.

*Покриття сплавом Cu—Zn (латунювання)* використовують для сталевих деталей, як підшар під покриття нікелем, сріблом, золотом. На декоративні покриття латунню наносять шар прозорого лаку для запобігання окисленню або їх оксидують.

Бронзовий дріт латунюють для полегшення його подальшого протягування, мідний дріт товщиною  $0,8\text{—}1 \text{ мм}$  — взамін золотіння. Співвідношення металів в латунних покриттях: 70 % Cu, 30 % Zn.

Латунювання проводять з цінних електролітів.

*Покриття сплавами Cu—Sn (бронзування)*. Практичне застосування отримали бронзові покриття двох видів: з 15—20 % і 40—45 % Sn.

Покриття сплавами з вмістом 15—20 % Sn мають золотисто-жовтий колір. Вони використовуються як підшар замість міді при нікелюванні і захисно-декоративному хромуванні. Крім того, вони використовуються як самостійне декоративне або захисне покриття. Перевага їх перед цинковими покриттями проявляється під час роботи виробів у прісній воді при високих температурах. При вмісті в покритті більше 20 % Sn корозійна стійкість падає. У морській воді покриття бронзою не забезпечують захисту від корозії.

Покриття, які містять 40—45 % Sn, мають сріблясто-білий колір і називаються білою бронзою. Вони застосовуються для захисно-декоративної мети і за зовнішнім виглядом нагадують срібло, але мають більш високу твердість, яка наближається до твердості хрому. Покриття мають добру стійкість в сухих приміщеннях. У зовнішній атмосфері біла бронза погано чинить опір корозії і тьмяніє від дії промислових газів. У гарячій воді і в розчинах кухонної солі корозійна стійкість покриттів дуже низька через наявність у них великої кількості мікротріщин.

Бронзові покриття наносять із цінних електролітів.

*Покриття сплавами Pb—Sn* знаходять широке застосування для захисту від корозії, як антифрикційний матеріал і як покриття, що полегшує паяння деталей.

Завдяки меншій пористості, в порівнянні з свинцевими і олов'яними покриттями, свинцево-олов'яні покриття, що містять 5 % Sn, добре захищають від корозії в морській воді. Для антифрикційних цілей наносять покриття ПОС-5-12, які містять 5—12 % Sn. Радіаторні трубки тракторів, тепловозів покривають сплавом ПОС-18-25, який містить 18—25 % Sn.

Паяння сталевих деталей і деталей з мідних сплавів, що використовують в електротехнічній і радіотехнічній промисловості, проводять сплавами що містять 30—60 % Sn. Зокрема, для цієї мети застосовують покриття сплавом ПОС-40, який містить 40 % Sn.

Покриття сплавами Sn—Pb осаджують з борфтористоводневих і кремнієфтористоводневих електролітів.

*Покриття сплавами Pb—In і Pb—Ta.* Сплав Pb—In, що містить 10—12 % In відрізняється добрими антифрикційними властивостями. Цей сплав добре припрацьовується, має низький коефіцієнт тертя і протидіє корозії в змазувальних мастилах. Наноситься з борфтористоводневого електроліту. Аналогічні властивості має більш дешеве покриття сплавом Pb—Ta, що містить 12,5 % Ti. Крім цього, він підвищує теплопровідність підшипників і може використовуватися в умовах підвищеного тиску і температур. Осаджується з перхлоратних електролітів.

*Покриття сплавом Sn—Zn* — переважає по атмосферостійкості покриття цинком. Найкращу корозійну стійкість має покриття, що містить 20—25 % Zn. Воно є слабо-анодним по відношенню до сталі і, в той же час, значно менше пористе ніж покриття чистим оловом. Покриття таким сплавом характеризується захисними властивостями в умовах тропічного клімату. Крім цього, воно легко паяється і зберігає довгий час властивість до паяння. Покриття добре полірується і довго зберігає блиск. Осаджування сплаву проводять з ціаністих електролітів.

*Покриття сплавом Sn—Ni*, що містить 35—50 % Ni, використовують для захисно-декоративних цілей. Двошарове покриття Cu — сплав Sn—Ni — може замінити тришарове покриття Cu—Ni—Cr. Блискуче покриття Sn—Ni можна отримати безпосередньо з ванни без наступного полірування. Воно має сріблястий колір з красивим блідо-рожевим відтінком.

Покриття сплавом Sn—Ni придатне до паяння і має значно більшу твердість 600 кг/мм<sup>2</sup>, ніж олов'яне. Воно стійке до розбавлених сірчаної і соляної кислот, розчинів хлористого натру в умовах 100 % вологості.

Покриття осаджують з хлористих електролітів.

*Покриття сплавом Ni—Co* використовуються як захиснодекоративні, а також, коли необхідно надати поверхні хороших магнітних властивостей, або підвищити твердість. Як захиснодекоративні — використовують сплави, що містять 1—15 % Co. Для осадження блискучих покриттів рекомендується вводити в електроліт блискоутворювачі.

Кращі магнітні характеристики при осадженні з хлористосірчаноокислих електролітів мають сплави, що містять 62—85 % Co (коерцетивна сила  $10,18 \cdot 10^3$ — $20,37 \cdot 10^3$  А/м і залишкова індукція 0,40—0,47 Т). При осадженні з борфтористо-

водневих електролітів коерцитивна сила отримується значно менша, а залишкова індукція — більша. Найбільшу коерцитивну силу 10500 А/м мають сплави, що містять 47—65 % Со. В чистого кобальту коерцитивна сила нижча, а магнітна індукція вища, ніж у сплаві кобальту з нікелем. Потрійний сплав Ni—Со—Р утворює покриття з більшою коерцитивною силою  $47,7 \cdot 10^3$ — $55,7 \cdot 10^3$  А/м і залишковою індукцією 0,4—0,6 Т. Він містить близько 3 % Р.

Покриття мають більшу твердість і в той же час характеризуються мінімальними внутрішніми напругами.

Максимальну твердість 450 кг/мм<sup>2</sup> отримують при вмісті в сплаві 40—50 % Со.

*Покриття сплавом Ni—Р* можуть бути використані замість покриттів, які отримують при твердому хромуванні. Мікротвердість цих покриттів, що містять 10—15 % Р, дорівнює 500—550 кг/мм<sup>2</sup>. Термообробкою при температурі 600 °С протягом 30-ти хв мікротвердість можна підвищити до 1200—1300 кг/мм<sup>2</sup>. Твердість ця не змінюється при роботі в умовах високих температур на відміну від хромованих покриттів, твердість яких значно знижується при температурах більше 400 °С.

*Покриття сплавом Zn—Cd* являють інтерес з точки зору економії високовартісного і дефіцитного кадмію. Найбільшу стійкість до корозії у вологій атмосфері з вмістом у повітрі морських солей, мають покриття сплавом, що містить 15—20 % Zn. Ці покриття добре зчіплюються з основним металом і відрізняються підвищеною твердістю. Вони легко поліруються і набувають голубуватого відтінку.

*Покриття сплавом Ag—Cd* знайшли використання у приладобудуванні для електричних контактів. Легування срібла кадмієм підвищує зносостійкість покриття і стійкість до взаємодії з сірчаними газами, внаслідок чого покращується робота контактів. Максимальну мікротвердість 210 кг/мм<sup>2</sup> мають сплави, що містять 40—50 % Cd. Зносостійкість цього покриття в 6—8 разів більше срібного. Електроопір сплаву в 4—5 разів більший ніж срібла. Поверхня, що покрита таким сплавом у присутності сірчаних газів, практично майже не змінює своєї відбивальної здатності. Покриття сплавами Ag—Cd можуть знайти також застосування як антифрикційні в підшипниках, які працюють при температурі вище 110 °С.

Покриття осаджують з ціаністих електролітів.

*Покриття сплавом Ag—Sb* також можуть застосовуватись для електричних контактів замість срібних, тому що володіють підвищеною твердістю та зносостійкістю. Навіть при наявності слідів сурми в сріблі, зносостійкість збільшується в порівнянні зі зносостійкістю срібла в 3 рази, а на контактах зникають налипання та напливи, що притаманні чистому сріблу. Осадження покриттів із вмістом більше 3 % Sb нерационально, так як вони виходять дуже крихкими, але електричний опір сплаву Ag—Sb зростає майже лінійно і при вмісті 3,6 % Sb перевищує опір срібла майже в 10 разів. Такий сплав осаджують із ціаністих або борфтористоводневих електролітів.

Отримані покриття раціонально піддавати хроматному пасивуванню.

*Покриття сплавом Zn—Ni* служить для покращення антикорозійних властивостей та зовнішнього вигляду цинкових покриттів, а також збільшення їх твердості шляхом легування цинку нікелем. Покриття, які мають у своєму складі 2 % нікелю, мають блиск і мають мікротвердість 115—125 кг/мм<sup>2</sup>. Для підвищення антикорозійних властивостей їх піддають хроматному пасивуванню.

Покриття, які мають у своєму складі 13—28 % Ni, отримують із аміачних електролітів. Найбільш корозійностійкими покриттями є покриття, в складі яких присутні 25—28 % Ni. Мікротвердість таких покриттів дорівнює 400—450 кг/мм<sup>2</sup>.

*Покриття сплавом W з Co, Ni або Fe* при певних умовах осаджуються блискучими, вони не тьмяніють на повітрі, мають добру хімічну стійкість, твердість, зносостійкість. Твердість цих сплавів зберігається при високій температурі, тому такі покриття можна використовувати для підвищення зносостійкості деталей машин та пристроїв, які працюють в умовах високих температур і в агресивних середовищах. Найбільшу цікавість викликають сплави W—Co. З підвищенням вмісту вольфраму зростає твердість та хімічна стійкість покриття. Мікротвердість таких покриттів після термообробки при 600 °C в проміжку 1-ї години зростає більш ніж у 2 рази. Покриття сплавом W—Co мають високу коерцитивну силу. Покриття осаджують із ціаністих електролітів.

*Покриття сплавом Ag—Pb* знайшли застосування як антифрикційні при відносно тяжких умовах роботи підшипників (велика кількість обертів вала, високі питомі тиски). Добрими антифрикційними властивостями володіють сплави, що містять 3—5 % свинцю. Покриття осаджують з ціаністих електролітів.

*Покриття сплавами Au—Cu* називають «червоним» золотом, тому що мідь, яка присутня в сплаві надає покриттям рожево-червоного відтінку. Покриття цими сплавами знаходять застосування для ювелірних виробів і в годинниковому виробництві. При великому вмісті в сплаві міді покриття схильні до потьмяніння і нестійкі до дії азотної кислоти. Твердість сплавів з 15—20 % Cu в 2,0—2,5 рази вище, ніж чистого золота. Стійкість до дії сірководню зберігається при введенні в склад сплаву не більше 25 % Cu. Покриття осаджують з ціаністих електролітів.

В годинниковій промисловості використовується засіб товстошарового осадження Au—Cu. Отримується блискуче покриття товщиною до 20 мкм.

*Покриття сплавами — Au—Ag* або «зелене» золото, раніше використовувалось тільки для отримання декоративних зелених покриттів. Сплави з вмістом 1—5 % Ag знайшли використання у виробництві друкованих плат. Такі покриття навіть товщиною 1—1,5 мкм значно стійкіші при травленні друкованих схем. Твердість покриття сплавами вища, ніж чистих срібних і золотих покриттів. Покриття осаджують з ціаністих електролітів. Декоративні покриття з гарним зеленуватим кольором отримуються осаджуючи сплав Au—Ag—Cd.

*Покриття сплавом Au—Sb* з вмістом не більше 5 % Sb мають, порівняно з золотим покриттям, підвищену твердість і в багато разів більшу зносостійкість.

Такі покриття можуть застосовуватися для контактів. При збільшенні вмісту сурми сильно знижується електропровідність. Покриття сплавом з вмістом 0,5—1,0 % Sb застосовується при виготовленні транзисторів. Сплави, що містяться більше ніж 1,5 % Sb, рекомендується піддавати термообробці при 200 °С для покращення декоративного виду покриття і збільшення міцності його зчеплення з основою.

## 15.2. ХІМІЧНЕ ОСАДЖУВАННЯ

Метод хімічного осаджування полягає в зануренні металічних деталей в розчин солі металу з більш електропозитивним потенціалом. При цьому метал, що розчиняється з поверхні виробу, витісняє з розчину інший метал, що осаджується на поверхні. Цей процес іноді прискорюють, занурюванням в розчин окрім виробів, пластин чи дроту з цинку, який має сильно електронегативний потенціал і тому швидше витісняє електропозитивний метал з розчину.

Покриття, які осаджені хімічним способом, звичайно мають невелику товщину і за адгезійними можливостями гірші за електролітичні.

Хімічним способом осаджують покриття оловом, сріблом, золотом і деякими іншими металами. Метод використовується переважно для покриття ювелірних виробів, а також ряду малих виробів побутового призначення.

Велике значення набуває *хімічне нікелювання*. Воно відбувається без прикладення струму, за рахунок відновлення іонів нікелю до металу із кислих або лужних розчинів його солей під впливом гіпофосфіту натрію або кальцію. Фосфор, що виділяється при цьому, частково взаємодіє з нікелем, утворюючи фосфіди нікелю. Покриття осаджуються при 90—95 °С. Вони утворюються гладкими і блискучими. Такі покриття мають дрібнодисперсну структуру і мають підвищену твердість завдяки вмісту в них 10 % P, але вони крихкіші ніж отримані електролітичним шляхом.

Після термообробки при 300—400 °С твердість покриття зростає до 900—1000 кГ/мм<sup>2</sup>, при цьому значно збільшується міцність зчеплення з поверхнею. Зовнішній вигляд покриття залишається без змін.

Після термообробки на протязі 1,5 год при 600 °С покриття отримує більшу зносостійкість, близьку до зносостійкості хромового покриття. Однак термообробка значно знижує втону міцність металу.

Питомий електричний опір покриття дорівнює  $0,6 \cdot 10^{-2}$  Ом·м. Хімічне нікелювання дозволяє наносити покриття на деталі складної форми, нікелювати внутрішні стінки трубок різного діаметру і довжини, отримувати покриття зносостійкі і стійкі до корозії при температурі до 600 °С. Краще за все нікелюються таким способом сталеві деталі.

Поверхні деталей із нержавіючої сталі підлягають попередній анодній обробці.

Для прискорення нікелювання мідних деталей їх приводять на 0,5—1 хв до дотуку з залізом, алюмінієм або нікелем.

На Pb, Cd і сплави, які містять більше 1—2 % цих металів, покриття не осаджуються. Покриття, отримані хімічним способом, мають пониженою магнітну проникливість у порівнянні з електролітичними покриттями.

### 15.3. ГАРЯЧЕ НАНЕСЕННЯ

Спосіб гарячого нанесення полягає в зануренні очищених виробів у розплавлений метал. Завдяки своїй простоті цей спосіб використовується при нанесенні порівняно низькоплавких металів — цинку, олова, свинцю — на сталь або чавун. Інколи його використовують для нанесення алюмінію.

До недоліків способу відносять: неможливість отримання рівномірного покриття на виробах складного профілю; велика витрата металу, так як покриття, які отримані гарячим способом, значно товщі електролітичних, і крім цього, частина металу губиться на випаровування. Тому гаряче нанесення використовується переважно для напівфабрикатів металу: листів, труб, дроту, стрічок, а також виробів нескладної конфігурації.

Гаряче цинкування використовують для листів сталі й покрівельного заліза, труб, дроту, сітки, стрічки, посуду, дрібних виробів і чавунних відливок. Металеві напівфабрикати чи вироби занурюють у розплавлений безводний флюс, який потім сушать.

Для цинкування неперервно рухомої холоднокатаної стрічки розроблений спосіб безфлюсного цинкування, при якому стрічку піддають легкому окисленню до появи жовто-пурпурового кольору мінливості, а потім відновленню оксидів заліза воднем при 820—980 °С. Після охолодження до відповідної температури стрічка поступає в ванну цинкування.

Оптимальні границі температури цинкування 430—460 °С. Довготривалість витримки листів, що піддаються цинкуванню — 20 с. У процесі охолодження на повітрі покриття кристалізується у вигляді великих «цинкових квітів». Воно виходить матовим і має сірий колір. На межі покриття і металу утворюється проміжний шар сплаву, що надає покриттю крихкості. Загальна товщина покриття близько 100 мкм, до того ж від 1/3 до 1/2 цієї величини припадає на долю проміжного шару. При підвищенні температури і витримки заліза в ванні з цинком вище норми крихкість ще більше підвищується, так як при цьому проміжний шар потовщується.

Гнучке невідшарувальне цинкове покриття отримують при додаванні у ванну з цинком 0,15—0,20 % алюмінію, який зменшує вигар цинку в ванні і товщину проміжного шару сплаву. Покриття виходить товщиною не більше 35 мкм. Гнучке покриття зі значно більшою товщиною 90 мкм можна отримати недодаванням алюмінію у ванну, шляхом короткочасного нагрівання оцинкованого виробу або напівфабрикату до 490—570 °С протягом 20—10 с з наступним охолодженням. Після такої обробки покриття набуває добру адгезію до лакофарбових матеріалів, у той час як звичайні цинкові покриття гарячого нанесення необхідно перед фарбуванням піддавати струменевій обробці, травити або краше за все фосфатувати.

Гаряче лудіння використовується в основному для виготовлення білої жерсті, яка використовується для виготовлення консервних банок. Покриття оловом



дуже еластичне і витримує без розтріскування і відшарування усі деформації, яким піддається жерсть у процесі виготовлення банок. При гарячому лудінні покриття стають більш стійкими до переходу в пухку модифікацію олова, ніж при електролітичному нанесенні.

*Гаряче свинцювання* проводиться аналогічно гарячому лудінню. Температуру розплаву підтримують у межах 340—350 °С. Однак розплавлений свинець погано змочує метал. Тому його наносять або по підшару олова, або у вигляді сплаву, який складає 85 % Pb і 15 % Sn. Листи покриті свинцем добре витримують сильні деформації і тому використовуються для штампування. Найбільш широко гаряче свинцювання використовується для захисту хімічної апаратури від дії сірчаної кислоти і сірчаних газів.

*Гаряче алітування* проводять зануренням деталі у ванну з флюсами, а потім у розплавлений алюміній при 770—800 °С. Залишок алюмінію здувають стисненим повітрям. Цей метод використовується для підвищення жаростійкості впускних і випускних клапанів автомобільних двигунів.

#### 15.4. ПЛАКУВАННЯ

Спосіб плакування полягає в тому, що на плиту основного металу накладають з обох сторін листи іншого металу, потім весь пакет піддають гарячому прожарюванню, отримуючи внаслідок дифузії на межах розділу металів міцне зчеплення між серцевиною і плакувальними шарами.

Таким чином сталь плакують міддю, латунню, томпаком, нікелем, мідно-нікелевими сплавами, алюмінієм, нержавіючою сталлю. Застосування таких біметалевих листів дозволяє заощаджувати кольорові метали і нержавіючу сталь, надавати поверхні бажаних властивостей і захищати сталеву серцевину від корозії.

Значний інтерес представляє плакування листів звичайної вуглецевої сталі нержавіючої або жаростійкої високолегованої сталі. Плакувальний лист має хімічну стійкість високолегованої сталі, кращу теплопровідність і здатність до деформації, ніж суцільний лист цієї ж товщини з високолегованої сталі. Товщина плакувального шару складає 8—20 % від загальної товщини листа. Можна також дістати біметалічний дріт сталь—мідь або сталь—латунь. Для цього у виливницях навколо сталевих стержнів заливають мідь або латунь. Потім проводять гарячу прокатку стержнів на дрогопрокатних станах і волочіння катанки, яку отримали на одноразових або багаторазових машинах.

Плакування широко використовується для антикорозійного захисту алюмінієвих сплавів до складу яких входить мідь, зокрема листів дюралюмінію. Матеріалом плакувального шару в цьому випадку використовуються листи з чистого алюмінію. Товщина плакувального шару з кожної сторони складає 2—4 % загальної товщини листа. Оскільки алюміній по відношенню до дюралюмінію є анодним покриттям, серцевина не руйнується і на кромках, де вона контактує з повітрям.

Плакуваний дюралюмін не підлягає довгій термічній обробці, оскільки мідь дифундує в плакувальний шар, який втрачає при цьому захисні властивості.

Корозія прискорюється також при наявності в плакувальному шарі забруднень і пошкоджень.

### 15.5. МЕТАЛІЗАЦІЯ НАПИЛЕННЯМ

Процес полягає в напиленні розплавленого металу на поверхню з пістолето-подібних апаратів — газових чи електродугових металізаторів. Метал надходить у металізатор у вигляді дроту і розплавляється або в газовому вогні (киснево-ацетиленовому), або в електричній дузі, яка утворюється між двома електродами. Розплавлений метал розпилюється стиснутим повітрям 4—6 атм. Швидкість подачі дроту до 2,5 м/хв.

Цим способом можна наносити на поверхню різні метали і сплави. Перевагами способу є можливість покривати великогабаритні деталі і зібрані деталі чи конструкції, наносити покриття не тільки на металеві поверхні, але і на неметали (скло, дерево, папір, цемент й ін.), регулювати в широких межах товщину покриття, починаючи від 30 до 10 мкм і більше.

До недоліків методу відносять значні втрати металу 10—40 % при розпиленні, значна пористість покриття в тонких шарах і недостатньо сильне зчеплення його з поверхнею металу. Для покращення зчеплення намагаються збільшити мікропористість поверхні, зокрема, гідропіскоструминною чи дробоструминною обробкою чи шляхом попереднього підігрівання поверхні. Зменшення пористості досягають нанесенням шару металу товщини 0,1—0,2 мм, при якій наскрізні пори відсутні, а також наступним нанесенням одного або двох шарів лаку.

Покриття, що одержують цим способом наносять для захисту від корозії, як декоративне і для збільшення електропровідності. Зокрема, покриття цинком захищають від морської і підземної корозії, покриття алюмінієм — у промисловій атмосфері. Велике застосування набули покриття сталю при відновленні розмірів зношених поверхонь тертя, наприклад шийок колінчастих валів, оскільки властива їм пористість в цьому випадку сприяє покращенню утримання мастил поверхнею.

Покриття, які отримують напиленням, використовують як прошар перед нанесенням жаростійких керамічних покриттів. З цією метою зазвичай наносять шар молібдену, який надходить у металізатор у вигляді дроту або стержнів. Суттєвою особливістю при цьому є необхідність зменшення швидкості подачі дроту молібдену через високу температуру його плавлення 2600 °С. Покриття із молібдену сплавлюється з поверхнею низьковуглецевих сталей. Це дозволяє наносити молібден на неопіскоструминну сталеву поверхню.

Молібденові покриття можна використовувати і як самостійні. Вони відзначаються тугоплавкістю і малою поглинальною здатністю по відношенню до нейтронів.

За допомогою порошкової металургії стала можливою подача металу в металізатор у вигляді порошку, який підкачується із бункера стиснутим повітрям. Це полегшує плавлення металу. Порошки повинні мати температуру плавлення не вищу 1200—1300 °С і розміри частинок 0,07—0,15 мм. Форма частинок повинна

бути кулеподібною або округлою. Для напилення використовують порошки із кольорових металів: свинцю, цинку, алюмінію, міді та ін. Нанесення частинок вуглецевої сталі неможливе через їх згоряння. Хороші результати отримують при нанесенні порошку сплаву, який складається із 70—80 % Ni, 11—16 % Cr і 3—4 % В. Після термообробки твердість таких покриттів *HRC* 40—50.

Для напилення високоплавких металів — молібдену, вольфраму й інших застосовуються реактивний і плазмодуговий способи.

При напиленні з реактивних металізаторів у камеру цих апаратів, яка неперервно охолоджується водою упорскують пропан під тиском 7—8 атм. При спалюванні пропану в кисні розвивається температура  $-2980^{\circ}\text{C}$ . Гази, які утворилися в камері, вибиваються з сопла зі швидкістю 1600 м/с; при цьому металічний дріт, який подається в апарат розплавлюється, а метал напилюється на поверхню.

По відношенню до газової й електродугової металізації в реактивних пристроях метал розпилюється більш тонко, процес більш продуктивний, а покриття мають більшу щільність ніж звичайні металізаційні.

Для здійснення плазмодугової металізації метал у вигляді дроту або порошку подається в пістолет і служить там одним з електродів (анодом). Другим електродом (катодом) є наконечник металізатора, який охолоджений водою. За допомогою високочастотного пускового пристрою між електродами запалюється дуга. Плазмодібний інертний газ з спеціальної камери через прохід, який звужується при дуже високому тиску і швидкості, продувають через область горіння дуги у вхідному отворі пістолета. При співударянні з електронами газ іонізується, набуває властивостей плазми і виходить з сопла головки у вигляді яскравого високотемпературного струменя. Температура цієї зони —  $8300^{\circ}\text{C}$ , у зв'язку з чим тугоплавкі метали (W, Mo, Si, Cr, Ni та ін.) швидко розплавлюються і за допомогою інертного газу наносяться на метал. Нагрівання поверхні, яка металізується не перевищує  $260^{\circ}\text{C}$ .

У дротяних металізаторах як плазмоутворювальний газ можна застосовувати тільки аргон, а в порошкових, крім аргону — азот, водень, гелій.

Покриття порошкового напилення отримуються менш пористими, ніж при напиленні з дроту.

Для зменшення крихкості покриттів металізовані вироби підлягають високотемпературному відпалу в атмосфері водню при  $1983^{\circ}\text{C}$  протягом 1 години або у вакуумі при  $2200^{\circ}\text{C}$  протягом 2 годин.

Покриття мають добре зчеплення з металами і за якістю переважають покриття, які отримані звичайною металізацією. Покриття, які наносяться цим способом, добре працюють при високих температурах.

## Частина III

# ВИБІР МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

### Розділ 16

## ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІЧНИХ МАТЕРІАЛІВ І ОСНОВИ ЇХ РАЦІОНАЛЬНОГО ВИБОРУ

Вибір металічних матеріалів для конкретних умов експлуатації є одним із основних завдань інженерної практики. Наслідком неправильного вибору матеріалів є погана якість конструкцій, машин і обладнання. Нерідко умови експлуатації є дуже специфічними: низькі або високі температури, агресивні хімічні середовища, знакомінні циклічні навантаження, особливі умови тертя та ін. Часто матеріали працюють в умовах одночасної дії перерахованих вище факторів. Тому при виборі матеріалів в першу чергу вимагається всесторонній розгляд умов його роботи, ранжування факторів, що діють на матеріал за ступенем його впливу на надійність машини або механізму. Визначальні фактори повинні бути враховані обов'язково, менш визначальні — по можливості. Так, при виборі сталей і сплавів для газових турбін і сопел ракет, що працюють в умовах дії активних газових середовищ, необхідно розглядати вплив на властивості матеріалів високих температур, корозійного розтріскування, пітингової корозії, корозії під напруженням, водневого окрихчування, ерозії і загальної корозії. Але враховувати необхідно тільки перші шість факторів, а загальну корозію, як менш важливий фактор, слід враховувати по можливості. Наступним етапом вибору матеріалів повинно бути визначення комплексу необхідних властивостей, що забезпечують надійну і довговічну роботу конструкцій, машин і обладнання в заданих умовах експлуатації. Так як конструкційні матеріали характеризуються механічними, фізико-хімічними і технологічними властивостями, то розглядати необхідно всю гамму властивостей, особливо якщо в конструкції повинні працювати різні матеріали.

На жаль, часто комплекс необхідних властивостей матеріалу, оформлений у вигляді технічних вимог, складається не на основі точного аналізу і моделювання умов роботи, а на досвіді попередньої експлуатації аналогічного виробу або схожої конструкції. Але більш правильним є формування технічних вимог до матеріалів на основі моделювання умов роботи виробу, близьких до реальних, з використанням спеціальних стендів, на яких за допомогою тензодатчиків можна визначити рівень локальних пікових напружень у виробі.

У цьому випадку, коли немає можливості використати стенд для визначення робочого напруження, що виникає у виробі при експлуатації, необхідно використовувати розрахункові методи.

### **Фізико-хімічні властивості**

Фізичні властивості визначають поведінку матеріалів в теплових, гравітаційних, електромагнітних і радіаційних полях. Із важливих фізичних властивостей можна виділити теплопровідність, густину, коефіцієнт лінійного розширення. Низька теплопровідність зменшує теплопритоки і надає матеріалу теплоізолювальні властивості, а висока теплопровідність сприяє зниженню температурних градієнтів у виробках. Для літальних апаратів велике значення має зменшення маси конструкцій, тому для них доцільно використовувати матеріали з великою питомою міцністю, яка визначається співвідношенням міцності матеріалу до його густини. У цьому відношенні більш перспективними матеріалами є алюмінієві, магнієві і титанові сплави, а також композиційні матеріали. Застосування в з'єднаннях деталей із різних матеріалів обумовлює необхідність врахування їх коефіцієнтів лінійного розширення. Під хімічними властивостями розуміють здатність матеріалів вступати в хімічну взаємодію з іншими речовинами, чинити опір окисленню, проникненню газів і хімічно-активних речовин. Деталі для-будь якого виробу повинні бути сумісними із робочим середовищем. Корозія, корозійна втома, корозія під напруженням, водневе окрихчування можуть викликати пошкодження в метали і привести конструкцію до крихкого руйнування. Для криогенних конструкцій важливе значення має вплив хімічної взаємодії низькокиплячих продуктів (рідкий кисень, водень та ін.) із сплавами, з яких виготовляють ці конструкції. Такі хімічноактивні метали, як титан та його сплави, магнієві сплави, алюмінієві сплави при ударному навантаженні, можуть самозайматись при контакті з рідким киснем.

### **Механічні властивості**

Основою вибору матеріалів для створення надійної і працездатної техніки є їх механічні властивості, в першу чергу, міцність, яка характеризує здатність матеріалів чинити опір деформації і руйнуванню під дією різних навантажень, в різних середовищах і при різних температурах.

Розрахунок конструкцій на міцність проводять по допустимих напруженнях  $[\sigma]$ , які визначають із умов міцності при статичному навантаженні або довговічності при циклічному навантаженні. При статичному навантаженні допустиме напруження дорівнює відношенню граничного для даного матеріалу напруження до коефіцієнтів безпеки, тобто до коефіцієнта запасу міцності  $n_T$  для пластичних матеріалів і  $n_B$  для крихких. Для пластичних матеріалів за граничне напруження приймають границю текучості  $\sigma_{0,2}$ , для квазікрихких — границю міцності  $\sigma_B$ :

$$[\sigma] = \frac{\sigma_{0,2}}{n_T} \text{ або } [\sigma] = \frac{\sigma_B}{n_B}$$

Значення коефіцієнту запасу міцності залежить від багатьох факторів: розбіжності характеристик міцності, присутності в матеріалі дефектів, що допускаються технічними умовами, ступеню схематизації розрахункової процедури.

Значення коефіцієнту запасу міцності вибирається у відповідності із ГОСТ 14249.

За допустиме напруження приймають мінімальне, що знайдене в ГОСТ 14249, по границі текучості або границі міцності. Така методика використовується в багатьох країнах.

Коефіцієнти запасу можуть змінюватись в широких межах в залежності від умов роботи обладнання і досвіду роботи з конкретними матеріалами.

За даними практики, значення коефіцієнта запасу для серійних матеріалів звичайної техніки складає:  $n_T = 1,5$  і  $n_B = 2,4$ .

Для ємностей і апаратів, що працюють під тиском, коефіцієнт запасу по границі текучості знаходиться в межах від 1,5 до 1,65, а по границі міцності — від 2,35 до 4.

Але розрахунки на міцність конструкцій за номінальними напруженнями з урахуванням коефіцієнтів запасу, не завжди гарантують необхідний ресурс їх роботи. Це пов'язано із тим, що запаси міцності не враховують ряду факторів, що сприяють виникненню пошкоджень і руйнувань несучих елементів конструкцій і машин. До таких факторів відносяться: присутність в металі дефектів типу тріщин, як вихідних, так і тих, що виникають при експлуатації, наявність мікро- і макронеоднорідностей за товщиною, в зонах зварних швів; поява локальних напружень внаслідок їх концентрації, а також залишкових технологічних напружень; нестабільність експлуатаційного навантаження за рахунок експлуатаційних і імпульсивних перевантажень, виникнення циклічних навантажень. Для врахування цих факторів необхідний перехід від розрахунку за номінальними напруженнями до аналізу локальних напружень, що виникають в окремих зонах виробу.

Для високоміцних матеріалів і матеріалів середньої міцності розрахунок допустимих значень напружень слід проводити на основі принципів механіки руйнування із врахуванням максимальних розмірів дефектів. У зв'язку із тим, що підвищення міцності супроводжується зменшенням пластичності і в'язкості матеріалу при розрахунках значень напружень для високоміцних матеріалів і матеріалів середньої міцності необхідно враховувати температурно-швидкісні умови експлуатації виробів.

Пластичність характеризує здатність матеріалу до пластичної деформації при перевищенні границі текучості, а в'язкість — здатність поглинати енергію зовнішніх сил при руйнуванні.

У різних матеріалів співвідношення пластичності і в'язкості може дуже відрізнятись. Наприклад, алюміній має малу в'язкість при високому відносному видовженні. Навпаки, термооброблена (покращена) легована сталь при порівняно невеликому видовженні має високу в'язкість.

Пластичність і в'язкість в розрахунки конструкторів не входить і є якісними показниками.

Пластичність характеризує здатність металу до перерозподілу напружень в зонах їх концентрацій. Пластична деформація зменшує локальні перевантаження металу біля концентраторів напружень. В машинобудуванні

приймають пластичність конструкційної сталі задовільною, коли її відносне видовження, яке визначене на зразках діаметром 5 мм  $\delta_5 \geq 15\%$ .

Визнаним критерієм працездатності металічних сплавів і зварних з'єднань, що використовується ширше при низьких температурах, є ударна в'язкість, яка визначається на зразках із надрізом. При цьому певну складність представляє вибір необхідного рівня ударної в'язкості і виду зразків для її оцінки. В різних країнах прийнятий різний гарантований рівень ударної в'язкості. Сталь допускають до експлуатації, якщо її ударна в'язкість визначена на зразках типу Шарпи, розміром  $10 \times 10 \times 55$  мм з надрізом радіусом 0,25 мм  $KCV \geq 30$  Дж/см<sup>2</sup> (зразок типу 11 по ГОСТ 9454).

### Тріщиностійкість

Якими б точними не були розрахунки, по них не можна говорити про надійність роботи деталі. Необхідні випробування самих деталей, як на спеціальних стендах, так і безпосередньо в експлуатації. Маючи інформацію про стійкість деталей, можна встановити комплекс параметрів, які знаходяться в найбільшій кореляції із експлуатаційними властивостями деталей машин. При встановленні цих параметрів крім стандартних механічних властивостей  $\sigma_b$ ,  $\delta$ ,  $\psi$  повинні враховуватись також робота поширення тріщини КСТ, тріщиностійкість  $K_{Ic}$ , границя витривалості без концентратора напружень  $\sigma_{-1}$ , і з концентратором напружень  $\sigma_{-1k}$ , опір контактний втомі, опір зношуванню.

Аналіз статистичних даних показує, що деформація і в'язке руйнування деталей є причиною 15—20% всіх відмов механізмів і машин. Крихке руйнування відбувається частіше. Сприяють крихкому руйнуванню деталей низькі температури експлуатації, наявність тріщиноподібних дефектів, підвищених залишкових напружень, виникнення статичних і динамічних надлишкових навантажень, збільшення початкових навантажень, а також збільшення початкових дефектів під дією циклічних експлуатаційних навантажень і корозії. Крихке руйнування мостів, кранів, будівельних і дорожніх машин починається в зонах концентрації напружень і відбувається після деякого напрацювання. Це вказує на накопичення експлуатаційних пошкоджень, що знижують опір крихкому руйнуванню.

Підвищення опору деталей машин крихкому руйнуванню не може бути досягнуто підвищенням запасів статичної міцності, тобто зниженням їх номінальних напружень і збільшенням перерізу. Це досягається використанням більш стійких до переходу в крихкий стан матеріалів, відповідних конструктивних форм і технологій виготовлення виробів, підвищенням вимог до контролю на стадії виготовлення машин або конструкцій.

Надійність роботи конструкції залежить від опору матеріалу розповсюдженню тріщин, тобто від в'язкості руйнування  $K_{Ic}$ . Для оцінки конструкційної міцності сплавів в координатах  $K_{Ic} - \sigma_{0.2}$  будують відповідні діаграми (рис. 127). Підвищити опір крихкому руйнуванню при збереженні високої статичної міцності можна подібленням зерна, термомеханічною обробкою, очищенням сталі від шкідливих

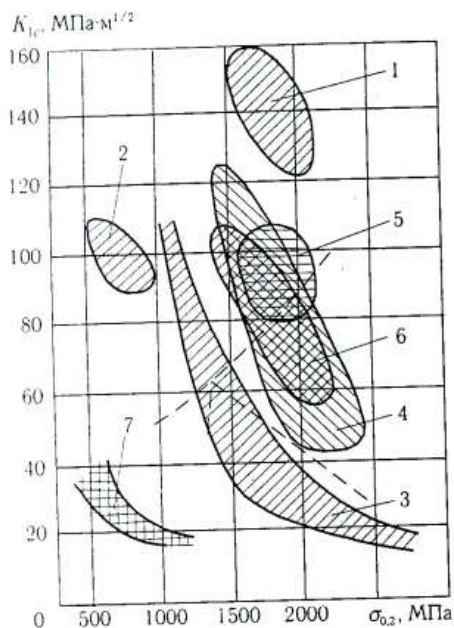


Рис. 127. Узагальнена діаграма конструкційної міцності сталей О. М. Романів, О. Н. Ткач

- 1 — метастабільні аустенітні сталі;
- 2 — низьковуглецеві сталі;
- 3 — середньо- і високовуглецеві сталі;
- 4 — мартенситно-старіючі сталі;
- 5 — сталі з дрібним зерном (номер 12—15);
- 6 — сталі після ТМО;
- 7 — евтектоїдні сталі з пластинчастим перлітом.

Матеріал з більш високим значенням  $K_{Ic}$  має вищу надійність, так як руйнування відбувається при більшому напруженні або довжині тріщини.

### Холодноламкість

Для багатьох сплавів визначення в'язкості руйнування  $K_{Ic}$  викликає певні труднощі. В зв'язку із цим для сталей, що мають міцність  $\sigma_s \leq 1000$  МПа про опір крихкому руйнуванню судять не по в'язкості руйнування  $K_{Ic}$ , а по температурному порозу холодноламкості  $t_{50}$ .

домішок, а також використанням метастабільних аустенітних сталей.

Значення  $K_{Ic}$  визначають експериментально на зразках з надрізом і з створеною на дні надрізу втомною тріщиною. Для розрахунку  $K_{Ic}$  при навантаженні зразка фіксують зусилля в момент підростання тріщини на деяку величину і переходу її до нестабільного поширення.

Величина  $K_{Ic}$  залежить від ступеня пластичної деформації біля вершини тріщини і характеризує опір розвитку в'язкої тріщини. Тому  $K_{Ic}$  називають в'язкістю руйнування. Чим більший  $K_{Ic}$ , тим вищий опір матеріалу руйнуванню — надійність. Коефіцієнт інтенсивності напружень в вершині тріщини в момент руйнування  $K_{Ic}$ , доповнює параметри  $\sigma_{0.2}$  і модуль Юнга  $E$  при розрахунках на міцність деталей, виготовлених із високоміцних сплавів (сталей з  $\sigma_s \geq 1200$  МПа; на основі  $Ti$  з  $\sigma_s \geq 800$  МПа і на основі  $Al$  з  $\sigma_s \geq 450$  МПа). Він дозволяє визначити безпечний розмір тріщини при відомому робочому напруженні або безпечно напруження при відомому розмірі дефекту. Наприклад, при робочому напруженні  $\sigma_p$  (рис. 128) тріщина довжиною  $l$  буде безпечною для матеріалу II (крива II) і викличе руйнування в матеріалі I (крива I), що має менше значення  $K_{Ic}$  ( $K_{Ic}^I \leq K_{Ic}^{II}$ ).



Поріг холодноломкості характеризує вплив зниження температури на схильність матеріалу до крихкого руйнування. Його визначають за результатами ударних випробувань зразків з надрізом при температурі, яка знижується. Наявність при таких випробуваннях ударного навантаження, надрізу і низьких температур тобто основних факторів, які сприяють окрихчуванню, є важливим для оцінки поведінки матеріалу при екстремальних умовах експлуатації.

На перехід від в'язкого руйнування до крихкого вказує зміна будови злому і різке зниження ударної в'язкості (рис. 129), яке спостерігається в інтервалі температур  $t_{\theta} - t_{кр}$  (граничні значення температур в'язкого і крихкого руйнування).

Будова злому змінюється від волокнистого матового при в'язкому руйнуванні  $t \geq t_{\theta}$  до кристалічного блискучого при крихкому руйнуванні  $t \leq t_{кр}$ . Поріг холодноломкості позначають інтервалом температур  $t_{\theta} - t_{н}$  або однією температурою  $t_{50}$ , при якій в зломі зразка є 50% волокнистої складової, а величина КСТ знижується наполовину.

Про придатність матеріалу для роботи при заданій температурі судять по температурному запасу в'язкості, який визначається по різниці температур експлуатації і  $t_{50}$ . При цьому, чим нижча температура переходу в крихкий стан по відношенню до робочої температури, тим більший є температурний запас в'язкості і вище гарантія від крихкого руйнування. У випадку, коли ударна

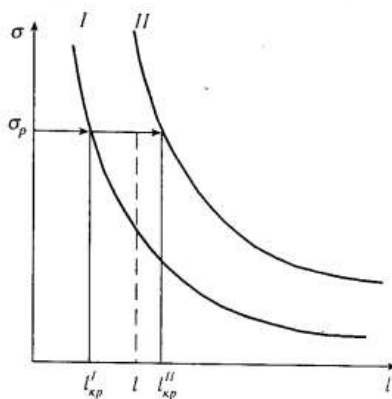


Рис. 128. Залежність критичного напруження  $\sigma$  від розміру дефекту  $l$  для двох матеріалів I і II з різним значенням  $K_{Ic}$  ( $K_{Ic}^I \leq K_{Ic}^{II}$ )

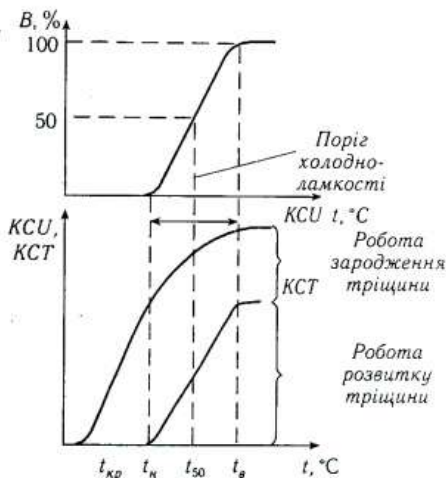


Рис. 129. Вплив температури випробування на відсоток в'язкої складової в зломі  $B$  і ударну в'язкість матеріалу  $KCU, KCT$

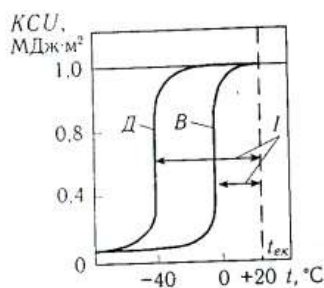


Рис. 130. Залежність ударної в'язкості від температури випробування сталі з вмістом 0,22 і% С

Д — дрібнозерниста; В — великозерниста; I — температурний запас в'язкості

хідно застосовувати дрібнозернисті, спокійні сталі, леговані нікелем і молібденом.

Найбільш низьку надійність (рис. 131) мають сталі звичайної якості після гарячої прокатки Ст. 2, Ст. 3, Ст. 4 та ін. з ферито-перлітною структурою.

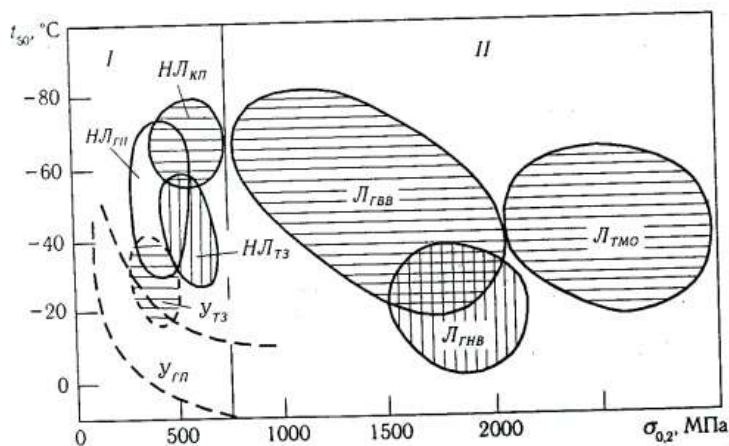


Рис. 131. Діаграма конструкційної міцності будівельних I і машинобудівних сталей II за М. І. Гольдштейном

I — < 0,2% С; II — 0,2—0,5% С;  $U_{гп}$ ;  $U_{тз}$  — вуглецеві після гарячої прокатки і термічного зміцнення;  $НЛ_{гп}$ ;  $НЛ_{тз}$  і  $НЛ_{кп}$  — низьколеговані сталі після гарячої прокатки, термічного зміцнення і контрольованої прокатки;  $Л_{гвв}$ ,  $Л_{тмо}$  і  $Л_{гвв}$  — леговані сталі після гартування і низького відпуску, гартування і високого відпуску і термомеханічної обробки

Чим більший в них вміст вуглецю, тим вище  $\sigma_{0,2}$  і  $t_{50}$ . Термічне зміцнення вуглецевих сталей підвищує границю текучості і дещо знижує поріг холодноламкості  $U_{T3}$  (рис. 131).

Низьколеговані сталі мають більш високу конструкційну міцність, після гарячої прокатки і нормалізації. Після термічної обробки низьколегованих сталей зростає границя текучості  $\sigma_{0,2}$ , а поріг холодноламкості  $t_{50}$  практично не змінюється. Верхня частина області низьколегованих сталей після гарячої прокатки  $НЛ_{ГП}$  відноситься до сталей із карбідним зміцненням 14Г2АФ, 15Г2СФ та ін., а нижня до сталей 14Г2, 10Г2С1, 15ХСНД. Високу конструкційну міцність мають низьколеговані будівельні сталі після контрольованої прокатки  $НЛ_{КП}$ . Машинобудівні леговані сталі після гартування і низького відпуску мають високу міцність, але є схильні до крихкого руйнування  $L_{ГНВ}$  (рис. 131). Покращення в залежності від темпераури відпуску і складу сталі забезпечує низький поріг холодноламкості при достатній міцності  $L_{ГВВ}$ . Найкращий комплекс механічних властивостей  $\sigma_{0,2}$ ,  $t_{50}$  леговані сталі мають після термомеханічної обробки  $L_{ГМО}$  (рис. 131).

### Втмна міцність

Багато деталей машин працюють в умовах, коли виникають навантаження, що змінюються в часі. Працездатність зубчастих коліс, валів, осей залізничних вагонів, колінчастих валів, рам транспортних і вантажопідійомних машин та інших деталей визначає опір втомі. Розрахунки опору втомі цих деталей при стаціонарному навантаженні ведуть по границі витривалості із врахуванням конструкційних і технологічних факторів. Для оцінки характеристик опору втомі натурних деталей проводять їх втомні випробовування для визначення границі витривалості деталей  $\sigma_{-1d}$ . Значення  $\sigma_{-1d}$  в 2—6 раз менше  $\sigma_{-1}$ , визначеної на зразках. Ця різниця характеризується коефіцієнтом зниження границі витривалості  $K$ , який оцінює вплив всіх факторів на опір втомі:

$$K = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1d}}$$

Коефіцієнт  $K$  при розтягу стиску або згині визначають за ГОСТ 25504:

$$K = \left( \frac{K_{\sigma}}{K_{d\sigma}} + \frac{1}{K_{F\sigma}} - 1 \right) \cdot \frac{1}{K_v}$$

Параметри, що входять у вираз для коефіцієнта  $K$ , враховують вплив концентратора напружень  $K_{\sigma}$ , масштабний фактор (розмір поперечного перерізу)  $K_{d\sigma}$ , якість обробки поверхні  $K_{F\sigma}$ . Чим ближче до одиниці значення  $K_{\sigma}$ ,  $K_{d\sigma}$ ,  $K_{F\sigma}$  і більше коефіцієнт зміцнення поверхні  $K_v$ , тим менше вплив цих факторів на несучу здатність деталі.

Концентрації напружень виникають у галтелей при переході від одного перерізу валу до іншого, галтелей основи зуба шестерні, біля дна рівчачка різьби,

шпоночного паза, біля отвору в деталях та ін. Фактичне зниження границі витривалості деталі внаслідок концентрації напружень характеризується коефіцієнтом

$$K_{\sigma} = \frac{\sigma_{-1d}}{\sigma_{-1}}$$

де  $\sigma_{-1d}$  — границя витривалості зразка без концентрації напружень, діаметр якого  $d$  співпадає з розміром поперечного перерізу деталі.

Для розрахунку на витривалість має значення і теоретичний коефіцієнт напружень  $\alpha_{\sigma}$

$$\alpha_{\sigma} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_n}$$

який показує у скільки разів максимальне напруження в зоні концентрації  $\sigma_{max}$  перевищує номінальне. Вважають, що якщо в зоні концентрації напруження виросло в  $\alpha_{\sigma}$  разів, у стільки ж раз понизиться  $\sigma_{-1}$ . Така залежність має місце при діаметрі  $d > 40$  для зразків і деталей із сталей, що мають  $\sigma_b > 1000$  МПа і  $\alpha_{\sigma} < 2$ . В інших випадках мають місце відхилення. Тому велике значення для підвищення опору втомі має оптимізація форм виробів з метою зниження концентрації напружень. Для зниження концентрації напружень необхідно надавати деталям плавні обриси, округляти внутрішні кути, застосовувати розвантажувальні рівчачки (отвори), розміщати джерела концентрації в зонах малих номінальних напружень або зміщати максимум місцевих напружень від різних джерел.

Якість обробки поверхні суттєво впливає на опір втомі: нерівності, що утворюються від механічної обробки є джерелами концентрації напружень. Вони знижують границю витривалості, і їх вплив враховується коефіцієнтом

$$K_{F\sigma} = \frac{\sigma'_{-1}}{\sigma_{-1}}$$

де  $\sigma'_{-1}$  — границя витривалості зразка із данною шорсткістю;

$\sigma_{-1}$  — границя витривалості зразка із полірованою поверхнею.

У порівнянні із полірованими зразками сталі ( $\sigma_b = 1000$  МПа) границя витривалості шліфованих зразків знижується на 10—15 %, а фрезерованих на 45—50 %.

Із збільшенням перерізу деталі (масштабний фактор)  $\sigma_{-1}$  знижується, що є наслідком впливу металургійних і технологічних факторів.

Масштабний фактор характеризується коефіцієнтом

$$K_{d\sigma} = \frac{\sigma_{-1d}}{\sigma_{-1}}$$

де  $\sigma_{-1d}$  — границя витривалості зразка великого діаметра,

$\sigma_{-1}$  — границя витривалості гладкого зразка з  $d = 7,5$  мм.

Встановлено, що для  $d = 50$  мм  $K_{d\sigma} = 0,85$ , тобто  $\sigma_{-1}$  знижується на 15 %, а для  $d = 200$  мм  $K_{d\sigma} = 0,6—0,7$  і  $\sigma_{-1}$  знижується на 30—40 %.

Границя витривалості зростає із збільшенням  $\sigma_n$  і  $\sigma_{0,2}$ , але у високоміцних сталей, які більш чутливі до концентраторів напружень, границя витривалості може бути знижена (рис. 132).

У високоміцних сталей зростає коефіцієнт зниження границі витривалості  $K$  внаслідок збільшення коефіцієнта чутливості до концентраторів напружень  $K_\sigma$  по мірі росту  $\sigma_{0,2}$  і зниження коефіцієнтів  $K_{d\sigma}$  (масштабний фактор)

і  $K_{F\sigma}$ , який враховує якість обробленої поверхні. Понижується і в'язкість руйнування  $K_{1c}$ , а також опір росту втомної тріщини (живучість). Це необхідно враховувати, коли із міркувань зниження маси конструкції вибирають сталь з високим  $\sigma_{0,2}$ .

Компромісне рішення в даному випадку полягає в тому, щоб серед кількох сталей вибрати сталь з більш низьким  $\sigma_{0,2}$ . Це веде до деякого збільшення маси конструкції, але підвищує границю витривалості, живучість і опір крихкому руйнуванню. Можливе і застосування більш дорогих сплавів, або сплавів після термомеханічної обробки. Наявність на поверхні напружень стиску утруднює утворення втомних тріщин, призводить до підвищення границі витривалості і живучості. Для підвищення границі витривалості і зменшення впливу концентраторів напружень широко застосовують гартування при індукційному нагріві, хіміко-термічну обробку, пластичну поверхневу деформацію і інші технологічні процеси, що зміцнюють поверхню і створюють на поверхні залишкові напруження стиску.

Різні види обробки суттєво впливають на коефіцієнт зміцнення  $K_y$  (табл. 27).

Таблиця 27

**Залежність  $K_y$  від методу обробки і коефіцієнта  $K_\sigma$  для валів**

Вид обробки поверхні	$\sigma_y$ , МПа (серцевини)	Коефіцієнт зміцнення $K_y$		
		$K_\sigma = 1$	$K_\sigma \leq 1,5$	$K_\sigma = 1,8-2,0$
Поверхнєве гартування при індукційному нагріві	600—800	1,5—1,71	1,6—1,8	2,4—2,8
	800—1000	1,3—1,5	—	—
Цементація	400—600	1,8—2,0	3	—
	700—800	1,4—1,5	—	—
	1000—1200	1,2—1,3	2	—
Азотування	900—1200	1,1—1,3	1,5—1,7	1,7—2,1
Дробоструменева обробка	600—1500	1,1—1,3	1,5—1,6	1,7—2,1
Обкатування роликami	—	1,1—1,3	1,3—1,5	1,6—2,0

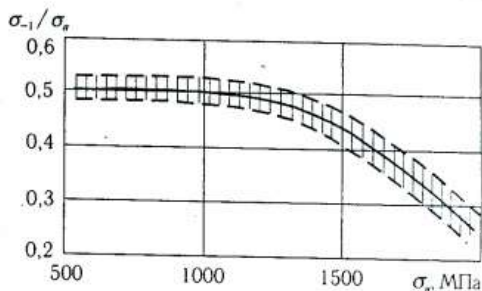


Рис. 132. Залежність відношення  $\sigma_1/\sigma_n$  від границі міцності сталі

Після поверхневої обробки вогнище втомного руйнування зміщується під зміцнений шар. Чим більше  $K_v$ , тим ефективніше поверхнєве зміцнення. Із збільшенням перерізу виробу (масштабний фактор  $K_{d\sigma}$ ) коефіцієнт  $K_v$  після поверхневого гартування, хіміко-термічної обробки і поверхневої пластичної деформації зменшується. При оптимальних режимах зміцнення  $\alpha_\sigma < 3$  для попередніх розрахунків  $K_v$  визначають за формулою:

$$K_v = 1,1 + 0,3(\alpha_\sigma - 1)$$

Для більш точних розрахунків  $K_v$  використовують експериментально отримані дані по впливу зміцнення на  $\sigma_{-1}$ .

Вибір того чи іншого методу зміцнення залежить від умов експлуатації деталі, характеру виробництва, форми, розмірів і матеріалу деталі та інших факторів. Всі види корозії знижують  $\sigma_{-1}$ . Вплив корозії оцінюється коефіцієнтом

$$K_{\text{кор}} = \frac{\sigma_{-1\text{кор}}}{\sigma_{-1}}$$

Із врахуванням впливу корозії коефіцієнт  $K$  визначають за формулою:

$$K = \left( \frac{K_\sigma}{K_{d\sigma}} + \frac{1}{K_{\text{кор}}} - 1 \right) \cdot \frac{1}{K_v}$$

Границю витривалості деталі визначають за формулою:

$$\sigma_{-1d} = \frac{\sigma_{-1}}{K}$$

де  $\sigma_{-1}$  — границя витривалості зразка  $d = 7,5$  мм, який виготовлений із заготовки такого ж розміру, як і деталь.

### Опір зношуванню

В багатьох випадках вихід з ладу деталей машин пов'язаний із зношуванням, яке веде до втрати точності, підвищення амплітуди змінних навантажень, що викликає втомне руйнування.

Зношування — це процес поступового руйнування поверхневих шарів матеріалу шляхом відділення його частинок під впливом сил тертя. Зношування призводить до зміни розмірів, зменшення об'єму або маси деталі.

Працездатність матеріалів в умовах тертя залежить від трьох груп факторів:

- внутрішніх, що визначаються властивостями матеріалу;
- зовнішніх, які характеризують вид тертя (ковзання, кочення) і режим роботи (швидкість відносного переміщення, навантаження, характер його прикладення, температура);
- робочого середовища і змащувального матеріалу.

Під дією сил тертя відбувається багатократне деформування ділянок контактної поверхні, їх зміцнення і зменшення, виділення теплоти, зміна структури, розвиток процесів втоми, окислення та ін.

Згідно молекулярно-кінетичної теорії тертя за рахунок шорсткості дотик поверхонь виникає в окремих плямах контакту, що утворюються від взаємного втиснення мікронерівностей, або їх пластичного змяття.

Взаємодія поверхонь в цих плямах має подвійну природу — деформаційну і адгезійну. Деформаційна взаємодія обумовлена багатократним деформуванням мікрооб'ємів поверхневого шару нерівностями. Опір цьому деформуванню називають деформаційною складовою сили тертя  $F_d$ . Адгезійна взаємодія пов'язана із утворенням на ділянках контакту адгезійних містків зварювання. Опір зрізу цих містків і формування нових визначає адгезійну складову тертя  $F_{ад}$ . Таким чином, сила тертя  $F$ , як і коефіцієнт тертя  $f$ , що рівний відношенню сили тертя до нормального навантаження  $N$  ( $f = F/N$ ), визначається як сума двох складових:

$$F = F_d + F_{ад};$$

$$f = f_d + f_{ад}.$$

Деформаційна складова тертя росте пропорційно величині відносного втиснення нерівностей  $h/R$ , де  $h$  — глибина втиснення,  $R$  — радіус втисненої нерівності. Величина  $h/R$  і відповідно  $F_d$  і  $f_d$  ростуть із збільшенням шорсткості поверхні, навантаження і знижуються із збільшенням твердості і модуля пружності матеріалу. Розділяють три види механічної взаємодії:

- пружне контактування (рис. 133, а);
- пластичне деформування (рис. 133, б);
- мікрорізання (рис. 133, в);
- схоплення і виривання (рис. 133, г, д);

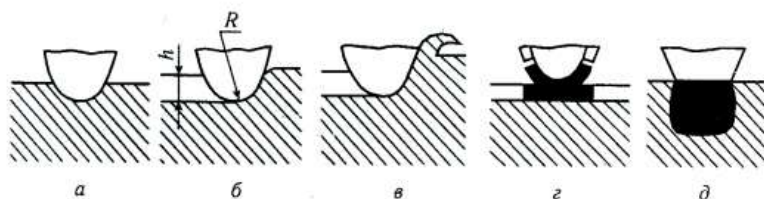


Рис. 133. Види взаємодії поверхонь тертя:

- а — пружне контактування; б — пластичне деформування; в — мікрорізання;  
г — схоплення і руйнування поверхневих плівок; д — схоплення і глибоке виривання

Інтенсивність зношування мінімальна при пружному контактуванні. При пластичному деформуванні інтенсивність зношування зростає на декілька порядків. Це обумовлено тим, що ділянки поверхні під впливом пластичної деформації інтенсивно зміцнюються і по вичерпуванню запасу пластичності крихко руйнуються.

Мікрорізання відноситься до недопустимих механізмів зношування, так як викликає інтенсивне руйнування поверхневого шару. Мікрорізання можливе не тільки втисненими нерівностями, але і сторонніми твердими часточками. Такий вид руйнування поверхні називають абразивним зношуванням.

Адгезійна складова тертя пропорційна безрозмірному параметру  $\frac{\tau_0}{HB}$ ,

де  $\tau_0$  — міцність на зріз адгезійного зв'язку. Можливі два види адгезійної взаємодії:  
 — схоплення і руйнування поверхневих плівок (рис. 133, з);  
 — схоплення металічних поверхонь, яке супроводжується заїданням, тобто глибинним вириванням (рис. 133, д). Руйнування поверхонь тертя при схопленні (заїданні) називають адгезійним зношуванням. Це найбільш небезпечний вид зношування, який є головною причиною відмови в роботі вузлів тертя.

На основі молекулярно-кінетичної теорії визначено два основних шляхи підвищення зносостійкості металічних матеріалів:

- збільшення твердості взаємодіючих поверхонь;
- зниження міцності адгезійного зв'язку.

Підвищення твердості направлено на те, щоб обмежити пластичну деформацію поверхонь тертя, забезпечити по можливості пружне деформування ділянок контакту. Зниження міцності адгезійного зв'язку необхідно для попередження схоплення металічних поверхонь. Найбільш ефективно ця мета досягається розділенням поверхонь тертя рідким, твердим (іноді газоподібним) змащувачим матеріалом. При роботі тверді змащувачі матеріали зношуються, а умови рідинного змащування порушуються, що може призводити до схоплення. В цих умовах вирішальне значення має забезпечення сумісності елементів пари тертя. Під сумісністю розуміють властивість матеріалів запобігати схопленню при роботі без змащувального матеріалу. Сумісність досягається кількома способами:

- використанням захисних властивостей плівок, для цього проводять сульфидування і фосфатування поверхонь деталей;
- підбором матеріалів пари тертя, при взаємодії твердого і м'якого матеріалів схоплення відбувається в менш небезпечній формі;
- розділенням поверхонь тертя плівками полімерів, які відрізняються низькою адгезією до металів.

В залежності від механічних і фрикційних властивостей зносостійкі матеріали поділяють на три групи:

- матеріали з високою твердістю поверхні;
- антифрикційні матеріали, що мають низький коефіцієнт тертя ковзання;
- фрикційні матеріали, що мають високий коефіцієнт тертя ковзання.

Із матеріалів з високою твердістю поверхні найбільш поширеними є карбідні сплави, низько- і середньовуглецеві сталі із різними видами поверхневого зміцнення, підшипникові сталі, графітізовані сталі. В умовах дії великих тисків і ударних навантажень використовують високомарганцеві сталі аустенітного класу 110 Г13Л.

До антифрикційних матеріалів відносять сплави, які по структурі поділяють на два типи:

- сплави з м'якою матрицею і твердими включеннями;
- сплави з твердою матрицею і м'якими включеннями.



До сплавів першого типу відносять бабіти і сплави на основі міді — бронзи і латуні. До сплавів другого типу відносять свинцеві бронзи, алюмінієві сплави із оловом і чавуни.

Фрикційні матеріали представляють собою багатокомпонентні неметалічні і металічні спечені матеріали.

Зменшення зношення досягається оптимальною конструкцією вузлів тертя: вибором виду тертя в опорах, системи змащування, створення пристроїв для очищення повітря і змащувального масла та ін., застосуванням зносостійких матеріалів, зміцненням поверхні гартуванням, хіміко-термічною обробкою, наплавленням зносостійкими сплавами, нанесенням на поверхню тонкого шару нітрідів або карбідів.

Такі деталі, як підшипники кочення, зуби шестерень, колеса залізничного транспорту, та багато інших деталей працюють в умовах контактної втоми. Контактна втома тим вища, чим більша твердість. Відношення граници контактної втоми  $\sigma_{-1}^K$  при числі циклів навантаження  $N = 10^7$  до твердості  $HRC$  поверхні є постійною величиною

$$\sigma_{-1}^K = K \cdot HRC,$$

де  $K$  — коефіцієнт, який залежить від твердості і виду термічної обробки.

Підвищення граници контактної втоми досягається зміцненням поверхні, підвищенням граници міцності матеріалу, зниженням навантаження в зоні контакту, покращенням чистоти поверхні, а також підвищенням в'язкості мастила.

Перспективним методом підвищення опору зношуванню є формування структури на поверхнях взаємодії, яка відповідає механічній схемі тертя. Контакт, що відбувається в поверхневих шарах при терті проходить на плямах, розмірні характеристики яких і розподіл залежать від матеріалу елементів пари тертя і шорсткості їх поверхонь. Умови мінімального зношування можуть бути досягнуті в тому випадку, коли певні елементи мікроструктури матеріалу контактуючих поверхонь розподіляються у відповідності до схеми розміщення контактних плям. При цьому стійкість цих елементів до зношування буде визначати зносостійкість сплавів.

Для середньовуглецевих сталей підвищення зносостійкості спостерігається після гартування від  $1050^\circ\text{C}$  та наступного відпуску. Вказана термічна обробка приводить до виникнення завдяки різним морфологіям мартенситів та їх відношенню до відпуску скупчень карбідів, які можуть сприяти природному відтворенню відповідності структури параметрам узагальненої моделі контакту при терті.

Вузли тертя найбільш часто виходять із ладу, тому підвищення їх довговічності збільшує довговічність машин.

Надійність конструкцій, що працюють в умовах багатократного піднімання і спадання тиску, залежить від опору матеріалів втомному руйнуванню. Тому для таких виробів проводяться імітувальні циклічні випробування стандартних зразків або циклічні стендові випробування. База випробувань вибирається в залежності від умов експлуатації обладнання.

Метал виробів, які піддаються багаторазовому нагріванню або охолодженню, випробовується на опір термічній втомі.

У випадках довготривалого навантаження конструкцій при високих температурах проводяться випробування на повзучість і довготривалу міцність матеріалу.

### Технологічні властивості

При виборі матеріалів конструктор зобов'язаний враховувати не тільки механічні, фізичні і хімічні властивості, але і технологічні, а також можливості виробництва, де буде виготовлятися виріб, що проектується.

Технологічні властивості (ливарні властивості в ливарних сплавах; здатність до обробки тиском в сплавах, що деформуються; здатність до обробки різанням; зварюваність) є дуже важливими і можуть мати вирішальне значення при виборі матеріалу для виготовлення деталей машин у виробничих умовах. Наприклад, не можна виготовляти литвом тонкостінні довгомірні деталі із сплаву з низькою рідкотекучістю. Не можна також виготовляти зварні конструкції із сталей з високим вмістом вуглецю (високим вуглецевим еквівалентом), так як в зоні зварного шва будуть завжди утворюватись тріщини. Все це необхідно враховувати при виборі матеріалу для конкретного виробу.

При розгляді обробки матеріалів необхідно виходити з умов серійного виробництва виробу і необхідності застосування пом'якшувальної термічної обробки. Це обумовлено використанням в умовах великосерійного або масового виробництва верстатів із ЧПУ, або оброблювальних центрів. В цьому випадку твердість деталей, що оброблюються повинна бути невисокою до *HV* 250. Для забезпечення низької твердості цих деталей може застосовуватись попередня термообробка — відпал, нормалізація, високий відпуск.

Оцінку здатності до обробки різанням матеріалів проводять методом порівняння із здатністю до обробки різанням сталі 45, яку приймають за одиницю. До сплавів що легко обробляються з  $K_0 < 1$  відносять: латуні, бронзи, дуралюміни і чавуни (*HV* 140—160). Здатність до обробки різанням нижче середньої,  $K_0 > 1$ , мають високолеговані сталі аустенітного класу, сталі мартенситного, мартенситно-феритного, аустенітно-мартенситного класів, жаростійкі, кислотостійкі сталі. Здатність до обробки різанням сплавів залежить від їх механічних властивостей, в першу чергу від міцності і твердості. Вона погіршується із збільшенням в сплаві зміцнюючих фаз, неметалічних включень, подрібненням структури, присутністю таких легуючих елементів, як хром і нікель, і збільшенням в'язкості.

Оцінка зварюваності конструкційних матеріалів повинна включати в себе аналіз рівня механічних властивостей зварного з'єднання і основного металу, визначення схильності до утворення дефектів, перш за все тріщин в металі шва і зоні термічного впливу, визначення чутливості зварного з'єднання до концентраторів напружень і схильності до крихкого руйнування. Для отримання бездефектних рівномірних зварних з'єднань, які мають високий опір крихкому руйнуванню, необхідна розробка спеціальної системи легування зварного шва.

Зварюваність металів буває добра, задовільна, обмежена, незадовільна.

Добра зварюваність характерна для металічних матеріалів, що не мають обмежень в проведенні процесу зварювання при температурі навколишнього середовища, за масою і складністю конструкцій. Такі матеріали не вимагають попереднього підігрівання.

При задовільній зварюваності, зварювання на морозі не допускають і його проводять при кімнатній температурі. У зварних елементах повинні бути відсутні жорсткі стики; для складних вузлів необхідне попереднє відповідне підігрівання; після зварювання при великому об'ємі наплавленого металу необхідний відпуск; при зварюванні вкладишів необхідно проводити проміжну термічну обробку.

Сплави з обмеженою зварюваністю застосовуються для виготовлення невеликих деталей простої форми з підігрівом до 300—400 °С і проведенням відпуску після зварювання; у випадку жорстких контурів температура підігріву повинна бути збільшена до 600 °С.

Незадовільна зварюваність характерна для матеріалів, що потребують відпалу перед зварюванням; навіть при зварюванні простих вузлів їх необхідно підігрівати до температур більше 450 °С з обов'язковим проведенням високого відпуску після зварювання.

Вибрані матеріали і технології виготовлення з них виробів повинні бути прив'язані до можливостей конкретного виробництва. Не можна використовувати у виробництві хоча і ефективну, але малопоширену технологію, особливо, коли вона не відпрацьована і не освоєна у виробництві. Наприклад, не потрібно орієнтуватись на лазерну термообробку виробів масового виробництва, тому що це технічно не буде реалізовано, а необхідно вибрати один із видів хіміко-термічної обробки, який використовується на підприємстві.

Важливим етапом вибору матеріалу є оцінка його вартості і дефіцитності. Матеріал повинен бути по можливості дешевим з врахуванням всіх затрат, що включають як вартість самого матеріалу, так і вартість виготовлення з нього деталей, а також експлуатаційну стійкість. Необхідно враховувати також наявність дефіцитних складових матеріалів. Наприклад, за останні роки такі елементи сталі як W, Co, Ni є дефіцитними і їх використання як легуючих добавок в сталях повинно бути обмеженим. Але у випадках, коли без них неможна забезпечити необхідні службові властивості, їх застосування доцільно (швидкорізальні сталі, жароміцні сталі і сплави). Таким чином, основою при виборі матеріалів є призначення і умови роботи виробу або конструкції. При цьому конструктор звертається до досвіду виготовлення і експлуатації виробів і конструкцій даного профілю, рівня технології виробництва і контролю, а також враховує економічні міркування. При виборі матеріалів велике значення можуть мати результати стендових, або натурних випробувань виробів. Використання при виборі матеріалів аналогічних матеріалів, які добре зарекомендували себе в подібних конструкціях є доцільним, але може привести з однієї сторони до відмови від вдосконалення конструкцій і виробів, а з іншої — до повторення вже зроблених помилок.

Конструктор повинен чітко представляти необхідність використання матеріалу, можливість його заміни, технологічні особливості виготовлення виробів із вибраного матеріалу і методи їх контролю.

Але для цілого ряду виробів нової техніки, особливо спеціального призначення, є необхідним не вибирати матеріали з існуючих, а розробляти принципово нові матеріали з більш високим комплексом властивостей, яких раніше не було в серійних матеріалах. У цьому випадку використовуються принципово нові методологічні підходи до визначення матеріалів і технологій їх обробки для такої техніки.

### Врахування економічних вимог

Фактори, які визначають техніко-економічну ефективність застосування тих чи інших сплавів чорних і кольорових металів в кожному конкретному випадку будуть свої, але можна вказати декілька загальних положень, що визначають технічну і економічну доцільність застосування сплавів.

На ефективність застосування сплавів для виготовлення виробів і конструкцій впливають наступні техніко-економічні фактори: отримання нових експлуатаційних і технологічних властивостей металу (наприклад, корозійна стійкість, жароміцність, здатність до зварювання, штампування, обробки різанням); забезпечення необхідної надійності і довговічності (холодостійкість, зносостійкість, опір втомі тощо); зменшення маси (ваги); зниження витрат на виготовлення, монтаж, транспортування і експлуатацію.

При використанні легованих сталей часто має місце одночасна дія декількох техніко-економічних факторів.

Вибір тієї або іншої марки сталі для конкретного виробу або конструкції буде раціональним і економічно ефективним, коли сталь при мінімальному легуванні забезпечує необхідний рівень конструкційної міцності, а подорожчання матеріалу в результаті легування і зміни технології виробництва не буде перевищувати економічний ефект, що досягається перерахованими техніко-економічними факторами.

Сплав повинен бути по можливості дешевим з врахуванням всіх витрат, що включають не тільки вартість сталі, але і виготовлення деталей і також їх експлуатаційну стійкість в машинах, в яких вони повинні працювати.

Вартість сталі залежить від вартості елементів, що входять в її склад, яка визначається природними запасами, масштабами і технологією їх промислового виробництва і споживання, кон'юнктурою на світовому ринку. В даний час легуючі елементи можна умовно поділити по ступеню дефіцитності на відносно недефіцитні — Mn, Si, Cr, Al, Ti, V, B і дефіцитні — Nb, Mo, Cu, Pb, Ni, W, Ta, Co.

В першу чергу намагаються застосовувати менш дорогі сталі вуглецеві, або низьколеговані. Леговані сталі застосовують, коли потрібно забезпечити необхідну надійність і довговічність (високу в'язкість руйнування, низький поріг холодноламкості, високу прогартуваність, опір втомі, зносостійкість), отримання особливих властивостей (корозійної стійкості, жароміцності, магнітних властивостей), покра-

шення технологічних властивостей (оброблюваності різанням, здатності до штампування тощо), а також понизити розхід металу на одиницю готової продукції або підвищити потужність машини. Застосування легованої сталі повинно бути технічно і економічно доцільним, коли воно дає економічний ефект за рахунок підвищення довговічності деталей і зменшення розходу запасних частин і, таким чином, економії металопрокату.

Ці загальні вимоги до сплавів в багатьох випадках є суперечливі. Так, більш міцні металічні матеріали мають гірші технологічні властивості, важче обробляються при різанні, холодному об'ємному штампуванні, зварюванні. Рішення при виборі сталі є компромісним між вказаними вимогами. В загальному машинобудуванні переважно вибирають спрощення технології і зниження трудоемності в процесі виготовлення деталі, не рахуючись з деякою втратою властивостей і збільшенням маси деталі. В спеціальному машинобудуванні, де проблема міцності, або питомої міцності відіграє вирішальну роль, вибір сплаву і наступна термічна обробка розглядаються із умов досягнення тільки максимальних експлуатаційних властивостей. Разом із тим у машинах слід досягати рівної довговічності деталей.

При вирішенні питання про вибір сталі для отримання необхідних механічних властивостей та інших характеристик слід встановити оптимальний вид зміцнюючої термічної або хіміко-термічної обробки.

Питання вибору матеріалу і технології термічної обробки слід розглядати по відношенню до конкретних виробничих умов. Один і той же процес термічної обробки в різних виробничих умовах призводить до різних економічних результатів. На економічність і технологічність процесів впливають об'єм випуску продукції, використання енергоресурсів, можливість створення або застосування обладнання та інші організаційно-економічні умови виробництва.

В більшості випадків розглядається можливість застосування кількох марок сталей і способів зміцнення. Це дозволяє обрати найбільш раціональний варіант, що забезпечує досягнення поряд з високими експлуатаційними властивостями деталі хорошої технологічності при виконанні механічної і термічної обробки.

## ВИКОРИСТАННЯ СИСТЕМНИХ ПІДХОДІВ ПРИ ОПТИМІЗАЦІЇ ТЕХНОЛОГІЙ ОБРОБКИ СПЛАВІВ

Підвищення конструкційної міцності серійних сплавів і створення сплавів з більш високим комплексом властивостей вимагає використання нових методологічних підходів. Ці методи повинні включати в себе сукупність металознавчих, технологічних і виробничих аспектів, практична реалізація яких гарантує необхідний рівень службових властивостей сплавів і їх надійність. Для вибору матеріалів і технологій їх обробки при виготовленні деталей машин є обов'язковим встановлення складних взаємозв'язків хімічний склад — технологія — структура — властивості — надійність (рис. 134).



Рис. 134. Фактори, що визначають рівень службових властивостей сплавів

Надійність і довговічність металічних матеріалів, деталей машин і конструкцій, які виготовлені з них визначається структурою.

Структура металів сплавів розглядається на наступних основних рівнях ієрархії:

- макроструктура, будова взірця, заготовки або деталі, що виявляється неозброєним оком або при невеликих збільшеннях до 30 разів;
- мікроструктура, будова зерен, окремих структурних складових, їх склад, розміри і взаємне розміщення;
- субструктура, особливості внутрішньої будови зерен, групі дислокаційні побудови, які визначають поняття полігону, комірки, блоку; ці категорії об'єднують зеренні і міжзеренні деталі із їх дислокаційним походженням;
- міжатомна структура, будова кристалічних решіток, різні точкові і лінійні дефекти кристалічної будови металів.

По своїй масштабності в загальному об'ємі всіх структур субструктура займає головне місце. Розміри зерен складають  $1 \cdot 10^{-4}$  м, розміри дислокацій (ширина) —  $1 \cdot 10^{-9}$  м, і, відповідно, на долю субструктури або дислокаційних угруповань приходить проміжок у п'ять порядків.

Такі показники як експлуатаційна надійність і довговічність є структурно-чутливими, тому науковий підхід до їх покращення полягає у створенні оптимальних структур, що забезпечують підвищення експлуатаційних властивостей виробів із цих сплавів. Залежність різних властивостей від їх структури є складною. Наприклад у деяких випадках зміна границі текучості і тріщиностійкості, при подрібненні фаз сплаву, протилежна. Тому вирішення проблеми створення оптимальної структури сталей вимагає деталізації всіх рівнів її ієрархії, визначення кількісних характеристик елементів структури, встановлення їх зв'язку із властивостями.

Зерна, які характеризуються розмірами, конфігурацією і утворюють конгломерати із певними особливостями будови в окремих об'ємах заготовки є базовими елементами структури полікристалічних матеріалів.

В межах окремого зерна металів і сплавів виділяються такі елементи як субзерна, фрагменти, блоки, полігони, області когерентного розсіювання (рис. 135, табл. 28).

Субзерна представляють собою зеренні підрозділи із збільшеною (у порівнянні із блочною) розорієнтацією і розділені малокутовими межами нахилу, кручення або змішаними. Субзерна можуть складатись із системи блоків, фрагментів або не мати внутрішніх підрозділів.

Фрагменти, блоки, полігони це розорієнтовані області зерна, поділені малокутовими межами дислокаційної природи. Межі складаються із ділянок границь нахилу, кручення або їх змішень, субграниці нахилу складаються із системи дислокацій одного знаку у вигляді вертикальних стінок, кручення — із системи сіток гвинтових дислокацій.

Розмежування понять «фрагмент», «блок», «полігон» полягає у походженні цих локальних об'ємів зерна. Фрагменти виникають при розвиненій пластичній деформації металу в холодному стані в результаті ротаційних складових пластичної деформації. Блоки виникають при кристалізації і деформації, їх утворення є наслідком дисипації внутрішніх напруг. Полігони з'являються при розвитку полігонізації — процесу перебудови дислокацій при нагріві після холодної пластичної деформації, або в результаті динамічної полігонізації яка відбувається за час пластичної деформації в певному інтервалі підвищених температур.

Області когерентного розсіювання ідентифікуються з малими ділянками зерна  $10\text{--}1000 \text{ \AA}$ , які різноорієнтовані на невеликі кути і характеризуються зниженою інтенсивністю рентгенівських інтерференцій.

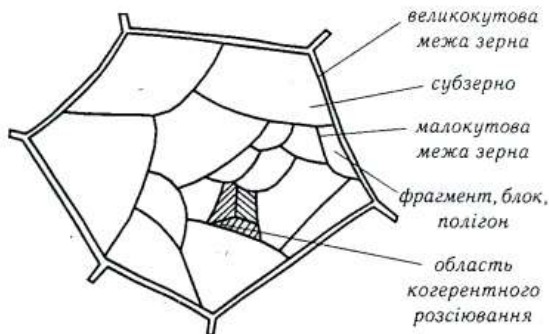


Рис. 135. Елементи будови зерна різного рівня ієрархії сплавів

Розмірні характеристики елементів, що входять в склад зерна металів і сплавів

Назва елемента	Характеристика елемента	
	Середній розмір, $10^{-2}$ м	Кут розорієнтування між елементами
Зерно	$1 \cdot 10^{-1} - 1 \cdot 10^{-2}$	$0 - 180^\circ$
Субзерно	$1 \cdot 10^{-3} - 1 \cdot 10^{-4}$	$1 - 5^\circ$
Фрагмент, блок, полігон	$1 \cdot 10^{-4} - 1 \cdot 10^{-5}$	$20 - 60^\circ$
Область когерентного розсіювання	$1 \cdot 10^{-6} - 1 \cdot 10^{-7}$	$10 - 60^\circ$

В металах і сплавах перераховані елементи структури виявляються в різних сполученнях, їх розміри змінюються в широких межах. Більш важливою характеристикою цих елементів є їх розорієнтованість. Якщо окремий об'єм повернутий відносно іншого на кут більше  $15^\circ$ , то його слід віднести до зерна. Окремі зерна поділені малокутовими межами, які побудовані системою межових дислокацій. Межі полігонів і фрагментів побудовані із дислокаційних систем одного знаку, що утворюють межі нахилу і кручення.

В зв'язку із складністю структури стають актуальними питання розробки і використання засобів інтелектуальної підтримки, які необхідні для моделювання і комп'ютерного аналізу будови металів і сплавів у всьому діапазоні її якісної багатогранності. Ці засоби повинні задовільняти умовам адекватності і бути достатніми для досягнення мети досліджень. Вони базуються на принципах системного аналізу, і дозволяють створювати моделі структури із врахуванням її гетерогенності, дискретності будови на різних за масштабом рівнях і в той же час спрощують складність її опису. Системні підходи дають можливість об'єднувати різнопланові відомості про хімічний склад, структуру і технології обробки сплавів, відкривають можливості більш широкого застосування електронно-обчислювальної техніки.

Використання системного аналізу при розробці нових сплавів і технологій їх обробки відноситься до найбільш складних завдань, що вирішуються сучасним матеріалознавством. Це обумовлено недостатньою розробленістю методів досліджень у необхідному об'ємі. Складність використання системних методів в тому, що замість чіткої регламентованої методики існує набір абстрактних метатеоретичних закономірностей. Підбір комбінацій елементів і визначення ефективності використання цього набору і є завданням досліджень.

При системному аналізі таких складних і багатоякісних об'єктів, якими є метали і сплави кращі результати досягнуті на основі теорії гіперкомплексних динамічних систем (ГДС), що розроблена О. М. Малютою. Автором запропонована концепція інваріантного моделювання тобто принципи і закономірності побудови системних моделей, які не залежать від природи об'єктів, що досліджуються. Для характеристик цих моделей використовують основні системні



властивості об'єктів (елементний склад, взаємодію елементів, структурність, ієрархічність). Так як ці системні властивості є присутніми для об'єктів різної природи, то їх називають системними інваріантами, а моделювання — інваріантним.

Елементи системи розглядаються як складові її частини, які відрізняються за якістю. Кількість елементів визначає порядок системи. Визначальним моментом теорії гіперкомплексних динамічних систем є якісна різновидність елементів, спираючись на яку можна більш глибоко аналізувати явища, моделювати і вивчати феноменологічну суть досліджуваного процесу за допомогою формалізованих до рівня алгоритму методів і підходів.

Наявність елементів, що утворюють систему передбачає зв'язок між ними, який називається взаємодією елементів. При цьому кількість зв'язків одного елемента визначається порядком системи. Розгляд системи, як ізольованого утворення вимагає щоб взаємозв'язок елементів був реалізований за рахунок внутрішніх ресурсів системи, тобто взаємного перетворення по якості її елементів.

Сукупність елементів і зв'язків між ними утворюють структуру системи. Термін структура містить в собі архітектурні властивості системи.

Кожен із елементів, які входять в гіперкомплексну динамічну систему має властивості, що відрізняють його від інших елементів. Сукупність елементів також може мати властивості, яких не може бути в кожного з окремо взятих елементів. Тобто наявність елементів і взаємодій між ними може привести до виникнення нових властивостей у сукупності елементів, які розглядаються, як одне ціле. Сукупність цілісних властивостей системи, їх особливості і закономірності характеризують емергентність системи. Емергентні властивості — це особливості цілого, що відрізняються від властивостей частин, які його складають і виділяють це ціле, як нову системну одиницю.

Окремі елементи, об'єднуючись в ціле, утворюють систему, яка проявляє свої емергентні властивості, може також розглядатись як елемент, що має свою внутрішню структуру. Складні елементи шляхом взаємодії також можуть створювати систему, яку доцільно розглядати як нове утворення, елементи якого самі є системами. Існування систем пов'язано із ієрархічністю, наявністю сукупності внутрішньосистемних рівней і їх властивостей, закономірностей їх утворення і існування.

Для полегшення досліджень проводять процес ідеалізації, при реалізації якого виконують дві умови:

- об'єкт розглядають ізольовано;
- при дослідженні враховують не всі, а тільки важливі для мети дослідження властивості об'єкта, що вивчається.

Для виділення найбільш суттєвих властивостей об'єкта що досліджується замість об'єкта вивчають його еквівалент — модель, яка є спрощеним ідеалізованим відбиттям об'єкта.

Розглядаючи модель, як робочий еквівалент об'єкта, необхідно добитись, щоб об'єкт і його модель були рівнозначними по властивостях, що досліджуються.

Наявність моделі, в якій свідомо враховані не всі, а лише необхідні основні властивості і умовність поняття ідеальної замкненості приводить до виникнення

неповноти, тобто до того, що система (об'єкт) дослідження задовільняють тільки частині з даних умов і властивостей.

Системний підхід передбачає розгляд будь-якого об'єкта, як системи, і його слід співвідносити з кінцевою метою дослідження. На стані моделювання системний підхід проявляється в побудові системної моделі об'єкта, тобто модель будь-якого об'єкта розглядається як система. В символічному вигляді гіперкомплексну динамічну систему описують рівнянням

$$S = \sum_i S_i,$$

де  $i = 1, 2, 3$

$S$  — системна модель;

$S_1$  — елементний склад системи;

$S_2$  — відображає наявність і характер зв'язків між елементами системи;

$S_3$  — відображає структурні властивості системної моделі.

Так як структура металічних матеріалів визначає їх службові властивості, то системний аналіз структури вимагає її вивчення на різних рівнях ієрархії (рис. 136).

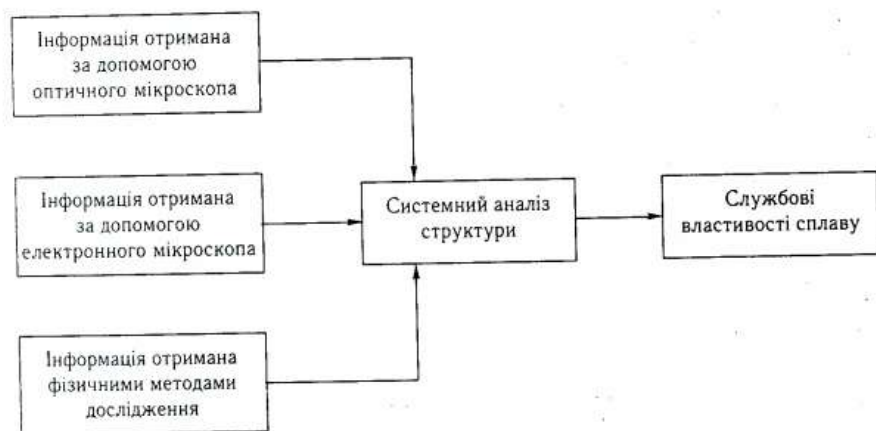


Рис. 136. Схема аналізу впливу структури на властивості сплавів

При розробці системних моделей структури металічних матеріалів системний і математичний підходи поєднуються по наступній схемі:

- проводиться аналіз мети дослідження;
- формулюються завдання;
- будується модель;
- проводиться вибір і визначення стратегії дослідження;
- проводиться математичне описання системної моделі;
- реалізується модель на рівні числових оцінок;

— розраховуються окремі аспекти системного дослідження у відповідності із заданою стратегією.

Для описання структури металічних матеріалів за допомогою моделей використовують дискретні підходи, в яких елементи системи розглядаються як точки у просторі і передбачається використання матричного і графічного методів представлення елементів і їх взаємодії. Складання матриць інваріантних моделей структури сталей проводиться в наступній послідовності:

— із вихідних даних кількісних характеристик структури, яка аналізувалась, вибираються і групуються в окремі послідовності елементи системи в межах кожного ієрархічного рівня.

— впорядковується послідовність рівнів у вихідній системі.

— з врахуванням відношення елементів до рівнів ієрархії будується квадратна матриця у вигляді таблиці, розмір якої визначається числом елементів у вихідній системі.

Інформація про систему розміщується у матриці. На головній діагоналі надається інформація про елементи системи, зліва і справа від діагоналі розміщується інформація про взаємодію елементів. Цілісні характеристики систем визначаються як детермінанти матриць. Крім матричного зображення використовується графічне зображення систем. При цьому елементи системи представляються колами, а їх взаємодії стрілками. Сукупність елементів і взаємодій утворює структуру системи.

Дослідження сплавів на основі системного підходу передбачає виділення в їх структурі системних властивостей і закономірностей, які вивчаються фізичними методами дослідження. На основі системного підходу розробляються моделі структури сплавів, які при визначенні критичних значень параметрів структури замінюють реальні об'єкти досліджень. Аналіз системних моделей проводиться на основі системологічних концепцій, так і положень матеріалознавства. Вивчення сукупності системних моделей мікроструктури сплавів розгляд їх найбільш загальних системних інваріант дозволяє запропонувати способи побудови моделей структури і області їх застосування при дослідженнях сплавів різного хімічного складу. Загальна форма методологічного циклу дослідження має вигляд: об'єкт — структура сплаву — модель — метод — реалізація — інтерпретація отриманих результатів.

В зв'язку із тим, що системні моделі за параметрами і законами функціонування повинні бути ідентичними об'єктам і явищам, що моделюються при розробці моделей проводиться наповнення системних інваріант конкретним змістом. Враховуючи, що в замкнених гіперкомплексних динамічних системах характер зміни їх елементів по напрямкам є протилежний, для наповнення системних інваріант використовуються параметри структури, вибір яких залежить від мети досліджень.

Системні дослідження сталей проводяться в наступній послідовності:

— для досліджуваного сплаву будується системна модель, яка адекватно відображала б системні властивості її структури.

— на основі аналізу загальних закономірностей системи встановлюються окремі властивості системної моделі.

— встановлюються емпіричні зв'язки між системними властивостями, які характеризуються детермінантом матриці і фізико-механічними властивостями сплаву.

— встановлюється значення матричного параметру, при яких фізико-механічні властивості сталі є оптимальними.

— визначаються границі зміни системних властивостей сталі, які забезпечують отримання оптимального матричного параметру.

В найбільш загальному вигляді операції, що проводяться утворюють наступний алгоритмічний ланцюг:

$$(VD)_0 \rightarrow S_0 \rightarrow S \rightarrow P(S) \rightarrow Res \rightarrow (VD)_R,$$

де  $(VD)_0$  — вихідні дані за результатами якісного аналізу мікроструктури сталі;

$S_0$  — переведення вихідних даних в системоутворююче середовище;

$S$  — гіперкомплексна динамічна система, отримана із  $S_0$ ;

$P(S)$  — обробка системи  $S$  методами теорії гіперкомплексних динамічних систем;

$Res$  — результат, отриманий на системній мові;

$(VD)_R$  — необхідний результат переведений на конкретно-предметну мову матеріалознавства.

Наповнення системних інваріант конкретними характеристиками параметрів мікроструктури сплавів дозволяє розробляти інваріантні моделі мікроструктури, які включають її різноякісні параметри. Моделі піддають абстрактно-логічним дослідженням, при яких процедури вимірювання перетворюють в розрахункові і необхідні характеристики не замірюються, а визначаються розрахунковим шляхом. При оцінці впливу структурних параметрів сплавів на властивості характеристики, знайдент розрахунковим шляхом, перевіряються в ході експериментальних досліджень.

Розглянемо приклад використання системного аналізу при розробці мікролегування сталей, що покращуються. Введення бору ефективно підвищує прогартуваність конструкційних сталей, але зменшує їх опір крихкому руйнуванню після гартування і високого відпуску. Комплексне мікролегування дозволяє одночасно збільшувати прогартуваність і опір крихкому руйнуванню сталей. Але його ефективне використання вимагає врахування багаторівневого характеру поверхонь розділу (наявності різних розмірів зерен і субзерен, блоків мозаїки, областей когерентного розсіювання). Незважаючи на теоретичні знання, розвиток і промисловий досвід застосування малих додатків, їх вплив на енергію, структуру, фазовий і хімічний склад великокутових і малокутових меж зерен, зеренних і субзеренних стиків, а також схильність сталей до міжзеренного руйнування вивчені недостатньо.

Обґрунтування критеріїв оцінки стану внутрішніх поверхонь розділу (ВІР) вимагає моделювання і комп'ютерного аналізу зон меж зерен. Для вибору раціональних способів підвищення експлуатаційної надійності мікролегованих сталей після гартування і високого відпуску доцільно використати системне моделювання досліджуваних об'єктів.

Із виплавлених в індукційній печі сталей (див. табл. 29) виготовляли прутки і зразки, які гартували після нагріву в соляній ванні до температур 860 °С і відпустили при 600 °С з охолодженням у воді. Частину зразків піддавали вторинному окрихчувальному відпуску при 550 °С протягом 2 годин із наступним повільним охолодженням. Тоді визначали механічні властивості і схильність до крихкого руйнування сталей, яку оцінювали за порогом холодноламкості сталей  $t_{50}$ , випробовуючи зразки на ударний згин при температурах від -120 до +100 °С, на підставі вимірів ударної в'язкості і частки крихкої складової в зломі. Структуру сталей і їх злом вивчали на оптичному та електронному мікроскопах. Оцінювали розмір зерен, сумарну площу поверхонь розділу (міжзеренних границь) і розподіл карбідів. Середню кількість міжзеренних виділень  $\rho$ , на межі зерна розраховували по електронних фотографіях, отриманих з екстрагованих реплік, за формулою:

$$\rho_i = n / l \cdot r,$$

де  $n$  — кількість частинок на межі довжиною  $l$ ;

$r$  — середній розмір частинок.

Частку меж із певною кількістю карбідів оцінювали їх відношенням до загальної довжини меж зерен  $l/L$ , %.

Для виявлення меж зерен із високою роздільною здатністю використали іонно-плазмові травлення. Глибину рівчиків травлення, зумовлену різною енергією атомів на межах і внутрішніх об'ємах решітки кристалітів, визначали інтерферометром Лінника. Електронною мікроскопією досліджували форму і розміри карбідних виділень за допомогою реплік, екстрагованих із поверхні шліфів і зломів. На зразках, випробуваних біля верхньої границі холодноламкості  $t_{10}$ , визначали відсоткове співвідношення мікромеханізмів руйнування сталей (див. табл. 29).

Мікролегування суттєво не впливає на міцність і пластичні характеристики сталей після гартування і високого відпуску (в'язкий стан). При введенні бору опір крихкому руйнуванню зменшується і поріг холодноламкості  $t_{50}$  зміщується в бік високих температур на 20 °С. Комплексне мікролегування бором і рідкісноземельними металами, празеодимом і цирконієм (варіанти 3—5) підвищує ударну в'язкість при мінусових температурах, але поріг холодноламкості знаходиться на рівні сталі 40ХГ. Найефективніше діє молібден, присутність якого підвищує ударну в'язкість при мінусових температурах і зсуває поріг холодноламкості бористої сталі 40ХГ в бік низьких температур на 20—25 °С (див. табл. 29). Аналогічні результати отримані після окрихчувального відпуску.

Зміна опору крихкому руйнуванню при введенні малих добавок пов'язана з їх впливом на здатність елементів структури до мікролокальної деформації і характер руйнування сталей. Фрактографія показала, що поверхня макрокрихкої зони зломів ударних зразків складається з мікроділянок ямкового рельєфу, череззеренного та міжзеренного відколу. Введення бору зменшує частку мікрів'язкого руйнування, сприяє міжзеренному руйнуванню і збільшенню розмірів фасеток череззеренного відколу. При мікролегуванні рідкісноземельними металами в зломі бористої сталі з'являються ділянки мікрів'язкого руйнування

з ямками, розміщеними вздовж гребенів відриву. Введення цирконію суттєво не впливає на будову фасеток відколу, але збільшує кількість ділянок ямкового рельєфу. Легування молібденом найефективніше гальмує міжзеренне руйнування.

Таблиця 29

**Вплив мікрولهгування на критичну температуру крихкості, співвідношення між структурними складовими макрокрихкої ділянки злому і характеристики мікроструктури сталей в покращеному стані і після окрихчувальної обробки**

Вариант	Сталь	$t_{50},$ °C	$t_{10},$ °C	Частка мікрорельєфу в макрокрихкій ділянці злому, %			Площа меж зерен, $\text{см}^2/\text{см}^3$	Кількість потрібних стиків	Частка меж зерен із глибиною ривчиків травлення понад 0,35 мкм
				Ямкового, $S_1$	Квазівідкольного				
					череззеренного, $S_2$	міжзеренного, $S_3$			
1	40ХГ	-50	-40	9	81	10	1449	4461	22
		-38	-20	15	27	58			32
2	40ХГ з 0,002%В	-30	-20	8	74	18	621	1894	46
		-13	0	6	10	84			64
3	40ХГР з 0,02%РЗМ	-42	-30	15	74	11	664	2038	12
		-26	-5	14	17	69			30
4	40ХГР з 0,02%Pr	-52	-40	15	75	10	721	2174	14
		-39	-20	17	22	61			26
5	40ХГР з 0,02%Zr	-55	-40	15	77	8	969	2713	23
		-42	-10	21	26	53			13
6	40ХГР з 0,17%Mo	-72	-60	12	83	5	843	2192	18
		-60	-40	19	40	41			41

**Примітка.** В чисельнику подано дані після первинного відпуску, у знаменнику — після повторного.

Кількість фасеток міжзеренного відколу в макрокрихкій ділянці злому зростає при переході від нижнього до верхнього порогу холодноламкості, тому вплив мікродобавок на міжзеренне руйнування визначали при температурі  $t_{10}$  на зразках, що мали 10% макрокрихкої складової  $t_{10}$ . Частка міжзеренного руйнування найбільше зростає в сталі, мікрولهгованій бором, особливо після окрихчувального відпуску. При введенні рідкісноземельних металів, цирконію і молібдену міжзеренний відкол змінюється на череззеренний (див. табл. 29).

Металографічні дослідження сталі 40ХГ показали, що розмір зерна становить 15—18 мкм, в структурі чітко проявляються великокутові і малокутові межі. При введенні бору розмір зерна підвищується до 35—42 мкм. Після окрихчувального відпуску межі зерен протравлюються сильніше. Ривчки травлення є глибші, ніж в сталі без добавок і у в'язкому, і в окрихченому станах, особливо біля потрібних стиків зерен.

Мікролегування суттєво впливає на рівень енергії меж зерен сталей після покращання, а також окрихчувальної обробки. Аналіз кривих розподілу меж зерен по глибині рівчиків травлення показав, що в сталі 40ХГ межі зерен у в'язкому стані можна поділити на три групи: з глибиною рівчиків травлення 0,15 мкм, 0,25 мкм та 0,35 мкм. В окрихченому стані з'являються межі з глибиною рівчиків 0,45 мкм (рис. 137).

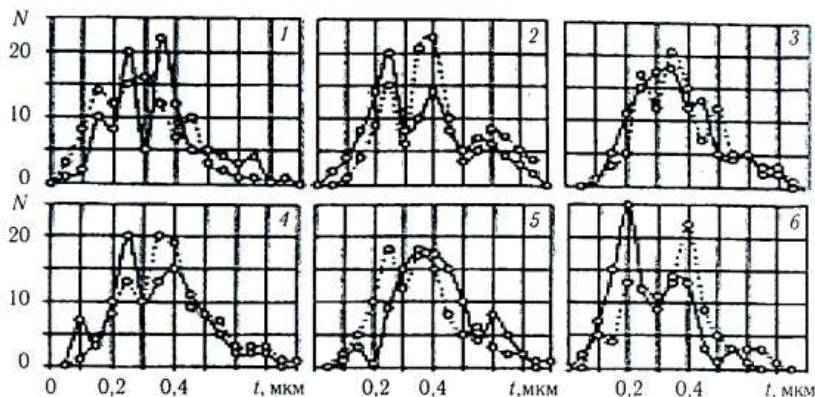


Рис. 137. Залежність кількості меж зерен певної глибини  $N(t)$  від глибини зернограничної рівчика  $t$  для шести варіантів сталей (див. табл. 29). Суцільна лінія — в'язкий стан; штрихова лінія — окрихчений стан.

В сталі 40ХГР (варіант 2) частка меж зерен із глибшими рівчиками після окрихчення зростає майже в два рази порівняно зі сталлю без мікролегування. При введенні РЗМ розподіл меж зерен за глибинами рівчиків однорідніший у в'язкому і в окрихченому станах. В сталі з бором і празеодимом розподіл меж зерен за енергіями аналогічний до сталі 40ХГР. Найбільш впливає комплексне мікролегування бором та цирконієм. В окрихченому стані крива розподілу меж зерен зсувається в бік рівчиків із меншою глибиною порівняно з в'язким станом (рис. 137, варіант 5). У сталі, мікролегованій бором і молібденом, розподіл меж зерен подібний до спостережуваного в бористій сталі з празеодимом.

Структурно-енергетичний стан меж суттєво впливає на процеси карбидотворення під час відпуску. На вугільних репліках виявлено нерівномірний розподіл карбідних виділень розміром 0,05—1 мкм. Після окрихчувальної обробки густина карбідних виділень по межах істотно зростає. В сталі 40ХГ після вторинного відпуску з повільним охолодженням вона удічі більша, ніж після відпуску з пришвидшеним охолодженням. Мікролегування бором збільшує частку меж зерен із великою кількістю карбідів, а РЗМ, цирконієм і молібденом — зменшує.



Рис. 138. Ріст тріщини по межах зерен із різною глибиною рівчиків травлення в сталі 40ХГ після окрихчувальній обробки

про елементи системи  $A_1$ ,  $A_2$ , а обабіч діагоналі — про їх взаємодію  $Y_{11}$ ,  $Y_{22}$  (рис. 139). Як системні іваріанти взято такі параметри структури:

— елементами системи були площі границь зерен в інтервалі 12—27 мкм (група  $A_1$ ) та в інтервалі 50—67 мкм (група  $A_2$ ). У сталях із однорідним зерном  $A_1$  і  $A_2$  дорівнювали половині від сумарної площі міжзеренних меж.

— взаємодію між елементами описували площею зерен із глибиною рівчиків травлення понад 0,35 мкм  $Y_{12}$  і протравлених зеренних стиків  $Y_{21}$ .

— узагальнювальною характеристикою елементів системи і їх взаємодії був детермінант матриці  $Y$ .

Після побудови системної моделі структури встановлювали емпіричні зв'язки між системними властивостями, які характеризує визначник матриці і фізико-механічними властивостями сталі. Відтак знаходили границі зміни системних властивостей і значення матричного параметра структури  $Y$ , при яких фізико-механічні властивості сталі є оптимальними. Наповняли системні інваріанти на основі загальної площі меж, меж із підвищеним рівнем енергії і потрійних стиків зерен (див. табл. 29). На підставі результатів досліджень мікроструктури і стану внутрішніх поверхонь розділу розраховували значення матричних параметрів сталей після покращання, а також окрихчувальної обробки.

$A_1$	$Y_{12}$
$Y_{21}$	$A_2$

Рис. 139. Матрична форма зображення інваріантної моделі структури сталі після покращання.  $A_1$  і  $A_2$  — елементи системи: площа меж зерен різних розмірних груп;  $Y_{12}$  і  $Y_{21}$  — взаємодія між елементами системи: площа меж зерен із глибиною рівчиків понад 0,35 мкм і сумарна площа потрійних зеренних стиків після іонно-плазмового травлення.



Отримані дані використовували для побудови залежності частки міжзеренного руйнування  $S_3$  в зразках, випробуваних при температурі верхнього порогу холодноламокості  $t_{10}$ , від визначника гіперкомплексної матриці  $Y$ . Аналіз показав (рис. 140), що при мікролегуванні схильність до міжзеренного руйнування зростає зі зменшенням визначника матриці. В найбільшій мірі це проявляється в сталі 40ХГР після окрихчувального відпуску. Комплексне мікролегування приводить до зменшення частки міжзеренного руйнування сталей, при цьому визначник матриці  $Y$  зростає.

Обчислювальний експеримент дозволив встановити параметри мікроструктури, при яких відбувається зменшення частки міжзеренного відколу в умовах крихкого руйнування сталей. Ступінь впливу різноякісних елементів структури (зерен і внутрішніх поверхонь розділу) визначається їх відношенням до рівня ієрархії структури. Структурними одиницями, які грають вирішальну роль у процесах міжзеренного руйнування, є межі зерених конгломератів і стики з вищим рівнем енергії.

Числові оцінки показали, що для сталей, мікролегованих бором, частка міжзеренного руйнування зменшується, коли визначник матриці інваріантної моделі структури більший  $70 \times 10^3 \text{ см}^{-2}$  (рис. 140). Таке значення визначника матриці досягається при величині зерна 20—25 мкм, а також зменшенні кількості карбідів по межах зерен.

Мікролегування тільки бором, збільшуючи розмір зерна, сприяє виділенню карбідів по межах зерен, зростанню частки меж із кількістю карбідів понад  $16 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$ , зміщує поріг холодноламокості в бік високих температур і підвищує частку міжзеренного рельєфу в крихкій зоні руйнування. Рідкісноземельні метали збільшують однорідність структури бористої сталі, а кількість карбідів по межах зерен зменшується у 1,5—2 рази. Позитивний вплив цирконію і молібдену пов'язаний зі зменшенням розміру зерна до 25—30 мкм і кількості карбідів по межах зерен, особливо після окрихчувального відпуску.

Отже, використання інваріантних моделей структури дозволяє оцінювати вплив розміру зерен, різнозернистості, потрібних зерених стиків, міжзеренної енергії, а також розподілу карбідів на опір міжзеренному руйнуванню мікролегованих сталей, вибирати шляхи оптимізації мікроструктури з метою усунення їх окрихчення під час високого відпуску.

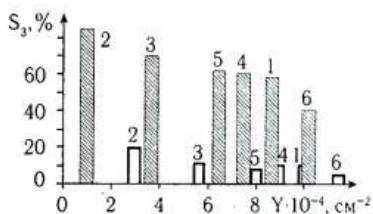


Рис. 140. Вплив мікролегування на визначник матриці  $Y$  і частку міжзеренного руйнування сталей  $S_3$  (див. табл. 29) □ — в'язкий стан; ▨ — окрихчений стан.

## КОРОТКИЙ ТЛУМАЧНИЙ СЛОВНИК З МЕТАЛОЗНАВСТВА

### А

**АБСОРБЦІЯ** — поглинання речовини (абсорбату, чи абсорбованої речовини) з газоподібного середовища всім об'ємом рідких чи твердих тіл (абсорбентів):

1. Абсорбція протікає на межі газ—метал.
2. На відміну від адсорбції абсорбція проходить у всьому об'ємі поглинача.
3. Швидкість абсорбції залежить від того, наскільки концентрація газу, що поглинається в газовій суміші переважає концентрацію цього компонента над абсорбентом.

**АВТОМАТНА СТАЛЬ** — конструкційна вуглецева сталь з підвищеним вмістом 0,08—0,30 % S і до 0,15% P, яка застосовується для виготовлення деталей на металорізальних верстатах-автоматах:

1. Для підвищення міцності автоматні сталі часто піддають холодному протягуванню.
2. Автоматні сталі використовуються головним чином для виготовлення болтів, гайок, деяких деталей автомобілей, пристроїв і ін.
3. При обробці автоматної сталі на верстатах-автоматах утворюється крихка, легко віддільна стружка і чисто оброблена поверхня виробів.

**АДГЕЗІЯ** — злипання поверхонь двох різнорідних твердих чи рідких тіл: 1. При створенні склопластиків використовується полімер, що має хорошу адгезію до скляного волокна. 2. Для підвищення адгезії в склад клею чи лівкоутвірному полімеру вводять

активні добавки. 3. Адгезія полімерів визначається близькістю їх полярностей.

**АДСОРБЦІЯ** — поглинання речовини (абсорбату) з газоподібного середовища чи рідкого розчину поверхнею твердих чи рідких тіл (адсорбентів): 1. Явище адсорбції тісно пов'язане з особливими властивостями речовини в поверхневому шарі. 2. В промисловості адсорбцію здійснюють в спеціальних апаратах — адсорберах. 3. Фізична адсорбція на відміну від хімічної не супроводжується вагомими змінами молекул адсорбованої речовини — абсорбату. 4. Адсорбція застосовується для розділення газових і рідких сумішей, осушення і очищення газів і рідин.

**АЗОТУВАННЯ** — дифузійне насичення азотом поверхневого шару (0,2—0,8 мм) металевих виробів при нагріванні в атмосфері аміаку для підвищення поверхневої твердості, зносостійкості, границі витривалості, корозійної стійкості: 1. Антикоровійному азотуванню можна піддавати будь-які сталі і чавуни. 2. Для скорочення тривалості процесу застосовують двоступеневе азотування. 3. Азотування здійснюють після механічної і термічної обробки. 4. Азотування широко застосовують в промисловості, в тому числі для деталей, що працюють при температурах до 500—600 °C (гільзи циліндрів, колінчасті вали, деталі паливної

апаратури двигунів і ін.); 5. Азотування застосовується для обробки болтів, тяг, вентилів, деталей приладів.

**АЛІТУВАННЯ** — дифузійне насичення поверхневого шару виробів зі сталі, чавуну і деяких інших сплавів алюмінієм на глибину 0,02—0,8 мм з метою підвищення жаростійкості: 1. Швидкість газового алітування в 4—5 раз більше, ніж алітування в порошкоподібних сумішах. 2. Газове алітування здійснюють в закритих ретортах. 3. Алітуванню піддають різноманітні деталі, що працюють при високих температурах.

**АЛОТРОПІЧНА МОДИФІКАЦІЯ** — різноманітні кристалічні форми однієї речовини: 1. При низьких температурах стабільна алотропічна модифікація Sn з решіткою алмазу  $Sp_{\alpha}$ , яка при нагріві змінюється модифікацією  $Sp_{\beta}$  з більш слабким металевим зв'язком; 2. Алотропічні модифікації речовини позначаються грецькими буквами  $\alpha, \beta, \gamma, \delta$  і т. д. 3. Перетворення однієї алотропічної модифікації металу в іншу відбувається при певній температурі і супроводжується поглинанням чи виділенням тепла.

**АЛОТРОПІЯ** — існування одного і того ж хімічного елемента у вигляді двох чи кількох простих речовин, різних за кристалічними формами і властивостями: 1. Окрім температурної алотропії деякі речовини змінюють свою кристалічну структуру при підвищенні тиску. 2. Явище алотропії досліджують термічним, магнітним і іншими методами. 3. Алотропія приводить до утворення молекул з різним числом атомів (наприклад, кисень  $O_2$  і озон  $O_3$ ) чи різних кристалічних форм (наприклад, вуглець утворює графіт і алмаз).

**АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ** — сплави на основі алюмінію: 1. Хімічний склад алюмінієвих сплавів, які обробляють тиском, визначається необхідністю отримання

оптимального комплексу механічних, фізичних і хімічних властивостей. 2. Алюмінієві сплави системи Al-Mg-Si зміцнюються термічною обробкою. 3. Алюмінієві жаростійкі сплави системи Al-Cu-Mn застосовують для виготовлення виробів, які тривалий час працюють при підвищених температурах. 4. Ливарні алюмінієві сплави системи Al-Si відрізняються високими ливарними властивостями і застосовуються для отримання вилівок всіма способами лиття.

**АЛЮМІНІЙ** — пластичний метал сріблясто-білого кольору, з малою густиною (2699 кг/м<sup>3</sup>) і низькою температурою плавлення (660 °C), стійкий проти корозії (символ Al): 1. Алюміній отримують електролізом розплаву глинозему в суміші з криолітом. 2. Технічний алюміній, що випускається у вигляді деформованого напівфабрикату (листи, профілі, прутки і ін.), маркується АД0 і АД1. 3. Прокатний і відпалений алюміній має високу пластичність ( $\delta = 35\%$ ) і невелику границю міцності ( $\sigma_s = 80 \text{ Мн/м}^2$ ). 4. Алюміній добре піддається обробці тиском, зварюється газовим, контактним і електродуговим способами зварювання, але погано оброблюється різанням. 5. Алюміній високої чистоти має понижено механічну міцність, він значно м'якший і пластичніший від технічного металу. 6. Алюміній і сплави алюмінію застосовують в електротехніці, як конструкційний матеріал в машинобудуванні, авіабудуванні, будівництві і в інших галузях народного господарства.

**АНІЗОТРОПІЯ** — неоднаковість властивостей матеріалу в різних напрямках: 1. Анізотропія властивостей у виробках після деформації залежить від хімічної і фізичної неоднорідності початкових зливків чи заготовок. 2. У чистих металів (Fe, Ni) магнітна анізотропія не спостерігається. 3. Використання анізотропії деяких металічних матеріалів скорочує витрати матеріалів і покращує якість конструкції.

**АНТИФРИКЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ** — матеріали, які мають низький коефіцієнт тертя і застосовуються для виготовлення деталей машин (підшипників, втулок і ін.), що працюють в умовах тертя ковзання: 1. До металевих антифрикційних матеріалів відносяться сірі чавуни, бронзи і бабіти. 2. Як антифрикційні матеріали на основі деревини використовують натуральну і пресовану деревину, а також деревинно-шаруваті пластики. 3. Антифрикційний матеріал повинен забезпечувати рівномірну змазку поверхонь що труться.

**АТОМ** — найменша частинка хімічного елементу, яка є носієм його властивостей і складається з позитивно зарядженого атомного ядра і негативно заряджених електронів: 1. Вільний атом є електрично нейтральною системою з сумарним зарядом протонів, врівноваженим сумарним зарядом електронів. 2. Маса атома практично співпадає з масою його ядра. 3. Атом підпорядковується законам квантової механіки,

а його енергія квантується, тобто приймає ряд дискретних значень, що відповідають стаціонарним станам атома. 4. В основному стані вільний атом, не пошкоджений зовнішнім впливом, може знаходитись необмежений час, в збудженому — кінцевий (обмежений) час.

**АУСТЕНІТ** — твердий розчин вуглецю і легуючих елементів в  $\gamma$ -залізі (символ А чи  $\gamma$ ); одна зі структурних складових залізовуглецевих сплавів: 1. Неперетворений аустеніт, що міститься в структурі загартованої сталі, називають залишковим аустенітом. 2. Аустеніт пластичний, але більш міцніший, ніж ферит. 3. Результатом вивчення ізотермічного перетворення аустеніту є діаграми, що відіграють важливу роль в теорії і практиці термічної обробки. 4. Хімічний склад аустеніту впливає на температурний інтервал проміжного перетворення. 5. В вуглецевих сталях і чавунах аустеніт стійкий вище температури 727 °С.

## Б

**БАБІТ** — антифрикційний сплав на основі олова чи свинцю з додатками сурьми, міді і інших елементів: 1. Бабіт відрізняється порівняно низькою температурою плавлення, високою пластичністю і хорошою припрацьовуваністю. 2. Розрізняють бабіти олов'яні, свинцево-сурм'яні і свинцеві. 3. Олов'яні бабіти застосовуються для виготовлення підшипників, експлуатованих при великих ударних навантаженнях. 4. Cu, Ni, Cd і інші елементи, які входять до складу свинцево-сурм'яних бабітів, підвищують міцність, твердість, ударну в'язкість і антикорозійні властивості цих сплавів.

**БЕЙНІТ** — структура сталі, яка складається з суміші перенасиченого вуглецем фериту і карбідів і утворюється в результаті проміжного перетворення. 1. В вуглецевих сталях бейніт утворюється під час ізотермічного гартування в результаті розпаду аустеніту в інтервалі температур проміжного перетворення 300—550 °С. 2. В деяких легованих сталях бейніт може бути отриманий при охолодженні на повітрі.

**БЕРИЛІЄВІ СПЛАВИ** — сплави на основі берилію: 1. З берилієвих сплавів виготовляють листи, прутки, різноманітні профілі і поковки; 2. Берилієві сплави знаходять застосування як конструкційні матеріали для літальних апаратів.

**БІЛИЙ ЧАВУН** — чавун з матово-білою поверхністю злому, в якому весь вуглець знаходиться в зв'язаному стані у вигляді карбиду заліза  $Fe_3C$ : 1. Структура білих чавунів залежить від їх хімічного складу; 2. Білий чавун погано піддається обробці різанням, тому виливки з нього піддають відпалу; 3. В металургійній промисловості білий чавун застосовують для виготовлення валиків і роликів прокатних станів.

**БЛИЗЬКИЙ ПОРЯДОК** — впорядкованість (на відстані, порівняно з міжатомними) в розташуванні сусідніх атомів чи молекул в аморфних твердих тілах і рідинах: 1. Близький порядок нестійкий: він то виникає, то зникає під дією теплових коливань; 2. Наявність ближнього порядку обумовлена взаємодією між частинками; 3. Поняття ближнього порядку важливе для теорії сплавів, де воно характеризує ступінь впорядкованості сплаву; 4. В феромагнетиках і антиферомагнетиках існують ближній порядок і дальній порядок в орієнтації магнітних моментів.

**БЛОКИ МОЗАЇКИ** — ділянки монокристалу чи зерен полікристалу, що відрізняються непорушною кристалічною решіткою і розорієнтовані на долі градуса. 1. Блоки мозаїки є наслідком недосконалості кристалічної структури, наявності дефектів в кристалах; 2. Дроблення блоків мозаїки при різноманітних процесах веде до зміни властивостей металів; 3. Від розмірів блоків мозаїки суттєво залежать фізичні і механічні властивості матеріалу.



**БОРУВАННЯ** — насичення поверхні виробів зі сталі і деяких інших металів бором для підвищення твердості, зносостійкості і корозійної стійкості; 1. Рідинне борування проводять при температурі  $850-1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  в розплавах різних солей з введенням в них компонентів, що містять бор; 2. Борування підвищує втомну міцність виробів з вуглецевих і деяких низьколегованих сталей на 50%; 3. Борування застосовують при виготовленні втулок насосів, штампів, прес-форм і ін.

**БРОНЗА** — сплав міді з різними хімічними елементами (оловом, алюмінієм, берилієм, кремнієм і ін.), за винятком цинку і нікелю: 1. Спеціальні бронзи в залежності від призначення і механічних властивостей за технологічними ознаками ділять на оброблювані тиском і ливарні; 2. Берилієва бронза відрізняється високою міцністю і пружністю; 3. З олов'яною і свинцевої бронзи виготовляють бронзові вкладки підшипників ковзання.

## В

**ВАКАНСІЇ** — дефекти кристалу, які представляють собою відсутність атома (іону) у вузлі кристалічної решітки; точкові дефекти кристалічної решітки: 1. Вакансії з'являються в кристалах при будь-якій

температурі вище абсолютного нуля в результаті теплових коливань атомів. 2. Вакансії утворюються в процесі дифузійного відпалу. 3. При гартуванні кристалів вакансії можуть об'єднуватися в пари чи



більш складні комплекси. 4. Вакансії впливають на фізичні властивості кристалів: понижують густину, викликають іонну провідність і т. д.

**ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН** — чавун, в якому графіт має кулясту форму: 1. Високі механічні властивості високоміцного чавуну забезпечуються завдяки кулястій формі графіту. 2. Високоміцний чавун нерідко піддають термічній обробці для підвищення механічних властивостей. 3. Застосування високоміцного чавуну дозволяє приблизно вдвічі знизити масу литих заготовок в порівнянні з масою тих же заготовок з сірого чавуну. 4. Високоміцний чавун отримують при модифікації сірих чавунів магнієм чи церієм.

**ВИСОКОЧАСТОТНЕ ГАРТУВАННЯ** — поверхнєве гартування сталі з застосуванням нагрівання струмами високої частоти: 1. Високочастотне гартування полягає в індукційному нагріванні поверхні виробу з подальшим охолодженням, у результаті чого суттєво підвищується твердість поверхневого шару. 2. Високочастотному гартуванню найчастіше піддають вуглецеві сталі з 0,3—0,6 % С, а також хромонікелеві і хромисті сталі.

**ВИТРИВАЛІСТЬ МАТЕРІАЛІВ** — те ж, що і втомна міцність.

**ВІДМАНШТЕТОВА СТРУКТУРА** — нерівноважна структура сталі, що складається з великих зерен перліту і орієнтованих виділень фериту чи цементиту: 1. Відманштетова структура утворюється при

прискореному охолодженні литої чи сильно перегрітої сталі. 2. Сталі з відманштетовою структурою відрізняються низькою ударною в'язкістю і підвищеною крихкістю.

**ВІДПАЛ** — термічна обробка матеріалу, яка полягає в нагріванні до певної температури, витримці при цій температурі і повільному охолодженні: 1. Відпал сплавів (частіше за все залізобуглецевих) здійснюється для отримання рівноважної (стійкої) структури. 2. При відпалі I роду не відбувається фазових перетворень. 3. Відпал прокатаних сталевих листів знижує їх твердість і покращує їх здатність до оброблювання різанням. 4. Графітизуючий відпал використовують при виготовленні виробів з ковкого чавуну, а також сталевих штамів і деяких видів підшипників.

**ВІДПАЛ I РОДУ** — те ж саме, що й низький відпал.

**ВІДПОЧИНОК** — зняття викривлень кристалічної решітки при нагріві деформованого металу: 1. Швидкість відпочинку максимальна в початковий момент, а потім безперервно зменшується. 2. При відпочинку твердість і міцність металу трохи знижується (на 20—30 %), а пластичність зростає. 3. Під час відпочинку деформованих металів при температурі нижче температури рекристалізації відбувається часткове відновлення фізичних і хімічних властивостей без помітних змін структури.

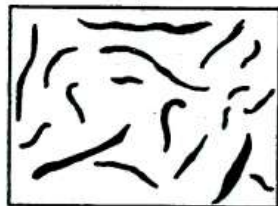
**ВІДПУСК** — нагрів загартованого сплаву нижче температури фазових перетворень: 1. Відпуск частіше за все є завершальною операцією термічної обробки. 2. Низький відпуск використовується для зняття гартувальних напружень у виробках, які повинні мати високу поверхнєву твердість. 3. Після середнього відпуску сталь має високу пружність, достатню міцність і прийнятну в'язкість; 4. Деталі піддають відпуску для отримання необхідного комплексу механічних властивостей.

**ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ** — зниження ударної в'язкості легованої сталі після відпуску: 1. Природа відпускної крихкості пов'язана з процесами, що відбуваються на межах зерен, субзерен. 2. Леговані низьковуглецеві сталі мають схильність до відпускної крихкості, особливо при наявності фосфору.

**ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ І РОДУ** — зниження ударної в'язкості легованої сталі при температурі відпуску близько 300 °С: 1. Відпуску крихкість І роду ліквідують повторним відпуском при більш високій температурі. 2. Відпускна крихкість І роду не залежить від хімічного складу сталі і швидкості охолодження після відпуску.

**ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ ІІ РОДУ** — зниження ударної в'язкості легованої сталі при відпуску в інтервалі температур 400—600 °С; 1. Характерна особливість відпускної крихкості ІІ роду в тому, що вона проявляється в результаті повільного охолодження після відпуску. 2. Схильність до відпускної крихкості ІІ роду виникає при легуванні сталі карбідотвірними елементами (марганцем, хромом) і при наявності в ній більш ніж 0,01% Р. 3. Відпуску крихкість ІІ роду можна ліквідувати шляхом легування сталі молібденом чи вольфрамом, а також прискореним охолодженням після відпуску.

**ВКЛЮЧЕННЯ ГРАФІТУ** — частинки графіту різної форми (пластинчасті,



пластівчасті, кулясті) в структурі залізо-вуглецевих сплавів: 1. Включення графіту це є полікристали, що виростили з одного центру. 2. Включення графіту формуються з рідкого розчину при затвердінні чавуну чи при спеціальній термічній обробці затверділого чавуну. 3. Дрібні пластівчасті включення графіту підвищують антифрикційні властивості графітізованих сталей.

**ВТОМА** — процес поступового накопичення пошкоджень і руйнування матеріалів під дією багаторазово прикладених навантажень: 1. При термічній втомі одночасно відбуваються зміцнювальні і розміцнювальні процеси. 2. Опір втоми характеризується границею витривалості. 3. При виготовленні нерознімних конструкцій дуже важливо враховувати втому зварних з'єднань. 4. Втома металу виникає в результаті впливу тривалого змінного навантаження.

**ВТОМНА МІЦНІСТЬ** — здатність матеріалів і конструкцій чинити опір дії повторним (циклічним) навантаженням (здатність чинити опір втомі): 1. Втомну міцність визначають з метою вивчення поведінки металу чи конструкції при повторно-змінних навантаженнях. 2. Границя втомної міцності — максимальне напруження, при якому метал не руйнується від втоми при заданому числі циклів. 3. Втомна міцність суттєво залежить від корозійного впливу навколишнього середовища.

**ВТОРИННА КРИСТАЛІЗАЦІЯ** — фазові перетворення в твердому стані при охолодженні сплавів: 1. На явищі вторинної кристалізації базується здатність сталі піддаватися зміцнювальній термічній обробці.

## Г

**ГАЗОВЕ ЦІАНУВАННЯ** — дифузійне насичення поверхні сталевих деталей одночасно вуглецем і азотом в газовому середовищі: 1. Газове ціанування здійснюють в суміші світільного газу і аміаку. 2. В результаті газового ціанування підвищується поверхнева твердість, зносостійкість і витривалість сталі.

**ГАЗОВІ РАКОВИНИ** — порожнини (пустоти) у виливках чи зливках, що виникають при твердінні металу і заповненні газом, що виділяється з нього: 1. Газові раковини розміром менше 2—3 мм, розташовані рівномірно по всій виливці, утворюють пористість. 2. Утворення газових раковин обумовлене виділенням розчинених газів з металу при його застиганні, реакціями розкислення, занадто високою вологістю і недостатньою газопроникністю формувальної суміші.

**ГАРТУВАННЯ** — термічна обробка матеріалів, яка полягає в нагріві до певної температури з подальшим різким охолодженням з метою отримання нерівноважної структури: 1. Гартування приводить до отримання нестабільних (метастабільних) структур. 2. Гартування вуглецевої сталі переважно проводиться в воді, а гартування легованої сталі — в масилі. 3. Гартуванням скла називається нагрівання його вище температури склування з подальшим швидким охолодженням (в масилі чи потоком повітря). 4. Гартування чавуну в залежності від його хімічного складу, розмірів і форми виливків можна проводити в воді, масилі, на повітрі або в гарячих середовищах. 5. Гартування вуглецевої сталі приводить до отримання структури мартенситу.

**ГЕТЕРОГЕННА СТРУКТУРА** — неодно-



рідна структура, певні частинки якої розрізняються за фізичними і хімічними властивостями і відділені одні від одних поверхнею розділу: 1. Поняття гетерогенної структури включає в себе макро- і мікронеоднорідність в розподіленні елементів структури. 2. Термічна обробка сплаву може призвести до виникнення гетерогенної структури. 3. Матеріали з гетерогенною структурою широко використовують в техніці. 4. Керуючи гетерогенною структурою, створюючи необхідну неоднорідність, можна отримувати матеріали зі заданими властивостями, наприклад, композиційні матеріали, в яких використовуються кращі властивості компонентів.

**ГІСТЕРЕЗИС** — різна реакція фізичного тіла на деякі внутрішні впливи в залежності від того, чи піддавалось це тіло раніше тим же впливам чи піддається їм вперше: 1. Причина пружного гістерезису полягає в появі у більш слабких зернах кристалу місцевої пластичної деформації. 2. Діелектричний гістерезис пов'язаний з тим, що електроізоляційні речовини володіють спонтанною поляризацією і доменною структурою. 3. В техніці велике значення мають матеріали, наприклад, хромисті сталі, що наділені великою петлею пружного гістерезису.

**ГОЛЧАСТИЙ ТРООСТИТ** — те саме, що й бейніт.



**ГОМОГЕНІЗАЦІЯ** — вирівнювання хімічного складу металу за об'ємом зливка, виливки, деталі, зерна: 1. Гомогенізація заснована на дифузії хімічних елементів в твердому стані. 2. Фасонні виливки після гомогенізації піддають повному відпалу чи нормалізації, щоб подрібнити зерно і покращити властивості металу.

**ГРАНИЦЯ ВТОМИ (ВИТРИВАЛОСТІ)** — найбільше напруження, яке може витримати метал без руйнування під дією циклічного навантаження (символ  $\sigma_{-1}$ ): 1. Деякі кольорові метали не мають явно вираженої границі витривалості і для них встановлюють умовну границю витривалості. 2. Підвищенню границі витривалості сприяють деякі види обробки (поверхневий наклеп, азотування і т. п.). 3. Границя витривалості під впливом корозії знижується.

**ГРАНИЦЯ МІЦНОСТІ** — відношення найбільшої сили, яку взірець витримує без руйнування, до площі поперечного перерізу  $\sigma_b$ : 1. Границя міцності матеріалу визначається в результаті статичного випробування на розтяг. 2. Величина границі міцності деяких металів складає 25 кг/мм<sup>2</sup> (в заліза), 20 кг/мм<sup>2</sup> (в міді), 9 кг/мм<sup>2</sup> (в алюмінію).

**ГРАНИЦЯ ПРОПОРЦІЙНОСТІ** (символ  $\sigma_{пл}$ ) — найбільше напруження, при деформації, при якому деформація ще залишається пропорційною напруженню (виконується закон Гука).

**ГРАНИЦЯ ПРУЖНОСТІ** — напруження, при якому залишкова деформація досягає деякої величини від першопочаткової довжини взірця (наприклад, до 0,002%): 1. Підвищення границі пружності досягається легуванням і мікролегуванням. 2. Границя пружності в крихких матеріалах співпадає з границею міцності, тобто з навантаженням, при якому відбувається руйнування. 3. В пластичних матеріалах границя пружності лежить значно нижче границі міцності.

**ГРАНИЦЯ ТЕКУЧОСТІ** — значення напружень, при яких в тілі вперше виникають пластичні (залишкові) деформації (символ при розтягу  $\sigma_{0,2}$ ): 1. Границя текучості не є константою матеріалу. 2. Для чистих металів вводять фізичну границю текучості, яка визначається напруженнями, при яких відбувається деформація без зростання навантаження (символ  $\sigma_T$ ).

**ГРАНИЦЯ ТРИВАЛОЇ МІЦНОСТІ** — напруження, яке викликає руйнування взірця в заданий період (наприклад, 1000 годин) при певній температурі (символ  $\sigma'_{1000}$ ;  $\sigma'_{1000}$  кг/мм<sup>2</sup>): 1. Границя тривалої міцності характеризує опір металу руйнуванню при високих температурах. 2. Визначення границі тривалої міцності необхідне для оцінки жароміцного сплаву.

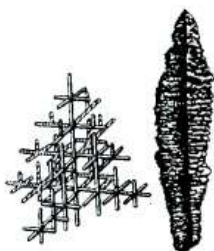
**ГРАФІТИЗАЦІЯ** — утворення (виділення) частинки графіту в структурі залізних, нікелевих і інших металевих сплавів: 1. Процес графітизації протікає тим повніше, чим більше в чавуні кремнію. 2. Марганець перешкоджає процесу графітизації. 3. Процес графітизації використовують для отримання ковкого чавуну.

**ГРАФІТИЗОВАНА СТАЛЬ** — сталь, в структурі якої присутній графіт: 1. У складі графітизованої сталі міститься підвищена кількість вуглецю і кремнію. 2. Графітизована сталь застосовується для виготовлення штампів, підшипників, колінчастих валів і інших деталей машин.

**ГУСТИНА** — фізична величина, яка чисельно дорівнює масі одиниці об'єму тіла: 1. Найбільшу густину (22500 кг/м<sup>3</sup>) має Ос. 2. Густина, як правило, зменшується з ростом температури (внаслідок теплового розширення тіл) і збільшується з підвищенням тиску. 3. В Міжнародній системі одиниць (SI) густина виражається в кг/м<sup>3</sup>.

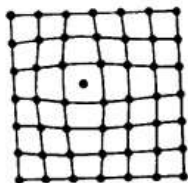
## Д

**ДЕНДРИТИ** — кристали деревоподібної (галузкової) форми: 1. Дендрити утворюються з розплавів, парів чи розчинів в процесі повільної кристалізації речовини. 2. Обов'язковою умовою росту дендритів є переохолодження середовища. 3. При сприятливих умовах кристалізації можуть утворитися великі дендрити.



**ДЕНДРИТНА ЛІКВАЦІЯ** — те ж саме, що і внутрішньокристалічна ліквіація.

**ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ РЕШІТКИ МЕТАЛІВ** — порушення правильного періодичного розміщення атомів (іонів) в вузлах кристалічної решітки металів:



1. Дефекти кристалічної решітки металів поділяються на точкові, лінійні і поверхневі;
2. До точкових дефектів кристалічної решітки металів відносять вакансії і дислоковані атоми.
3. Лінійні дефекти кристалічної решітки металів мають малі розміри

в двох вимірах, а в третьому — співрозмірні з розміром кристалу.

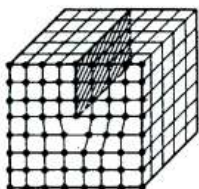
**ДЕФЕКТИ МЕТАЛІВ** — порушення кристалічної структури металів; відхилення від передбаченої технічними умовами якості металів за хімічним складом, структурою, суцільністю, станом поверхні, механічними і іншими властивостями: 1. Деякі дефекти металів можна частково чи повністю ліквідувати на наступних стадіях виробництва. 2. Виявленням грубих дефектів металів займається дефектоскопія. 3. Одним з методів виявлення дефектів металів, що застосовують до сталевих виробів є магнітна дефектоскопія.

**ДЕФЕКТΟΣКОПІЯ** — неруйнівний контроль якості матеріалів, напівфабрикатів і виробів фізичними методами: 1. Рентгівська дефектоскопія дозволяє помічати внутрішні дефекти — раковини, пори і т. п. 2. За допомогою ультразвукової дефектоскопії, крім визначення макро- і мікродефектів, в металевих тілах вимірюють глибину загартованого шару, визначають внутрішні напруження, густину металу і т. п. 3. Чутливість методу магнітної дефектоскопії залежить від магнітних характеристик матеріалів, режимів намагнічування виробів і ін. 4. Капілярна дефектоскопія дозволяє помітити неозброєним оком тонкі поверхневі тріщини і інші порушення суцільності матеріалу, що утворюються при виготовленні і експлуатації деталей машин; 5. Дефектоскопія дає можливість підвищувати надійність і довговічність матеріалів, добиватися більшого економічного ефекту при їх виробництві і експлуатації.

**ДЕФОРМАЦІЯ** — зміна форми чи розмірів тіла під дією внутрішніх сил, при нагріванні,

охлажденні і інших впливах, що викликають зміну відносного положення частинок тіла: 1. Деформація ковзанням відбувається по площинах і напрямках з найбільшою густиною атомів. 2. Чим більша ступінь деформації, тим сильніше змінюються властивості металу. 3. Пружна деформація пов'язана зі зміною відстані між атомами під дією зовнішніх сил.

**ДИСЛОКАЦІЯ** — лінійна недосконалість будови кристалічної решітки, котра в двох вимірах має розміри порядку атомних, а в третьому — великий розмір: 1. Під



дією дотичних напружень дислокації можуть рухатись, викликаючи пластичну деформацію кристалу. 2. Позитивні і негативні дислокації, наближаючись, знищують одна одну. 3. Дислокації стають місцем концентрації атомів домішок, що зменшує викривлення решітки. 4. В напівпровідниках дислокації знижують електроопір. 5. Збільшення числа дислокацій в металевих матеріалах може приводити до підвищення їх міцності.

**ДИСПЕРСНА СТРУКТУРА** — структура речовини, що включає в себе найдрібніші частинки однієї чи кількох фаз (чим дрібніші частинки, тим вища дисперсність структури): 1. Сплави з дисперсною структурою мають підвищені значення твердості і міцності. 2. Дисперсні структури термодинамічно нестійкі, в них може спонтанно відбуватись збільшення частинок. 3. Структурутворенням і механічними властивостями дисперсної структури керують, змінюючи умови коагуляції, зростання або спікання частинок.

**ДИFUЗІЙНА МЕТАЛІЗАЦІЯ** — насичення поверхневих шарів металевих виробів іншими металами шляхом їх дифузії при високій температурі: 1. Серед методів дифузійної металізації найбільше розповсюдження отримали алітування, борування, силіціювання і хромування; 2. Дифузійну металізацію застосовують для підвищення зносостійкості, опору корозії, а також в декоративних цілях.

**ДИFUЗІЙНИЙ ВІДПАЛ** — термічна обробка сплавів з метою усунення ліквіації, що полягає у нагріві і тривалій витримці виливків чи зливків при високій температурі: 1. Дифузійний відпал ведуть при високій температурі, тривалість витримки складає 8—20 год. 2. Фасонні сталеві виливки після дифузійного відпалу піддають повному відпалу чи нормалізації для подрібнення зерна і покращення властивостей металу.

**ДИFUЗІЙНИЙ ШАР** — поверхневий шар металу, в якому відбувається зміна складу при хімічно-термічній обробці: 1. Якісний дифузійний шар отримується в результаті точного дотримання хіміко-термічної обробки. 2. Склад, глибина і властивості дифузійного шару залежать від температури і тривалості процесу. 3. Дифузійний шар оберігає поверхню металу від корозії, підвищує опір зношення і границю витривалості.

**ДИFUЗІЯ** — теплове переміщення іонів, атомів, молекул речовини в напрямку вирівнювання їх концентрації; в кристалічній речовині — переміщення атомів на віддалі, що перевищують міжатомні: 1. В основі процесу дифузії в кристалах лежить атомний механізм, при якому кожен атом здійснює ряд стрибків між різними положеннями в решітці. 2. В металах дифузія переважно здійснюється за вакансійним механізмом. 3. Кількісно процес дифузії характеризується коефіцієнтом

дифузії. 4. Явище дифузії в ізотермічних умовах широко використовується в численних технологічних процесах — азотуванні, цементації і ін.

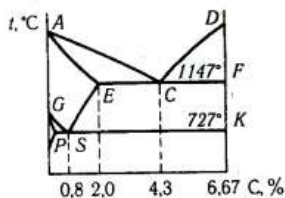
**ДІАГРАМА СТАНУ (СПЛАВІВ)** — графічна залежність між фазовим складом сплавів, температурою і концентрацією компонентів при кристалізації і подальшому охолодженні:



1. Діаграма стану показує фазовий склад сплавів в рівноважних умовах. 2. Вигляд діаграми стану подвійних сплавів визначається характером взаємодії компонентів в твердому стані. 3. За допомогою діаграми стану визначають температуру плавлення сплавів, вибирають температури обробки тиском, встановлюють режими термічної обробки сплавів. 4. Діаграми стану використовують при створенні сплавів з заданими властивостями.

**ДІАГРАМА СТАНУ ЗАЛІЗО-ВУГЛЕЦЬ** — діаграма, яка описує фазовий рівноважний стан залізобуглецевих сплавів в залежності від складу і температури: 1. За діаграмою стану залізо-вуглець роблять висновки про фазовий склад і структуру повільно охолоджених сплавів, а також про можливість зміни мікроструктури в результаті

термічної обробки; 2. Діаграму стану залізо-вуглець використовують при розробці режимів термообробки сталі і чавунів.



**ДОЕВТЕКТОЇДНА СТАЛЬ** — вуглецева чи низьколегована сталь, що містить менш ніж 0,8% вуглецю: 1. Доевтектоїдні сталі в рівноважному стані (після відпалу) мають структуру фериту і перліту. 2. Доевтектоїдна сталь за своїм значенням є конструкційною, оскільки з неї виготовляють різноманітні деталі машин, конструкцій і т. д. 3. Прикладом доевтектоїдних сталей можуть бути пружинні сталі, котрі містять 0,5—0,7% вуглецю.

**ДУРАЛЮМІН** — сплав алюмінію з 2,2—5,2% Cu, 0,2—2,7% Mg і 0,2—1,0% Mn: 1. Підвищення міцності дуралюмінію досягається шляхом термічної обробки, що складається з гартування і старіння. 2. Дуралюмін є широко застосовуваним матеріалом. 3. Дуралюміни випускають у вигляді листів, труб, пресованих і катаних профілів. 4. Для захисту від корозії дуралюмінію у вигляді листів піддають плакуванню, а у вигляді труб — анодній поляризації; 5. Дуралюмін застосовується в транспортному і авіаційно-машинобудуванні.

## Е

**ЕВТЕКТОЇДНА СТАЛЬ** — сталь, рівноважна структура якої складається з перліту: 1. Евтектоїдна сталь частіше за все застосовується для виготовлення різного

інструменту: ріжучого, ударного, штампового. 2. У вуглецевій евтектоїдній сталі вміст вуглецю складає 0,8%.

**ЕЛЕКТРОПРОВІДНІСТЬ** — властивість матеріалу проводити електричний струм під дією незмінного в часі електричного поля; 1. Електропровідність дорівнює добутку заряду носіїв струму на їх концентрацію і рухливість. 2. В діелектриках спостерігається іонна, електронна і змішана електропровідність.

**ЕЛЕКТРОХІМІЧНА КОРОЗІЯ** — руйнування металів у водних розчинах електролітів: 1. Електрохімічна корозія визначається тими ж процесами, що й робота гальванічних елементів. 2. Розповсюдженням типом електрохімічної корозії є ржавіння деталей і конструкцій у вологому повітрі, трубопроводів в землі і т. п.

## Ж

**ЖАРОМІЦНА СТАЛЬ** — сталь, здатна чинити опір деформації і руйнуванню при високих температурах: 1. Кращими жароміцними сталями є сталі аустенітного класу, леговані хромом і нікелем. 2. З жароміцних сталей виготовляють деталі, що працюють при підвищених температурах: клапани двигунів внутрішнього згорання, лопатки турбін, деталі кріплення і т. д.

**ЖАРОМІЦНІСТЬ** — здатність матеріалів (переважно металевих сплавів) при високих температурах витримувати без руйнування механічні навантаження: 1. Підвищення жароміцності може бути досягнуте застосуванням сплавів на основі металів з високою температурою плавлення. 2. Висока жароміцність сплаву забезпечується стабільною структурою, уповільненням дифузійних процесів і рекристалізації. 3. Жароміцність сплаву характеризується опором повзучості.

**ЖАРОСТІЙКА СТАЛЬ** — сталь, стійка проти окислення при високій температурі. Вироби з жаростійкої сталі працюють при високих температурах в навантаженому або слабонавантаженому стані.

**ЖАРОСТІЙКІСТЬ** — здатність металів і сплавів чинити опір окисленню при високих температурах: 1. Жаростійкість сплавів в окисленому середовищі обумовлюється властивостями утвореної на поверхні окалини, яка тормозить дифузію газів всередину сплаву і тим самим заважає розвитку корозії. 2. Для підвищення жароміцності сплавів їх додатково легують алюмінієм і кремнієм. 3. Високою жаростійкістю володіють жароміцні сталі, які застосовуються при виготовленні клапанів двигунів внутрішнього згорання. 4. Жаростійкість поряд з жароміцністю є основним критерієм придатності матеріалу для експлуатації при високих температурах.

## З

**ЗАГАРТОВУВАНІСТЬ** — здатність сталі набувати в результаті гартування максимальної твердості: 1. Загартуваність залежить головним чином від вмісту вуглецю в сталі. 2. Загартуваність легованої сталі залежить від повноти розчинення в аустеніті карбідів, нітрідів і деяких інших сполук.

**ЗАЕВТЕКТОЇДНА СТАЛЬ** — вуглецева і легвана сталь, що містить більше 0,8% С: 1. Заевтектоїдна сталь має високу твердість і низьку пластичність. 2. У рівноважному стані (після відпалу) структура заевтектоїдної сталі складається з перліту і цементиту.

**ЗАЛІЗО** — блискучий сріблясто-білий метал з температурою плавлення 1539 °С і густиною 7874 кг/м<sup>3</sup> (символ Fe): 1. Залізо добре розчиняється в розбавлених кислотах і практично не розчиняється в лугах; 2. На долю сплавів заліза приходиться приблизно 95% всієї металургійної продукції.

**ЗАРОДКИ КРИСТАЛІВ** — групи атомів або нерозчинні в розплаві частинки, навколо яких при переохолодженні виростають кристали: 1. При охолодженні сплаву процес кристалізації починається з появи зародків кристалів. 2. Число зародків кристалів (або центрів кристалізації) залежить від ступеня переохолодження розплаву нижче температури кристалізації.

**ЗЕМЛЯНІ РАКОВИНИ** — порожнини (пустоти) у виливках, які виникають через місцеве руйнування форми при збиранні, недостатню міцність формувальної і стрижневої сумішей, а також неправильної конструкції ливничкової системи. Земляним раковинам запобігають ретельним виготовленням і збиранням форми, а також застосуванням сумішей високої якості.

**ЗЕРНИСТІСТЬ** — характеристика розміру і однорідності абразивних зерен: 1. Зернистість шліфувальних кругів характеризується розміром зерен і позначається відповідним номером. 2. За зернистістю абразивний матеріал поділяється на шліфзерно, шліф-порошки, мікропорошки.

**ЗЕРНО (КРИСТАЛІЧНЕ)** — кристал певної форми в металічному матеріалі: 1. Спадкове зерно свідчить про схильність зерен аустеніту до росту при нагріванні сталі. 2. Дійсне зерно в сталі характеризується його фактичним розміром після термічної обробки. 3. Розмір зерна аустеніту впливає на прогартовуваність сталі.

**ЗЛОМ** — поверхня, яка утворюється після руйнування взірця чи виробу: 1. В'язкі волокнисті зломи свідчать про значну пластичну деформацію металу перед руйнуванням. 2. Крихкий злом часто дозволяє виявити величину зерна аустеніту при останньому нагріві сталі. 3. Аналіз злому відіграє важливу роль при встановленні причин поломок деталей.

**ЗНЕВУГЛЕЦЮВАННЯ** — зменшення вмісту вуглецю на поверхні сталевих деталей при нагріві в окислювальному або водневому середовищі: 1. Зневуглицювання може бути ліквідовано при нагріванні в печах з захисною атмосферою або в вакуумі. 2. Сталь охороняють від зневуглицювання відпалом в захисному середовищі сухого конвертованого аміаку. 3. При зневуглицюванні сталі в структурі поверхневого шару деталей збільшується кількість фериту, що викликає пониження твердості і міцності.

**ЗНОСОСТІЙКІСТЬ** — опір матеріалів, деталей машин і інших поверхонь тертя зношенню: 1. Графітізована сталь відрізняється високою зносостійкістю в умовах стирання при великих тисках. 2. Для збільшення зносостійкості широко застосовують різні види поверхневого зміцнення. 3. Зносостійкість сталі залежить від її хімічного складу, структури, термічної обробки і твердості структурних складових. 4. Присутність графіту в значній мірі підвищує зносостійкість чавуну.

**ЗОНАЛЬНА ЛІКВАЦІЯ** — хімічна неоднорідність по об'єму зливка, виливки, деталі чи зварного шва: 1. Зональна ліквіація по перерізу зливка буває прямою і рідше зворотною; 2. Зональна ліквіація чітко спостерігається в сплавах, схильних до утворення зони трансекристалізації. 3. Для послаблення зональної ліквіації застосовують високі швидкості охолодження, обмежують розміри зливоків.

## I

**ІЗОТЕРМІЧНЕ ГАРТУВАННЯ** — гартування, яке полягає в різкому охолодженні сталі до температури 300—400 °С і подальшій тривалій витримці при цій температурі: 1. При ізотермічному гартуванні сталь нагрівають до температури аустенізації, швидко охолоджують до температури, трохи більшої за температуру початку мартенситного перетворення, витримують при цій температурі до повного розпаду аустеніту з будь-якою швидкістю. 2. Сталь при ізотермічному гартуванні охолоджують переважно в розплавлених солях і лугах, рідше — в розплавленому свинці. 3. Застосування ізотермічного гартування підвищує конструкційну міцність багатьох середньовуглецевих сталей, знижує жолоблення, сприяє ліквідації гартувальних тріщин, отриманню світлої поверхні; 4. Ізотермічне гартування, на відміну від інших способів гартування сталі, приводить до отримання структури бейніту (голчастого трооститу).

**ІЗОТЕРМІЧНИЙ ВІДПАЛ** — відпал металів (сталі і чавуну), який базується на нагріванні металу до структури аустеніту, швидкому охолодженні до 600—700 °С, витримці до закінчення розпаду аустеніту, а згодом охолодженні на повітрі: 1. Ізотермічний відпал здійснюють в основному для скорочення тривалості процесу відпалу. 2. Ізотермічний відпал особливо ефективний для високо- і складнолегованих сталей. 3. Щоб встановити, коли ізотермічний відпал краще віддалу з неперервним охолодженням, аналізують діаграму ізотермічного перетворення аустеніту з урахуванням можливостей термічного устаткування. 4. Ізотермічний відпал проводять в печах з системою автоматичного регулювання температури.

**ІЗОТРОПІЯ** — однаковість фізичних і механічних властивостей тіла (середовища)

у всіх напрямках: 1. Ізотропія обумовлюється однаковим розташуванням і однаковою щільністю упаковки атомів у всіх площинах і напрямках; 2. За ізотропією окремих властивостей не можна робити висновки про ізотропію всіх властивостей матеріалу; 3. Ізотропія конструкційних матеріалів у багатьох випадках є бажаною, а часто і обов'язковою властивістю, наприклад, коли напружений стан матеріалу в умовах експлуатації невідомий чи змінюється з плином часу.

**ІНВАРНІ СПЛАВИ** — залізонікелеві сплави з низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення: 1. Інварні сплави з високим вмістом хрому мають хороші антикорозійні властивості. 2. Фізичні і механічні властивості інварних сплавів можна змінювати шляхом наклепу. 3. Інварні сплави використовують при виготовленні точних приладів і деталей до них.

**ІНСТРУМЕНТАЛЬНА СТАЛЬ** — вуглецева і легована сталь з високою твердістю, міцністю, зносостійкістю, яка використовується для виготовлення різального, штампового і вимірювального інструменту: 1. Переважно інструментальні сталі за насиченістю вуглецем є заевтектоїдними, тобто містять більш ніж 0,8% С, але в інструментальній сталі може бути і менше ніж 0,8% С, наприклад, в сталі для гарячих штамів. 2. Термічна обробка інструментальної сталі для різального і вимірювального інструменту повинна забезпечити структуру мартенситу і карбідів. 3. Інструментальні сталі, леговані хромом і марганцем, мають більш високу загартуваність і прогартуваність, ніж вуглецеві.

**ІНТЕРКРИСТАЛІТНА КОРОЗІЯ** — те ж саме, що й міжкристалітна корозія.

## К

**КАРБІДНА ЛІКВАЦІЯ** — неоднорідність розподілення карбідів у високовуглецевій легованій сталі: 1. Карбідна ліквіація погіршує властивості швидкорізальних сталей. 2. Для усунення карбідної ліквіації іноді використовують повторне кування сталі.

**КАРБІДИ** — сполуки вуглецю з металами і деякими неметалами: 1. Карбіди отримують нагрівом окислів металів чи металотидів з вуглецем. 2. Cr, W і інші елементи, що вводяться в сталі як легуючі присадки, утворюють в них карбіди, причому деякі з цих елементів утворюють кілька карбідів. 3. За характером хімічного зв'язку і фізико-хімічними властивостями розрізняють карбіди солеподібні, ковалентні і метало-подібні. 4. У сильно деформованій швидкорізальній сталі евтектичні і вторинні карбіди розподілені рівномірно в основній матриці. 5. Послідовність розчинення карбідів в аустеніті визначається їх стійкістю. 6. Карбіди застосовуються як матеріал для чохлів металевих термодар занурення, нагрівачів високотемпературних електричних печей, випаровувачів, катодів потужних генераторних пристроїв і т. д.

**КАРБЮРИЗАТОР** — середовище, що містить вуглець (тверде, рідке, газоподібне), здатне при певних умовах насичувати вуглецем сталеві деталі: 1. Як твердий карбюратор в заводських умовах використовують суміш деревного вугілля з вуглекислими солями. 2. При газовій цементації деталі розміщують в спеціальні камери-муфелі, в які вводиться газовий карбюратор. 3. Вуглекислі солі, що входять до складу карбюратора, прискорюють процес дифузії. 4. Як газовий карбюратор частіше за все використовують спеціально

приготовлений газ, що містить в певному відношенні граничні вуглеводи і деяку кількість окису вуглецю.

**КОАГУЛЯЦІЯ** — укрупнення частинок в дисперсних системах: 1. Коагуляція наближає структуру сплаву до рівноважної. 2. Коагуляція розповсюджена в природних і застосовуваних в техніці дисперсних системах. 3. Швидкість коагуляції визначається добутком 2-х величин, одна з яких характеризує частоту «співударів» частинок, а інша — можливість їх злипання при зближенні. 4. Коагуляція використовується при виготовленні багатьох неорганічних матеріалів, в процесах фарбування тканин і шкіри, при очищенні води, проклеюванні паперу і т. д.

**КОБАЛЬТОВІ СПЛАВИ** — сплави на основі кобальту з домішками хрому, нікелю, молібдену, вольфраму і інших елементів: 1. Кобальтові сплави відрізняються малим коефіцієнтом термічного розширення ( $15,9—16,5 \cdot 10^{-6}$  град.<sup>-1</sup> в інтервалі температур 20—870 °С, жаростійкістю, високою корозійною стійкістю і особливими магнітними властивостями. 2. Найбільше застосування знайшли кобальтові сплави з важкими металами — залізом, хромом, нікелем, молібденом, вольфрамом і ін. 3. Кобальтові сплави, що містять до 50 % Со, застосовують для виготовлення деталей, які експлуатують при високій температурі, наприклад, лопаток турбореактивних двигунів.

**КОВКИЙ ЧАВУН** — сірий чавун підвищеної пластичності, в якому графіт має форму пластинок: 1. Металевою основою ковкого чавуну можуть бути ферит (феритний ковкий чавун), перліт (перлітний



ковкий чавун) чи ферито-перліт (ферито-перлітний ковкий чавун). 2. Ковкий чавун може оброблятися різанням. 3. З ковкого чавуну виготовляють колінчасті і розподільні вали, поршні дизельних двигунів, коромисла клапанів, деталі зчеплення і інші вироби.

**КОГЕРЕНТНІСТЬ** — узгодженість (близькість орієнтування) кристалічних решіток на межі двох фаз: 1. Якщо між кристалами двох фаз є когерентність, то обидві фази називаються когерентними. 2. При наявності когерентності кристалів ріст нової фази відбувається з дуже великою швидкістю; 3. На межі фаз мартенсит—аустеніт при зростанні мартенситної пластини виникають напруження, які швидко руйнують когерентність кристалічних решіток.

**КОЕРЦИТИВНА СИЛА** — напруженість магнітного поля, необхідна для того, щоб звести залишкову намагніченість в феромагнетиках до нуля (символ  $H_c$ , одиниця виміру — А/м): 1. Чим більша величина коерцитивної сили, тим більша магнітна енергія зразка. 2. Низьку коерцитивну силу повинні мають ферити, призначені для перемикання пристроїв. 3. Практично в литих магнітних сплавах отримана коерцитивна сила порядку 145 кА/м. 4. Коерцитивна сила в значній мірі залежить від структури матеріалу і розмірів взірця; 5. Для зменшення коерцитивної сили заліза звичайно використовують відпал у середовищі водню при температурі близькій до 1000 °С.

**КОЕФІЦІЄНТ ДИФУЗІЇ** — кількість речовини, що дифундує (проходить) через одиницю площі (1 см<sup>2</sup>) за одиницю часу (1 с) при перепаді концентрації, що дорівнює одиниці: 1. Температурна залежність коефіцієнту дифузії підпорядковується експоненціальному закону. 2. Для визначення коефіцієнту дифузії необхідно мати значення величин передекспоненціального

множника і енергії активації; 3. Коефіцієнт дифузії і характер його температурної залежності визначаються механізмом елементарного переміщення дифундувальних атомів.

**КОНСТРУКЦІЙНА СТАЛЬ** — вуглецева або легована сталь, призначена для виготовлення деталей машин і будівельних конструкцій: 1. Конструкційна сталь є доєвтектійною, тобто містить менше ніж 0,8% С. 2. Більшість легувальних елементів збільшують прогартування і підвищують механічні властивості конструкційної сталі. 3. Назва конструкційної сталі може відображати її призначення (котельна, клапанна, ресорно-пружинна, суднобудівна і ін.).

**КОРОЗИЙНОСТІЙКА СТАЛЬ** — те ж саме, що й нержавіюча сталь.

**КОРОЗИЯ** — процес руйнування металів і сплавів під дією навколишнього середовища: 1. За механізмом корозійного процесу розрізняють хімічну і електрохімічну корозію. 2. Стійкість до корозії високолегованої сталі залежить не тільки від хімічного складу сталі, але й від її мікроструктури. 3. Корозія під напруженням виникає при умові одночасної взаємодії певних агресивних середовищ і статичних напружень розтягу. 4. Місцева корозія буває у вигляді плям (наприклад, корозія латуні в морській воді) чи у вигляді точок (наприклад, корозія аустенітної хромо-нікелевої нержавіючої сталі в морській воді).

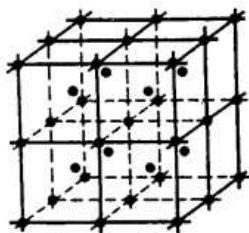
**КРИСТАЛИ** — тверді тіла зі строго закономірним розташуванням атомів, іонів чи молекул, що утворюють кристалічну решітку: 1. В залежності від типу зв'язку, що діє в кристалічній решітці, розрізняють кристали іонні, атомні, молекулярні і металеві. 2. Кристали є анізотропними тілами. 3. Специфічність структури

кристалів обумовлює особливості їх механічних, електричних, магнітних і інших властивостей. 4. Кристали утворюються з газової фази, розплавів, перенасичених розчинів, а також внаслідок розпаду твердих розчинів і поліморфних перетворень.

**КРИСТАЛІЗАЦІЯ** — перехід з рідкого чи газоподібного стану в твердий з утворенням кристалічної структури: 1. Кристалізація починається при охолодженні рідкого сплаву нижче рівноважної температури і супроводжується виділенням прихованої теплоти. 2. Розмір зерен при кристалізації сплавів залежить від співвідношення кількості центрів кристалізації і швидкості їх зростання. 3. В реальних умовах на процес кристалізації впливають домішки.

**КРИСТАЛІТИ** — те ж саме, що й зерно (кристалічне).

**КРИСТАЛІЧНА РЕШІТКА** — геометрично правильне закономірне розташування атомів (іонів, молекул) твердої речовини в просторі: 1. Розміри кристалічної решітки



характеризуються її параметрами. 2. Кристалічна решітка деяких металів може змінюватися при зміні температури. 3. Більшість технічно важливих металів утворюють складну кристалічну решітку: кубічну об'ємноцентровану, чи кубічну гранецентровану, чи гексагональну щільноупаковану.

**КРИТИЧНА СТУПІНЬ ДЕФОРМАЦІЇ** — величина (ступінь) пластичної деформації металу чи сплаву, при якій після рекристалізаційного відпаду утворюються зерна максимального розміру: 1. Критична ступінь деформації металу залежить від його фізичної природи. 2. Критична ступінь деформації невелика і знаходиться в межах 3—8 %. 3. Якщо після деформації проводиться рекристалізаційний відпал, то треба враховувати величину критичного ступеня деформації.

**КРИТИЧНА ТОЧКА** — температура, при якій в металі чи сплаві відбувається фазове перетворення: 1. Для кожного сплаву експериментально будують криві охолодження і визначають по них критичні точки; 2. При побудові діаграм стану отримані значення критичних точок сплавів відкладають на вертикальних лініях, які відповідають хімічному складу цих сплавів. 3. При нагріванні залізо-вуглецевих сплавів перетворення перліту в аустеніт починається в критичній точці  $A_1$ .

**КРИТИЧНА ШВИДКІСТЬ ГАРТУВАННЯ** — мінімальна швидкість сталі, при якій не відбувається дифузійного розпаду аустеніту (символ  $V_{кр}$ ): 1. Критична швидкість гартування зменшується зі збільшенням вмісту вуглецю і легувальних елементів в сталі; 2. Критичну швидкість гартування підвищують введенням кобальту. 3. При гартуванні сталь потрібно охолоджувати зі швидкістю більшою, ніж критична швидкість гартування.

**КРИТИЧНА ШВИДКІСТЬ ОХОЛОДЖЕННЯ** — те ж саме, що й критична швидкість гартування.

**КРИТИЧНИЙ ДІАМЕТР** — максимальний діаметр сталюого циліндру, який прогартується наскрізь (повністю) в даному охолоджувальному середовищі

(символ  $D_k$ ): 1. Критичний діаметр необхідно враховувати при виборі сталі для виробу. 2. Знаючи ідеальний критичний діаметр, можна визначити реальний критичний діаметр для матеріалу при гартуванні у воді, в мастилі і в повітрі, користуючись спеціальною номограмою.

**КРИХКІСТЬ** — властивість твердих матеріалів руйнуватися при механічних впливах без помітної пластичної деформації: 1. Велику крихкість має сталь, загартована на мартенсит. 2. Крихкість залежить від структурного стану матеріалу і умов випробування: чим вища концентрація напружень, тим сильніше проявляється крихкість матеріалу.

## Л

**ЛАТУНЬ** — сплав Cu з Zn (до 45%), часто з домішками Al, Fe, Mn, Ni, Pb і інших елементів (в сумі до 10%): 1. Ливарна латунь має хорошу рідкотекучість і малу схильність до ліквіації; 2. Лиття латуней здійснюють в землю, в кокіль чи під тиском; 3. За способом обробки латуні поділяють на деформовані латуні, що піддаються обробці тиском, і ливарні латуні, що відрізняються хорошими ливарними властивостями; 4. Латунь застосовують в машинобудуванні, в автомобільній і годинниковій промисловості, в приладобудуванні і інших галузях промисловості.

**ЛЕГОВАНА СТАЛЬ** — сталь, у склад якої спеціально вводять легуючі елементи для покращення експлуатаційних і технологічних властивостей: 1. В залежності від легуючих елементів розрізняють марганцеву, кремністу, хромисту, нікелеву і інші леговані сталі. 2. Конструкційна легована сталь застосовується в машинобудуванні для виробництва виробів, які витримують при експлуатації статичні і динамічні навантаження. 3. Леговану сталь з особливими фізичними і хімічними властивостями використовують для виготовлення клапанів двигунів внутрішнього згорання, лопаток парових і газових турбін, хімічної апаратури і інших виробів.

**ЛЕГОВАНИЙ ЧАВУН** — чавун, у склад якого спеціально вводять легуючі елементи, що надають йому підвищеної міцності,

зносостійкості, жаротривкості і інших властивостей: 1. В залежності від вмісту легуючих елементів леговані чавуни поділяються на мікролеговані, низьколеговані, середньолеговані і високолеговані. 2. Підбиранням відповідних легуючих елементів отримують леговані чавуни з різними властивостями; 3. З корозійностійких легованих чавунів виготовляють деталі двигунів і вузлів, які експлуатуються в нагрітих кислотах, вологому парі і морській воді.

**ЛЕГУВАННЯ** — введення в склад металевих сплавів спеціальних елементів для зміни будови сплавів, надання їм певних фізичних, хімічних чи механічних властивостей: 1. Крім сталі, легування застосовують для сплавів на основі міді, алюмінію, хрому, титану, тугоплавких металів і ін. 2. Під впливом легування зменшується окрихчування сплаву неметалевими фазами. 3. Легування, при якому елементи вводять в кількості 0,1% називається мікролегуванням. 4. Легування впливає на кінетику фазових перетворень в сталі.

**ЛЕГУЮЧІ ЕЛЕМЕНТИ** — хімічні елементи, переважно метали, що вводяться в склад сплавів для надання їм певних властивостей: 1. Основними легуючими елементами в конструкційних сталях є Cr, Mn, Si, Ni, а також в невеликій кількості Mo, W, V і Ti. 2. Легуючі елементи

переважно розчиняються в основних фазах залізовуглецевих сплавів чи утворюють спеціальні карбіди. 3. Більшість застосовуваних легуючих елементів може утворювати інтерметалеві сполуки. 4. Вплив легуючих елементів на кінетику ізотермічного розпаду аустеніту дуже великий.

**ЛЕДЕБУРИТ** — евтектична механічна суміш аустеніту і цементиту, яка утворюється при температурі нижче 1147 °С; при температурі нижче 727 °С — суміш перліту і цементиту; одна з основних структурних складових залізовуглецевих сплавів, головним чином чавунів: 1. В чистих залізовуглецевих сплавах ледебурит утворюється лише при вмісті вуглецю більш ніж 2,14 %. 2. Наявність крихкого і твердого ледебуриту в залізовуглецевому сплаві виключає можливість пластичної деформації і утруднює його механічну обробку; 3. Сталі ледебуритного класу містять відносно невелику кількість ледебуриту.

**ЛИТТЯ** — отримання виробів у вигляді виливок з різних матеріалів: 1. Чавунне лиття отримало розповсюдження в будівельній техніці і в металургійній промисловості. 2. Лиття в піщані форми застосовується для виготовлення виливок найрізноманітнішої форми, габаритів і маси з різних сплавів. 3. Будь-який метод лиття має свої переваги і недоліки. 4. Литтям виготовляють маховики, блоки циліндрів, колінчасті і кулачкові вали, станини верстатів, поршні і т. п.

**МАГНІЙ** — блискучий сріблясто-білий легкий метал зі густиною 1739 кг/м<sup>3</sup> і температурою плавлення 651 °С (символ Mg): 1. Первинний магній, отриманий електролізом чи термічними способами, піддають рафінуванню.

**ЛІКВАЦІЯ** — неоднорідність хімічного складу за об'ємом зливка, виливки, деталі, зерна, яка виникає при кристалізації металу: 1. Найбільша ліквіація спостерігається у сплавів з великими інтервалами температур початку і кінця кристалізації. 2. Внаслідок ліквіації в металі виникає ряд дефектів: гарячі тріщини в зливках, виливках і зварних швах, анізотропія механічних властивостей і ін. 3. Сірка і фосфор в сталях мають максимальну схильність до ліквіації. 4. Щоб попередити ліквіацію за густиною, сплав охолоджують швидко. 5. Ліквіацію вивчають за допомогою якісних і кількісних методів фізико-хімічного аналізу.

**ЛІНІЯ ЛІКВІДУС** — лінія на діаграмі стану, яка показує температуру початку кристалізації сплавів: 1. Між лінією ліквідус і лінією солідус в рівновазі знаходяться дві фази. 2. Склад рідкої фази при кристалізації змінюється по лінії ліквідус. 3. Лінія ліквідус представляє собою геометричне місце точок ліквідус.

**ЛІНІЯ СОЛІДУС** — лінія на діаграмі стану, яка показує температуру кінця кристалізації сплавів: 1. Для визначення складу і кількості фаз, що знаходяться в рівновазі при будь-якій температурі між лінією ліквідус і лінією солідус, треба скористатися правилом відрізків (правилом важеля). 2. Проекція точки перетину конноди з лінією солідус вказує склад твердої фази. 3. Лінія солідус представляє собою геометричне місце точок солідус.

## М

2. Обробку магнію тиском проводять при підвищеній температурі. 3. Магній має малу міцність і пластичність. 4. При нагріванні магній активно окислюється і легко займається, особливо у вигляді порошку або дрібної стружки.

**МАГНІТНА ПРОНИКНІСТЬ** — фізична величина, яка кількісно характеризує здатність матеріалу намагнічуватися в магнітному полі (символ  $\mu$ ): 1. Відносна магнітна проникність феромагнітних металів досягає десятків і сотень тисяч одиниць, а для інших металів вона близька до одиниці. 2. Відносна магнітна проникність пов'язана з магнітною сприйнятливістю співвідношенням  $\mu = k_{\mu} + 1$ . 3. Магнітна проникність залежить від швидкості зміни напруженості магнітного поля.

**МАГНІТНА СПРИЙНЯТЛИВІСТЬ** — здатність матеріалу намагнічуватися в магнітному полі (символ  $k_{\mu}$ ): 1. Вивчення магнітної сприйнятливості неорганічних матеріалів дає важливу інформацію про їх структуру, дозволяє будувати діаграми стану сплавів і т. п. 2. Магнітна сприйнятливість залежить від напруженості магнітного поля. 3. При дуже високій напруженості магнітного поля диференційна магнітна сприйнятливість досягає величини, яка властива парамагнітним матеріалам.

**МАГНІТОМ'ЯКІ МАТЕРІАЛИ** — матеріали, які легко намагнічуються в магнітному полі і легко розмагнічуються поза ним: 1. Для магнітом'яких матеріалів характерні низька коерцитивна сила і малі втрати на гістерезис. 2. До магнітом'яких матеріалів відносяться пермалой, пермендюр, залізо армо, карбонільне і електролітичне залізо, електротехнічна сталь і ін. 3. Магнітом'які матеріали піддають термічній обробці в вакуумі чи в середовищі водню.

**МАГНІОСТРИКЦІЯ** — зміна розмірів і форми тіла при його намагнічуванні: 1. Об'ємна магніострикція в деяких сплавах досягає значної величини. 2. Експериментально магніострикція найбільше вивчалась в полікристалічних феромагнетиках. 3. Для

заліза поздовжня магніострикція в слабкому магнітному полі має позитивний знак.

**МАГНІТОТВЕРДІ МАТЕРІАЛИ** — матеріали, які важко намагнічуються в магнітному полі і важко розмагнічуються поза ним: 1. З магнітотвердих матеріалів виготовляють постійні магніти, що використовуються в мікродвигунах і у вимірвальних приладах. 2. Напівфабрикати з деформованих магнітотвердих матеріалів отримують у вигляді дроту, стрічок, смуг чи прутків. 3. Іноді після спікання магнітотверді матеріали піддають пластичному деформуванню з подальшою обробкою різанням чи штампуванням.

**МАГНІЄВІ СПЛАВИ** — ливарні і оброблювані тиском сплави на основі магнію з додатками алюмінію, цинку, марганцю, цирконію, рідкоземельних і інших елементів: 1. Магнієві сплави за призначенням поділяються на ливарні і оброблювані тиском. 2. Магнієві сплави піддають литтю, обробці тиском, зварюванню і механічній обробці різанням. 3. Добра оброблюваність різанням є однією з переваг магнієвих сплавів. 4. Властивості магнієвих сплавів покращують модифікуванням. 5. Широке застосування магнієві сплави знаходять в електротехнічній промисловості, в авіабудуванні і суднобудуванні.

**МАКРОСКОПІЧНИЙ АНАЛІЗ** — вивчення будови металів і сплавів неозброєним оком чи при невеликому збільшенні (не більше 30 разів): 1. При макроскопічному аналізі можна встановити якість металу, спосіб виготовлення деталі і причину руйнування її при експлуатації. 2. Макроскопічний аналіз дозволяє виявити неметалічні включення, пористість, усадкові раковини і інші дефекти. 3. Макроскопічний аналіз проводиться трьома способами: оглядом поверхні деталі (металу), вивченням злому і вивченням макрошліфів.

**МАКРОСТРУКТУРА** — будова металів і сплавів, яку видно неозброєним оком чи при невеликих збільшеннях (не більше 30 разів): 1. В практиці термічної обробки сталі розповсюджені аналіз макроструктури злomu. 2. Для виявлення макроструктури макрошліф травлять концентрованими розчинами кислот в холодному або гарячому вигляді. 3. Дослідження макроструктури є цінним і необхідним методом вивчення металевих матеріалів.

**МАКРОШЛІФ** — металевий зразок з плоскою шліфованою поверхнею, призначений для виявлення макроструктури: 1. Макрошліфи зі сталевого і чавунного лиття можуть бути використані для виявлення ліквіації сірки і фосфору. 2. Макрошліф представляє собою пластину товщиною 15—30 мм, яку вирізають з виливки, поковки чи деталі і піддають шліфуванню. 3. Аналіз макрошліфа допомагає виявити грубі дефекти структури.

**МАРТЕНІВСЬКА СТАЛЬ** — сталь, що виплавляється в мартенівських печах: 1. Мартенівська сталь більш високої якості, ніж конвертерна, тому вона йде на виготовлення більш відповідальніших виробів. 2. При виробництві мартенівської сталі використовують не тільки рідкий чавун, але також і металевий лом.

**МАРТЕНСИТ** — пересичений твердий розчин вуглецю в  $\alpha$ -залізі; одна зі структурних складових в залізвуглецевих сплавах: 1. Твердість мартенситу залежить від вмісту в ньому вуглецю. 2. При вмісті в сталі 0,7 % C твердість мартенситу досягає максимального значення. 3. Викривлення кристалічної решітки мартенситу сприяють високій міцності і твердості загартованої сталі, а також його низькій пластичності. 4. Утворення мартенситу супроводжується збільшенням об'єму сталі.

**МАРТЕНСИТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ** — бездифузійне фазове перетворення аустеніту в мартенсит у залізвуглецевих сплавах, яке відбувається при різкому охолодженні з температури вище 727 °C: 1. У результаті мартенситного перетворення в сталі і чавуні утворюється нерівноважна структура. 2. Температурний інтервал мартенситного перетворення залежить від хімічного складу сталі. 3. Вуглець інтенсивно знижує температуру початку і кінця мартенситного перетворення.

**МІДНІ СПЛАВИ** — сплави на основі міді: 1. Мідні сплави отримують сплавленням міді з різними елементами або іншими сплавами; 2. Сійкість мідних сплавів проти корозії залежить від природи легуючого елементу і навколишнього середовища. 3. Більшість мідних сплавів не піддається зміцнюючій термічній обробці. 4. Мідні сплави поділяють на латуні, бронзи і мідно-нікелеві сплави.

**МІДЬ** — рожево-червоний метал з густиною 8960 кг/м<sup>3</sup> і температурою плавлення 1083 °C (символ Cu): 1. Широке застосування міді визначається такими її властивостями як висока електро- і теплопровідність, пластичність і корозійна стійкість. 2. Мідь використовується для виготовлення хімічної апаратури (вакууапаратів, перегонних котлів, змішувачів і т. п.), але особливо широко чиста мідь використовується в електротехніці.

**МІЖКРИСТАЛІТНА КОРОЗІЯ** — корозія металу по межах зерен: 1. Міжкристалітна корозія знижує механічні властивості металу без зміни зовнішнього вигляду його поверхні. 2. Явище міжкристалітної корозії в нержавіючій сталі пов'язане з пониженням корозійної стійкості меж зерен при утворенні карбідів хрому.

**МІКРОСТРУКТУРА** — будова металів і сплавів, що вивчається при великих

збільшеннях (більш ніж в 30 разів):

1. Мікроструктура визначає основні фізико-механічні властивості матеріалу. 2. Мікроструктура сплавів змінюється при нагріванні і охолодженні (при термічній обробці), при пластичній деформації (при куванні, штампуванні, прокатці); 3. Мікроструктуру вивчають на спеціальних взірцях-шліфах, які після шліфування і полірування піддають травленню розчинами кислот.

**МІКРОШЛІФ** — взірець з плоскою полірованою поверхнею, підданий травленню розчином кислоти або лугу для виявлення мікроструктури: 1. Протравлені мікрошліфи промивають під струменем води, потім в спирт і сушать фільтрувальним папером або теплим повітрям. 2. Для полірування мікрошліфів чорних металів використовують окис алюмінію чи окис хрому.

**МІСЦЕВА КОРОЗІЯ** — корозія, яка уражає певні ділянки поверхні металів. Місцева корозія може бути у вигляді корозії плямами, виразкової корозії, точкової, підповерхневої і міжкристалітної.

**МІЦНІСТЬ** — властивість матеріалів чинити опір руйнуванню або пластичній деформації під впливом зовнішніх сил: 1. Висока міцність досягається шляхом армування м'якої металевої матриці бездефектними ниткоподібними кристалами металів і неметалів. 2. Міцність металів може бути підвищена легуванням, холодною пластичною деформацією і термічною обробкою. 3. Підвищення міцності металів супроводжується зниженням їх пластичності і в'язкості.

**МОДИФІКАТОРИ** — речовини, що додаються в невеликих кількостях в рідкі сплави з метою впливу на процес кристалізації (подрібнювання або зміна форми структурних складових): 1. Для алюмінієвих сплавів як модифікатори застосовують солі лужних металів, Ti, В, Nb, Zr, а також одночасно Ti і В. 2. Магній

застосовується в якості модифікатора при виплавці високоміцного чавуну. 3. Застосування комплексних модифікаторів дозволяє значно скоротити кількість неметалевих включень, подрібнити зерно і підвищити пластичність сталі.

**МОДИФІКОВАНИЙ ЧАВУН** — чавун з високими механічними властивостями, в якому графіт має кулясту форму: 1. Модифікований чавун відрізняється хорошою міцністю, підвищеною пластичністю і в'язкістю. 2. Введення Sn, Pb, P, Sb, N і інших елементів сприяє отриманню перлітних сірих модифікованих чавунів. 3. Механічні властивості модифікованого чавуну наближаються до властивостей сталі. 4. Високоміцний чавун з кулеподібним графітом отримують введенням в розплав Mg, Ce, Ca, PЗМ, лігатур і комплексних модифікаторів.

**МОДИФІКУВАННЯ** — введення в рідкі метали і сплави спеціальних речовин (модифікаторів) для подрібнення структури і покращення властивостей: 1. Модифікування, окрім покращення механічних властивостей, покращує технологічність сплавів при литті і обробці тиском. 2. Особливо ефективно модифікування литих сплавів. 3. Високоміцний чавун отримують модифікуванням сірих чавунів.

**МОДУЛЬ ПРУЖНОСТІ** — відношення напруження до викликаної ним пружної деформації: 1. Термічна обробка або інші способи зміни структури металу практично не міняють модуля пружності. 2. Модуль пружності зменшується з підвищенням температури. 3. Величина модуля пружності використовується при розрахунках різних конструкцій. 4. Модуль пружності характеризує опір матеріалу пружній деформації.

**МОЗАЇЧНА СТРУКТУРА** — структура кристалу, що складається з дрібних ділянок

(блоків) кристалічної решітки різного орієнтування (розходження в орієнтуванні — менше 10 градусів): 1. Подрібнення блоків мозаїчної структури при різних процесах обробки веде до зміни властивостей металів. 2. У даний час є численні експериментальні засоби для вивчення мозаїчної структури.

**МОЛІБДЕНОВІ СПЛАВИ** — сплави на основі молібдену: 1. Для підвищення технологічних властивостей молібденових сплавів застосовується легування малими кількостями В, Сг, Ni, Та і деяких рідкоземельних елементів. 2. Важливою власти-

вістю молібденових сплавів є їх жароміцність; 3. Молібденові сплави широко застосовуються для виготовлення деталей ракет і інших літальних апаратів.

**МОНОКРИСТАЛ** — окремий кристал з однотипною кристалічною решіткою. 1. Монокристалом даного елемента за допомогою відповідної обробки можна надати єдину орієнтацію. 2. Монокристали застосовують особливо широко в радіотехніці і радіоелектроніці. 3. Монокристали багатьох речовин вирощують штучно.

## Н

**НАКЛЕП** — зміцнення металевих матеріалів під дією холодною пластичної деформації: 1. Наклеп є ефективним методом підвищення витривалості виробів з кованої і литої сталі, а також зварювальних з'єднань. 2. При гарячій пластичній деформації металів наклепу не відбувається, так як він знімається завдяки рекристалізації.

**НАПРУЖЕННЯ** — внутрішні сили, що дорівнюють величині зовнішньої сили, віднесеної до одиниці площі перерізу. Напруження I роду (в об'ємі деталі), II роду (в об'ємі зерен), III роду (в об'ємі елементарних комірок): 1. Для зменшення внутрішніх напружень при гартуванні застосовують різні способи охолодження. 2. Напруження, які збереглися у деталі в результаті охолодження, називаються залишковими напруженнями; 3. Зональні напруження виникають головним чином у результаті технологічних процесів виготовлення деталі.

**НЕМЕТАЛІЧНІ ВКЛЮЧЕННЯ** — макро- і мікрочастинки в металах і сплавах (карбіди, окисли, силікати, сульфідні, нітриди), які утворюються в металі в процесі вироб-

ництва: 1. Неметалічні включення, як правило, погіршують якість металу: знижують опір втомному руйнуванню, пластичність, прогартуваність і т. д.; 2. Склад неметалевих включень частіше за все визначають мікрорентгеноспектральним аналізом.

**НЕПОВНЕ ГАРТУВАННЯ** — гартування сталі, при якому нагрів проводять вище температури  $A_{c1}$ , але нижче температури

$A_{c3}$  чи  $A_{cm}$ : 1. Неповному гартуванню піддають заевтектоїдні сталі. 2. При неповному гартуванні заевтектоїдні сталі мають більш високу твердість за рахунок надлишкового цементиту. 3. Температуру неповного гартування вибирають за правилом:

$$t_{\text{гарт}}^{\circ} = A_{c1} + (30^{\circ} - 50^{\circ})$$

**НЕРЖАВІЮЧА СТАЛЬ** — сталь, стійка проти корозії в умовах впливу атмосфери і слабоагресивних середовищ: 1. Корозійна стійкість нержавіючих сталей залежить від складу, структури, термічної обробки, а також від складу агресивних середовищ. 2. Хромисті нержавіючі сталі застосовують-



ся як конструкційний матеріал для клапанів гідравлічних пресів, турбінних лопаток, арматури крекінг-установок, ріжучого інструменту, пружин, предметів побуту.

**НИЗЬКИЙ ВІДПАЛ** — відпал сталі чи чавуну з нагріванням нижче температури  $A_{c2}$ : 1. Метою низького відпалу є зменшення внутрішніх напружень при задовільній структурі металу; 2. Низький відпал знаходить застосування при термічній обробці виливок.

**НИКЕЛЕВІ СПЛАВИ** — сплави на основі нікелю: 1. Властивості нікелевих сплавів залежать від технології виробництва і способів обробки. 2. В конструкційних, термоелектричних, магнітом'яких нікелевих сплавах поєднуються висока міцність і підвищена пластичність. 3. Нікелеві сплави

пластичні при високій температурі, піддаються прокатці, волочінню і штампуванню.

**НІТРОЦЕМЕНТАЦІЯ** — те ж саме, що й газове шланування.

**НОРМАЛІЗАЦІЯ** — термічна обробка сталі або чавуну, яка полягає в нагріванні вище температури фазових перетворень, витримці і подальшому охолодженні на повітрі: 1. Нормалізація надає сталі однорідну дрібнозернисту структуру, покращує тим самим її властивості. 2. В порівнянні з відпаленою сталлю міцність і твердість сталі після нормалізації вища, а пластичність нижча. 3. Для низьковуглецевих нелегованих сталей відпал заміняють нормалізацією як більш простою і дешевою операцією.

## О

**ОКАЛИНОСТІЙКА СТАЛЬ** — те ж саме, що й жаростійка сталь.

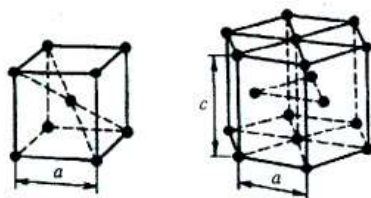
**ОКАЛИНОСТІЙКІСТЬ** — те ж саме, що й жаростійкість.

**ОКСИДУВАННЯ** — навмисне окислення поверхневого шару металевих виробів з метою захисту від корозії: 1. Для алюмінію і його сплавів широко застосовується

електрохімічне оксидування (анодування). 2. В залежності від режиму оксидування і складу сплаву отримують окисні плівки товщиною від долей мікрона до 500—600 мкм. 3. Термоповітряне оксидування виробів зі сплавів типу пермалой досягається нагрівом в електропечі при температурі від 400 до 800 °С на протязі 30—90 хв з подальшим прискореним охолодженням.

## П

**ПАРАМЕТР КРИСТАЛІЧНОЇ РЕШІТКИ** — відстань між атомами по ребру кристалічної решітки: 1. Величина параметра кристалічної решітки вимірюється в ангстремах чи кілоїксах; 2. Зміна параметра кристалічної решітки спостерігається при утворенні твердого розчину.



**ПАСИВУВАННЯ** — перехід поверхні металу в пасивний стан, при якому різко уповільнюється корозія: 1. Пасивування металу починається при потенціалі пасивації  $E_d$  і критичній густині струму  $i_c$ ; 2. Про схильність металу до пасивування судять по концентрації пасивувального судатку чи величині критичної густини струму.

**ПЕРЕОХОЛОДЖЕННЯ** — охолодження речовини нижче температури його рівноважного переходу в інший фазовий стан (наприклад, нижче температури плавлення): 1. При заливанні рідкого металу в холодні металеві форми забезпечується його переохолодження. 2. Необхідна ступінь переохолодження металу при кристалізації залежить від його природи і чистоти. 3. При переохолодженні рідкого сплаву нижче визначеної температури в ньому утворюються стійкі кристалічні зародки.

**ПЕРЛІТ** — механічна суміш фериту і цементиту; одна зі структурних складових сплавів заліза з вуглецем: 1. Зернистий (глобулярний) перліт утворюється з неоднорідного аустеніту при спеціальному відпалі. 2. Механічні властивості перліту суттєво змінюються при зміні розмірів (товщини) феритно-цементитних пластин. 3. Перліт частіше за все має пластинчасту будову і є міцною структурною складовою.

**ПЛАКУВАННЯ** — покриття поверхні одного металу шаром іншого з подальшою прокаткою з метою зміни фізико-хімічних властивостей поверхні: 1. Захисне плакування сплавів алюмінію застосовується для створення антикорозійного шару алюмінію на листах. 2. Перед плакуванням поверхні покриваючого і покривального матеріалів очищають, знежирюють, травлять і промивають.

**ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ** — деформація, яка залишається в матеріалі після

припинення дії сили: 1. Здатність до пластичної деформації є однією з найважливіших властивостей конструкційних матеріалів. 2. При пластичній деформації збільшується густина литого металу і покращується його механічні властивості. 3. Пластичну деформацію можна використовувати для зміцнення металів. 4. Якщо метал має низьку здатність до пластичної деформації, він схильний до раптових крихких руйнувань.

**ПЛАСТИЧНІСТЬ** — здатність твердих тіл змінювати свою форму без руйнування під дією зовнішніх сил: 1. Чисті метали мають більш високу пластичність, ніж їх сплави. 2. Відновлення пластичності деформованих металічних матеріалів відбувається в результаті рекристалізації. 3. Пластичність залежить не тільки від властивостей матеріалу, але і від умов деформування (температури, швидкості, ступеня деформації і т. п.)

**ПОВЗУЧИСТЬ** — пластична деформація матеріалу за часом під дією постійних напружень, менших за границю текучості: 1. У кадмії помітна повзучість спостерігається при температурі  $-269^{\circ}\text{C}$ . 2. Випробування на повзучість проводять з метою визначення границі повзучості. 3. Повзучість супроводжується зміцненням металу внаслідок пластичної деформації і зняттям зміцнення під впливом підвищеної температури. 4. Явище повзучості властиве практично всім конструкційним матеріалам.

**ПОВНЕ ГАРТУВАННЯ** — гартування сталі з нагрівом до температури вище критичних точок  $A_{c3}$  або  $A_{cm}$ : 1. Повному гартуванню піддаються доевтектоїдні сталі; 2. Повним гартуванням можна досягнути гомогенізації твердого розчину, а отже, покращення механічних властивостей сталі. 3. Повне гартування доевтектоїдних сталей треба проводити з температури  $A_{c3} + (30^{\circ}-50^{\circ})$ .

**ПРОГАРТОВУВАНІСТЬ (ПРОЖАРЮВАННЯ)** — здатність сталі чи іншого сплаву сприймати гартування на різну глибину: 1. Прогартуваність є важливою характеристикою для визначення здатності сталі піддаватися гартуванню. 2. За границю прогартуваності переважно приймають напівмартенситну зону, що складається з 50 % мартенситу і 50 % трооститу. 3. Експериментально прогартуваність визначається за допомогою методу торцьового гартування.

**ПРУЖНА ДЕФОРМАЦІЯ** — деформація, що зникає після зняття навантаження, яке її викликає: 1. В металевих матеріалах пружні деформації малі і пропорційні прикладеному напруженню; 2. Пружна деформація характеризується двома основними константами: модулем Юнга і коефіцієнтом Пуассона.

**РАФІНУВАННЯ** — вилучення шкідливих домішок з металів і сплавів: 1. В останні роки широко стали застосовувати такі методи рафінування як вакуумування, обробка синтетичними шлаками і ін. 2. Електрохімічне рафінування використовується для алюмінію, міді, нікелю, цинку, натрію, свинцю, золота, срібла і інших кольорових металів.

**РЕКРИСТАЛІЗАЦІЙНИЙ ВІДПАЛ** — нагрів холоднодеформованого металу вище температури рекристалізації з метою виправлення структури і зняття наклепу: 1. Рекристалізаційний відпал відновлює механічні властивості сталі і підвищує опір корозії. 2. Режим рекристалізаційного відпалу для деформованих матеріалів вибирають за допомогою діаграм рекристалізації. 3. Рекристалізаційний відпал застосовують між певними операціями волочіння дроту і при інших видах холодної обробки тиском.

**ПРУЖНІСТЬ** — властивість матеріалів відновлювати свою форму і об'єм після припинення дії внутрішніх сил: 1. Висока пружність характерна для пружної сталі. 2. Модуль пружності (модуль Юнга) характеризує жорсткість матеріалу. 3. Пружність тіл обумовлена силами взаємодії між атомами.

**РАКОВИНИ** — дефекти, що являють собою порожнини (пустоти) в зливках, відливках або деталях: 1. В більшості випадків раковини виявляються при механічній обробці; 2. Раковини виникають в результаті неправильної конструкції виливки, недостатнього живлення виливки рідким металом в процесі затвердіння, надто високої температури заливання і інших причин.

## Р

**РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ** — відновлення структури і властивостей холоднодеформованого металу при нагріванні: 1. Рекристалізація металів знімає наклеп, відновлює їх фізичні і механічні властивості. 2. Кінетика рекристалізації залежить від складу сплаву, ступеню деформації і інших факторів. 3. Існують дві різновидності рекристалізації: рекристалізація обробки і збиральна рекристалізація.

**РЕЛАКСАЦІЯ** — процес рівномірного розподілення деформації, напружень, хімічного складу, температури і інших характеристик в тілах: 1. Релаксація напруження має особливо важливе значення в техніці. 2. При релаксації напруження сумарна деформація, що складається з пружної і пластичної деформації, зберігається постійною. 3. У металів явище релаксації сильніше проявляється при високих температурах. 4. Релаксацію можна прискорити підвищенням температури.

**РІДКОТЕКУЧИСТЬ** — здатність розплавленого металу заповнювати ливарну форму:

1. Для визначення рідкотекучості металів застосовують технологічні проби, при цьому використовують спіральні і V-подібні форми і кварцеві трубки, які заповнені рідким металом. 2. При високій рідкотекучості сплаву можна отримати відливки складної форми. 3. Кращу рідкотекучість мають сплави евтектичного складу. 4. Рідкотекучість збільшується з підвищенням температури заливки і зі зменшенням теплопровідності металу.

**РОЗКИСЛЕННЯ** — вилучення з розплавлених металів (головним чином сталі,

а також деяких інших сплавів) розчиненого в них кисню: 1. Осаджувальне розкислення проводиться шляхом введення розкислювачів в рідку сталь. 2. При повному розкисленні утворюється спокійна сталь, а при неповному — кипляча сталь.

**РОЗЧИННІСТЬ** — властивість речовини утворювати однорідні суміші (розчини) змінного складу з іншими речовинами (розчинниками): 1. Розчинність газів в рідинах залежить від тиску і температури. 2. Газові раковини у виливках виникають у результаті зменшення розчинності газів у металі при кристалізації.

## С

**САМОДИФУЗИЯ** — переміщення атомів (дифузія), яке не пов'язане зі зміною концентрації в окремих об'ємах: 1. В однокомпонентних структурах самодифузія характеризується енергією активації, що порівнюється з енергією сублімації. 2. Прикладом самодифузії є спонтанне вирівнювання ізотопного складу по всьому об'єму речовини.

**СІРИЙ ЧАВУН** — чавун, в якому весь чи майже весь вуглець знаходиться у вигляді графіту пластинчастої форми: 1. В машинобудуванні в основному застосовується перлітний сірий чавун як більш міцний і твердий. 2. З сірого чавуну виготовляють станини, шестерні, шківні, корпусні деталі середньої міцності, поршневі кильця і інші вироби.

**СПЕЦІАЛЬНІ КАРБІДИ** — карбіди, що утворилися різними карбідоутворюючими елементами, крім заліза: 1. Спеціальні карбіди утворюють елементи з великою спорідненістю до вуглецю, наприклад, Ti, Mo і ін. 2. Легуючі елементи переважно розчиняються в основних фазах залізобуглецевих сплавів чи утворюють спеціальні карбіди.

**СПЛАВ** — складна речовина, отримана сплавленням деяких елементів, переважно металевих: 1. Металеві сплави можуть складатися лише з металів (наприклад, латунь — сплав Cu з Zn) чи з металів з невеликою кількістю неметалів (наприклад, чавун і сталь — сплави Fe з C). 2. Будова сплаву залежить від того, в яку взаємодію вступають елементи, що утворюють сплав. 3. Сплави утворюються тільки з тих елементів, які розчиняються один в одному в рідкому стані. 4. Застосування титанових сплавів дозволяє зменшити масу і збільшити міцність автомобільних і дизельних двигунів.

**СТАЛЬ** — сплав заліза з вуглецем (що містить менше 2% C) з можливими додатками інших елементів: 1. Вуглецева і нізколегована сталі для машинобудування виготовляються у відповідності з державними стандартами. 2. Масштаби виробництва сталі характеризують техніко-економічний рівень розвитку держави. 3. Близько 90 % виплавленої в світі сталі є вуглецевою, а 10 % — легованою. 4. Збільшення вмісту

вуглецю (0,05—2,0 %) в сталі веде до зміни її структури і властивостей.

### СТАЛЬ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

— легована сталь зі спеціальними фізико-хімічними властивостями: 1. До числа сталей з особливими властивостями відносяться кислотостійка, нержавіюча, жароміцна, електротехнічна і окалиностійка сталі, а також сталь для постійних магнітів. 2. Для сталі з особливими властивостями характерний низький вміст вуглецю і високий ступінь легування.

**СТАРІННЯ** — зміна властивостей матеріалу внаслідок внутрішніх процесів без суттєвої зміни мікроструктури: 1. Деформаційне старіння може негативно впливати на властивості металів. 2. Інтенсивність старіння визначається умовами експлуатації і структурою металу.

**СТАРІННЯ СПЛАВІВ** — процес розпаду перенасичених твердих розчинів, отриманих після гартування, який відбувається без

нагрівання чи при невеликому нагріванні: 1. Старіння сплавів веде до утворення матеріалів з високими фізико-механічними характеристиками: твердістю, міцністю, магнітними і іншими властивостями. 2. Швидкість старіння сплавів залежить від температури (при підвищенні температури швидкість старіння зростає). 3. Початкові стадії старіння сплавів викликають їх зміцнення.

**СТРУКТУРА** — внутрішня будова матеріалу (металу, сплаву), що вивчається неозброєним оком чи за допомогою спеціальних приладів (оптичних, електронних, рентгенівських і ін.): 1. Стабільна полігонізована структура металу утворюється частіше за все при гарячому пластичному деформуванні. 2. Структура матеріалу визначає його фізичні і механічні властивості.

**СУЦІЛЬНА КОРОЗІЯ** — корозія, яка охопила всю поверхню металу. Суцільну корозію поділяють на рівномірну і нерівномірну в залежності від глибини корозійного руйнування на різних ділянках.

## Т

**ТВЕРДІСТЬ** — опір матеріалу проникненню в нього іншого, більш твердого тіла: 1. Твердість — найбільш поширена характеристика металевих матеріалів, що визначає їх придатність і можливе призначення. 2. Твердість за Роквелом вимірюється в умовних одиницях, за Вікерсом і Брінелем в кг/мм<sup>2</sup>. 3. За значенням твєдості сталі можна судити про її міцність.

### ТЕМПЕРАТУРНИЙ КОЕФІЦІЄНТ ЛІНІЙНОГО РОЗШИРЕННЯ

— відносна зміна довжини тіла при нагріві на 1 °С: 1. Температурний коефіцієнт лінійного розширення, який мало змінюється до температури 100 °С, має сплав інвар.

2. Значення температурного лінійного розширення залежать від вмісту домішок, особливо вуглецю, і технології термічної обробки сплаву.

**ТЕПЛОПРОВІДНІСТЬ** — передача тепла шляхом руху чи коливань електронів, атомів, молекул: 1. Теплопровідність кристалічних тіл обумовлюється рухом електронів і взаємодією атомів один з одним. 2. В основі теплопровідності лежить атомно-молекулярний механізм. 3. Велику теплопровідність мають срібло, мідь, алюміній.

**ТИТАНОВІ СПЛАВИ** — сплави на основі титану: 1. Для титанових сплавів характерні легкість, висока міцність і відмінна

корозійна стійкість. 2. Титанові сплави застосовуються як конструкційні матеріали в багатьох галузях, а саме, в авіації і інших галузях транспортного машинобудування. 3. Титанові сплави можуть піддаватися куванню, штампуванню, прокату, пресуванню, волочінню.

**ТРАВЛЕННЯ** — хімічна і електрохімічна обробка поверхні твердих матеріалів:

1. Технологічне травлення (частіше за все хімічне) застосовується для очищення від окалини або для отримання потрібного вигляду поверхні металевих напівфабрикатів, а також при лудінні і паянні.
2. Хімічне травлення сталі, міді, цинку і магнію здійснюють у водних розчинах сірчаної, соляної або азотної кислоти.
3. При вивченні мікроструктури шліфи піддають травленню в розчинах кислот або лугів.

**ТРИВАЛА МІЦНІСТЬ** — здатність матеріалу чинити опір руйнуванню при тривалому впливі статичного навантаження і високої температури: 1. Характеристикою

тривалої міцності є напруження, що викликає руйнування при даній температурі за даний відрізок часу (границя тривалої міцності). 2. Тривала міцність сталі зростає в результаті легування її молібденом. 3. Стабільність структури жароміцного сплаву є обов'язковою умовою його тривалої міцності.

**ТРИЩИНИ** — порушення суцільності матеріалу або виробу в результаті часткового відриву однієї частини від іншої:

1. Причинами появи гарячих і холодних тріщин можуть бути неправильна конструкція виливки, гострі внутрішні кути у виливках, неправильно підготовлений склад формувальної і стрижневої сумішей, неправильний режим заливки і термічної обробки і багато іншого.
2. Особливо небезпечні тріщини в крихких матеріалах, у холодноламких металах, у конструкціях і апаратах, що піддаються циклічному навантаженню.
3. Тріщини виявляються постукуванням, гідровипробуванням, методом магнітної дефектоскопії і іншими методами.

## У

**УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ** — властивість матеріалу чинити опір руйнуванню при ударному навантаженні (символ  $KC$  МДж/м<sup>2</sup>, кгм/см<sup>2</sup>): 1. Визначення ударної в'язкості застосовують як метод оцінки надійності матеріалу. 2. Ударна в'язкість характеризується роботою, затраченою на руйнування взірця при ударі, яка віднесена до площі його поперечного перерізу в місці руйнування. 3. Сірка (і деякі інші елементи), які утворюють неметалеві включення, знижує ударну в'язкість сталі. 4. Для позначення ударної в'язкості додають третю букву, що вказує на вид надрізу на взірці:  $U, V, T$  ( $KCU$  означає ударну в'язкість

взірця з  $U$ -подібним надрізом,  $KCV$  з  $V$ -подібним,  $KCT$  із тріщиною).

**УСАДКОВІ (УСАДОЧНІ) РАКОВИНИ** — дефекти (пустоти) в зливках і виливках, що утворюються в результаті зменшення об'єму металу при переході з рідкого стану в твердий. 1. Усадкові раковини зосереджуються в місцях затвердіння останніх порцій металу і відрізняються шорсткістю поверхні. 2. У зливках і фасонних виливках усадковий раковину виводять по можливості в спеціальну частину — так званий прибуток.

## Ф

**ФЕРИТ** — твердий розчин вуглецю і легуючих елементів в  $\alpha$ -залізі; одна із структурних складових в сплавах заліза:

1. Вміст вуглецю в низькотемпературному фериті не перевищує 0,02%.
2. Властивості

легованого фериту змінюються при збільшенні вмісту легуючих елементів. 3. Ферит утворюється з аустеніту при повільному охолодженні. 4. Ферит має порівняно високу теплопровідність і електропровідність.

## Х

**ХІМІЧНА КОРОЗІЯ** — самочинне руйнування металу внаслідок хімічної взаємодії з сухими газами або рідкими неелектролітами (нафтою, бензином, газом, рідким бромом і ін.):

1. Найрозповсюдженішим видом хімічної корозії є корозія металів у газах при високих температурах.
2. Хімічній корозії піддаються деталі, що працюють при підвищених температурах.

**ХОЛОДНОЛАМКІСТЬ** — різке зниження в'язкості і пластичності матеріалу з пониженням температури:

1. Холодноламкість властива сплавам на основі металів з об'ємноцентрованою кубічною решіткою (Fe, Cr, Mo, W ...) і іншим матеріалам.
2. Температура холодноламкості визначається шляхом випробування серії vzірців

з надрізом на удар при різних температурах. 3. Холодноламкість зменшується при очищенні від шкідливих домішок, шляхом легування і термообробки.

**ХРОМУВАННЯ** — дифузійне насичення поверхні металу хромом з метою підвищення поверхневої твердості, зносостійкості, корозійної стійкості і окалиностійкості:

1. Дифузійне хромування надає виробам жаростійкості в повітряному середовищі і середовищі газів, зносостійкості, жароміцність, опір ерозії і корозії в агресивних середовищах.
2. Процес хромування відбувається при температурі 1000—1050 °C з витримкою на протязі декількох годин.
3. При хромуванні середньовуглецева сталь набуває високої твердості і зносостійкості.

## Ц

**ЦЕМЕНТАЦІЯ** — насичення поверхневого шару сталі вуглецем з метою підвищення поверхневої твердості, зносостійкості і границі витривалості:

1. Газова цементация здійснюється в шахтних печах періодичної дії або в муфельних і безмуфельних печах неперервної дії.
2. Цементация проводиться при температурі 930—950 °C.
3. Існують два основних способи цементации: цементация

в твердому карбюризаторі і газова цементация. 4. Цементация застосовується головним чином для підвищення зносостійкості деталей машин, що труться: зубчастих коліс, розподільних валків двигунів і т. п.

**ЦЕМЕНТИТ** — хімічна сполука заліза з вуглецем (Fe<sub>3</sub>C); одна з фаз складових залізвуглецевих сплавів:

1. Цементит має

## ЦІАНУВАННЯ

складну ромбічну решітку з шільним упакуванням атомів. 2. Для цементиту характерні висока твердість і низька пластичність.

**ЦІАНУВАННЯ** — одночасне насичення поверхневого шару сталі вуглецем і азотом з метою підвищення її поверхневої твердості, зносостійкості і границі витривалості:

1. Високотемпературне ціанування відбувається при 800—850 °С, а низькотемпературне — при 500—600 °С. 2. Ціанування сталі здійснюється в твердих, рідких і газоподібних середовищах. 3. Газове високотемпературне ціанування називається також нітроцементациєю. 4. Ціанування має ряд переваг у порівнянні з цементациєю і є більш прогресивним процесом.

## Ч

**ЧАВУН** — сплав заліза з вуглецем, що містить понад 2,14 % вуглецю і підвищену кількість домішок: 1. Високоміцні чавуни застосовують для деталей верстатного і кувалдно-пресового обладнання, що працює при високих тисках. 2. Чавун — первинний продукт переробки залізних руд шляхом їх плавлення в доменних печах. 3. Структура чавуну у виливках залежить від хімічного складу і швидкості кристалізації. 4. З основних компонентів чавуну найбільший вплив на його структуру мають вуглець і кремній.

**ЧЕРВОНОЛАМКІСТЬ** — різке зниження пластичності сплавів при температурі гарячої обробки тиском у результаті оплавлення домішок: 1. Червоноламкість приводить до утворення тріщин і руйнування заготовок при великих ступенях обтис-

нення. 2. У мідистій сталі червоноламкість викликається скупченням у поверхневих шарах заготовок деякої кількості міді внаслідок окислення заліза. 3. Марганеш захищає сталь від червоноламкості за рахунок утворення сполук MnS. 4. Щоб уникнути червоноламкості, заготовки з мідистої сталі перед гарячим пластичним деформуванням нагрівають у відновлювальному середовищі.

**ЧЕРВОНОСТІЙКІСТЬ** — здатність інструментальної швидкорізальної сталі зберігати високу твердість (структуру мартенситу) при нагріванні до температури 550—600 °С: 1. Червоностійкість є основною властивістю швидкорізальної сталі. 2. Після спеціальної термічної обробки швидкорізальна сталь буде відрізнитись червоностійкістю.

## Ш

**ШВИДКОРІЗАЛЬНА СТАЛЬ** — високолегована інструментальна сталь, яка застосовується для виготовлення відповідного інструменту і забезпечує високу продуктивність різання: 1. Інструмент зі швидкорізальної сталі не втрачає твердості при нагріванні до 560—600 °С і може різати

метал з великою швидкістю, тому сталь і називається швидкорізальною. 2. Для отримання червоностійкості інструмент зі швидкорізальної сталі піддають спеціальній термічній обробці: гартуванню від температури 1240—1300 °С і трьохкратному відпуску при температурі 560—600 °С.



## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Венецкий С. И. Рассказы о металлах. — 2-е изд., доп. — М.: Металлургия, 1975. — 240 с.
2. Волчок И. П. Сопротивление разрушению стали и чугуна. — М.: Металлургия, 1993. — 192 с.
3. Геллер Ю. А., Рахштадт А. Г. Материаловедение: Методы анализа, лабораторные работы и задания. — М.: Металлургия, 1984. — 384 с.
4. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. — М.: Металлургия, 1985. — 408 с.
5. Гуляев А. П. Металловедение: Учеб. для вузов. — 6-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1986. — 544 с.
6. Гумен В. С. Материалознавство: Консп. лекцій: Ч. I. — К.: КПІ, 1991. — 212 с.
7. Еришов Г. С., Бычков Ю. Б. Физико-химические основы рационального легирования сталей и сплавов. — М.: Металлургия, 1982. — 360 с.
8. Золотаревский В. С. Механические свойства металлов. — 3-е изд. — М.: МИСИС, 1998. — 400 с.
9. Карпенко Г. В. Про фізико-хімічну механіку металів. — К.: Наук. думка, 1973. — 176 с.
10. Конструкционные материалы: Справочник. / Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше и др. / Под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. — М.: Машиностроение, 1990. — 688 с.
11. Контроль качества термической обработки стальных полуфабрикатов и деталей: Справочник. / Под общ. ред. В. Д. Кальнера. — М.: Машиностроение, 1984. — 384 с.
12. Кузін О. А. Керування властивостями мікролегованих сталей за параметрами внутрішніх поверхонь розділу // Фізико-хімічна механіка матеріалів. — 2000. — № 5. — С. 101—106.
13. Курдюмов Г. В., Утевский Л. М., Энтин Р. И. Превращения в железе и стали. — М.: Наука, 1977. — 236 с.
14. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов: Учеб. для вузов. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1993. — 447 с.
15. Малюта А. Н. Гиперкомплексные динамические системы. — Львов: Вища шк., 1989. — 111 с.
16. Малюта А. Н. Закономерности системного развития. — К.: Наук. думка, 1990. — 135 с.
17. Малюта А. Н. Система деятельности. — К.: Наук. думка, 1991. — 206 с.
18. Марочник сталей и сплавов. / В. Г. Сорокин, А. В. Волосникова, С. А. Веткин и др. — М., Машиностроение, 1989. — 640 с.

19. Материаловедение: Учеб. для вузов. / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Машиностроение, 1986. — 384 с.
20. Материаловедение и технология металлов: Учеб. для вузов. / Г. П. Фетисов, М. Г. Карпман, В. М. Матюнин и др. / Под ред. Г. П. Фетисова. — М.: Высшая шк., 2000. — 638 с.
21. Матеріалознавство: Підруч. для вузів. / В. І. Большаков, О. Ю. Береза, О. Ю. Миронова, В. І. Харченко. — Торонто: Базіліан Прес, 1998. — 216 с.
22. Металознавство: Підручник / О. М. Бялік, В. С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко. — 2-е вид., перероб і доп. — К.: Політехніка, 2002. — 384 с.
23. Мохорт А. В., Чумак М. Г. Термічна обробка металів: Навч. посібник. — К.: Либідь, 2002. — 512 с.
24. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. — 4-е изд., перераб. и доп. — М.: Металлургия, 1986. — 480 с.
25. Новиков И. И., Строганов Г. Б., Новиков А. И. Металловедение, термообработка и рентгенография. — М.: МИСИС, 1994. — 480 с.
26. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей: Пер. с англ. — М.: Металлургия, 1984. — 184 с.
27. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: Навч. посіб. для вузів: Кн. I (Ч. I, II і III). — Львів: УкрДЛТУ, 2000. — 264 с.
28. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. — М.: Металлургия, 1979. — 176 с.
29. Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Войткун Ф. Материаловедение: Учеб. для вузов. — М.: МИСИС, 1999. — 600 с.
30. Справочник необходимых знаний. — М.: РИПОЛ КЛАССИК, 2000. — 768 с.
31. Статистичний щорічник України за 2001 рік: Зб./За ред. О. Г. Осауленка. — К.: Техніка, 2002. — 646 с.
32. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочения металлических материалов. — Новосибирск: Наука, Сибирское отделение, 1990. — 306 с.
33. Физическое металловедение. / Под ред. Р. У. Кана, П. Хаазена: В 3-х тт.: Пер. с нем. — М.: Металлургия, 1987.
34. Энциклопедия неорганических материалов: В 2-х тт. — К.: Изд-во УРЕ, 1977.
35. Яцюк А. І., Яцюк Р. А. Матеріалознавство: Навч. посіб. — К.: ІЗМН, 1996. — 168 с.
36. [http:// w. w. w. worldsteel. org/](http://w.w.w.worldsteel.org/)

## КОРОТКІ ВІДОМОСТІ ПРО АВТОРІВ

*Кузін Олег Анатолійович (1950)* — кандидат технічних наук, доцент. Займається моделюванням і оптимізацією структури і властивостей металічних матеріалів. Автор 90 наукових та навчально-методичних публікацій, серед яких 8 патентів та авторських свідоцтв на винаходи. Під його керівництвом підготовлено та захищено кандидатську дисертацію.

У 1973 р. закінчив механіко-технологічний факультет Львівського політехнічного інституту за спеціальністю «Фізика металів». У 1973—1975 рр. працював у Фізико-механічному інституті АН УРСР. В 1976—1979 рр. навчався в аспірантурі. У 1984 р. захистив дисертацію на тему «Мікролегування покращувальних бористих сталей з метою підвищення прогартуваності і конструкційної міцності». Робота була виконана під керівництвом заслуженого працівника вищої школи УРСР, доктора технічних наук, професора М. М. Фетісової. З 1986 р. працює доцентом кафедри фізики металів та матеріалознавства Національного університету «Львівська політехніка».

*Яцюк Ростислав Арсенович (1952)* — кандидат технічних наук, доцент. Займається дослідженнями шляхів усунення крихкості залізоалюмінієвих сталей та створенням нових економнолегованих жаростійких сталей для деталей пічного обладнання. Автор більше 80 наукових та навчально-методичних публікацій, серед яких навчальний посібник «Матеріалознавство» (1996, у співавторстві) та два авторські свідоцтва на винаходи.

У 1974 р. закінчив механіко-технологічний факультет Львівського політехнічного інституту за спеціальністю «Фізика металів». У 1974—1986 рр. працював у Фізико-механічному інституті АН УРСР. У 1984 р. захистив дисертацію на тему «Жаростійкість залізоалюмінієвих сплавів і розробка економнолегованої сталі для деталей пічного обладнання». Робота була виконана під керівництвом доктора технічних наук, професора І. І. Василенка та кандидата технічних наук В. І. Найчука. У 1986—1988 рр. працював провідним конструктором проектно-конструкторського інституту конвейєробудування. З 1988 р. працює доцентом кафедри охорони праці Національного університету «Львівська політехніка».

Відтворення усєї книги або будь-якої її частини  
заборонено без письмової згоди видавництва.  
Будь-які спроби порушення авторських прав  
будуть переслідуватися у судовому порядку

**Олег Анатолійович Кузін**  
**Ростислав Арсенович Яцюк**

## МЕТАЛОЗНАВСТВО ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ

Підручник

Редактор *Нечай С. А., Мельников О. В.*  
Технічний редактор *Василишин Д. В.*  
Коректор *Василишин Д. В.*  
Верстання *Бойчук М. Г.*  
Комп'ютерний набір *Василишин О. М.*

Свідоцтво про внесення до державного реєстру  
ДК № 618 від 02. 10. 2001 р.

Підписано до друку 31.12. 2002 р. Формат 70x100/16  
Папір писальний. Гарнітура "Антиква". Друк офсетний.  
Умовн. друк. арк. 24,51. Облік-видавн. арк. 22,60.  
Тираж 1000. Замовлення № 70.

Повне товариство — видавнича фірма "Афіша"  
79005 м. Львів, вул. Костя Левицького, 4  
Тел./факс: (0322) 97-14-27

Віддруковано ПТВФ "Афіша"  
79005 м. Львів, вул. Костя Левицького, 4