

Міністерство освіти і науки України
Сумський державний університет

Гапонова О. П., Говорун Т. П.

ІНЖЕНЕРНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Навчальний посібник

Рекомендовано вченою радою Сумського державного університету



Суми
Сумський державний університет
2024

УДК 620.22:621.7(075.8)

Г 19

Рецензенти:

М. І. Сотник – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри прикладної гідроаеромеханіки Сумського державного університету;
В. Б. Тарельник – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри технічного сервісу та галузевого машинобудування Сумського національного аграрного університету

*Рекомендовано до видання
вченою радою Сумського державного університету
як навчальний посібник
(протокол № 3 від 10 жовтня 2024 року)*

Гапонова О. П.

Г 19 Інженерне матеріалознавство : навчальний посібник /
О. П. Гапонова, Т. П. Говорун. – Суми : Сумський
державний університет, 2024. – 403 с.

ISBN 978-966-657-991-4

Навчальний посібник містить теоретичні відомості з інженерного матеріалознавства для студентів спеціальностей 102 «Хімія» (Е3 «Хімія»), 131 «Прикладна механіка» (G9 «Прикладна механіка»), 132 «Матеріалознавство» (G8 «Матеріалознавство»), 133 «Галузеве машинобудування» (G11 «Машинобудування (за спеціалізаціями)»), 142 «Енергетичне машинобудування», 144 «Теплоенергетика» (G4 «Енерговиробництво (за спеціалізацією)») всіх форм навчання. Пропонований матеріал дає змогу зрозуміти найважливіші завдання, що стоять перед інженерами, надають уявлення про фундаментальний взаємозв'язок складу, будови й властивостей речовин, що є основою для спрямованого пошуку нових об'єктів із заданими функціональними властивостями.

Рекомендований для студентів інженерно-технічних спеціальностей закладів вищої освіти. Навчальний посібник насамперед адресовано студентам і викладачам, проте довідковий матеріал, що міститься в ньому, робить його настільною книгою і для сучасного інженера.

УДК 620.22:621.7(075.8)

ISBN 978-966-657-991-4

© Сумський державний університет, 2024

ЗМІСТ	С.
ВСТУП	8
РОЗДІЛ 1. ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ ХІМІЇ МАТЕРІАЛІВ. ОСНОВНІ ЗАСАДИ ХІМІЧНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА	10
1.1. Поняття «матеріалознавство». Роль хімії в створенні матеріалів	10
1.2. Класифікація металів	11
1.3. Ковалентні, іонні, металічні, молекулярні кристали, відмінність в їх властивостях.....	13
1.4. Атомно-кристалічна будова металів	15
1.5. Реальна будова металів. Дефекти кристалічної будови.....	19
1.6. Дифузія в твердих тілах.....	25
Запитання для самоконтролю	28
РОЗДІЛ 2. КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ. ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ В ТВЕРДОМУ СТАНІ	30
2.1. Енергетичні умови процесу кристалізації	30
2.2. Будова металевого зливка	34
2.3. Перетворення в твердому стані	40
2.4. Пластична деформація. Вплив пластичної деформації на структуру й властивості металів.....	43
2.5. Рекристалізаційні процеси в деформованому металі.....	48
Запитання для самоконтролю	55
РОЗДІЛ 3. ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ І МЕТОДИ ЇХ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	57
3.1. Дослідження механічних властивостей матеріалів	57
3.2. Методи визначення твердості матеріалів	59
3.3. Дослідження ударної в'язкості матеріалів	60
3.4. Визначення хімічних властивостей матеріалів	62
Запитання для самоконтролю	69

РОЗДІЛ 4. ОСНОВИ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА	71
4.1. Сучасне металургійне виробництво та його продукція... ..	71
4.2. Матеріали для виробництва металів і сплавів	73
4.3. Виробництво чавуну	75
4.4. Виплавлення чавуну	78
4.5. Металургія сталі.....	84
Запитання для самоконтролю	96
РОЗДІЛ 5. ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ЗАГОТОВОК ДЕТАЛЕЙ МАШИН	100
5.1. Основи технології ливарного виробництва.....	100
5.2. Способи лиття	103
5.2.1. Отримання виливків литтям у піщаноглиняні форми.	103
5.2.2. Виготовлення виливків у металеві форми.....	104
5.2.3. Виготовлення виливків відцентровим литтям	105
5.2.4. Виготовлення виливків литтям під тиском	106
5.2.5. Лиття за виплавлюваними моделями.....	107
5.2.6. Лиття в оболонкові форми	110
5.3. Основи технологій оброблення тиском	112
5.3.1. Загальна характеристика оброблення металів тиском.....	112
5.3.2. Кування	116
5.3.3. Штампування.....	117
5.3.4. Прокатне виробництво	122
5.3.5. Пресування	127
5.3.6. Волочіння.....	129
Запитання для самоконтролю	130
РОЗДІЛ 6. ПОРОШКОВІ ТА КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ	134
6.1. Поняття про порошкові та композиційні матеріали.....	134
6.2. Порошкові матеріали. Порошкова металургія:	

відновлення металів із окислів і солей, пресування утворених металевих порошків і спікання в захисній атмосфері чи вакуумі.....	135
6.2.1. Методи отримання порошків та їх характеристики.....	137
6.2.2. Властивості порошків.....	141
6.2.3. Пористі підшипники. Пористі порошкові матеріали.....	142
6.3. Полімери: молекулярна структура та термомеханічні властивості.....	144
6.3.1. Загальна характеристика пластмас.....	148
6.3.2. Склад пластмас і характеристика компонентів.....	149
6.3.3. Фізичні стани полімерів	152
6.4. Композити. Композиційні матеріали	155
6.4.1. Галузі застосування композиційних матеріалів.....	156
6.4.2. Класифікація і характеристика композиційних матеріалів.....	157
6.5. Адитивні технології в матеріалознавстві	161
Запитання для самоконтролю	164
РОЗДІЛ 7. СПЛАВИ ТА ЇХ РІЗНОВИДИ. ДІАГРАМИ СТАНУ ТА ОСНОВНІ ПРАВИЛА ЇХ ВИВЧЕННЯ	166
7.1. Поняття про сплав. Тверді розчини. Хімічні сполуки. Механічні суміші	166
7.2. Діаграми стану	174
7.2.1. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють необмежені тверді розчини	182
7.2.2. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють обмежені тверді розчини та евтектику	186
7.2.3. Діаграма стану сплавів з утворенням хімічної сполуки.....	189
7.2.4. Діаграма стану сплавів із перитектичним перетворенням.....	192
7.2.5. Зв'язок властивостей сплаву з типом діаграми (правило Курнакова).....	195

Запитання для самоконтролю	197
РОЗДІЛ 8. ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ	198
8.1. Діаграма стану залізо – вуглець.....	198
8.2. Вуглецеві сталі	210
8.2.1. Вплив вуглецю на властивості сталі	210
8.2.2. Вплив постійних домішок на властивості сталі.....	211
8.2.3. Класифікація вуглецевих сталей	213
8.3. Чавуни	220
8.3.1. Класифікація чавунів.....	220
8.3.2. Діаграма стану залізо – графіт	223
8.3.3. Графітні чавуни.....	224
Запитання для самоконтролю	241
РОЗДІЛ 9. ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ	243
9.1. Теорія термічного оброблення сталі	243
9.1.1. Перше основне перетворення	247
9.1.2. Перетворення в сталі під час охолодження аустеніту.....	257
9.1.3. Друге основне перетворення.....	261
9.1.4. Третє основне перетворення	263
9.1.5. Проміжне перетворення	268
9.1.6. Перетворення аустеніту під час безперервного охолодження	270
9.1.7. Четверте основне перетворення	273
9.2. Технологія термічного оброблення сталі	278
9.2.1. Відпалювання	280
9.2.2. Гартування сталі.....	292
9.2.3. Відпускання	310
Запитання для самоконтролю	313
РОЗДІЛ 10. ХІМІКО-ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ СТАЛІ	317
10.1. Цементация сталі.....	319
10.2. Азотування сталі	326
10.3. Ціанування й нітроцементация.....	331

10.4. Дифузійна металізація	335
Запитання для самоконтролю	338
РОЗДІЛ.11. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ.....	339
11.1. Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталі.....	339
11.2. Конструкційні леговані сталі.....	347
11.3. Інструментальні сталі	355
11.4. Сталі й сплави з особливими властивостями.....	365
Запитання для самоконтролю	367
РОЗДІЛ 12. КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА ЇХ СПЛАВИ....	369
12.1. Сплави алюмінію	369
12.1.1. Властивості алюмінію	369
12.1.2. Сплави алюмінію	370
12.1.3. Термічне оброблення сплавів алюмінію.....	378
12.2. Мідь та її сплави.....	381
12.3. Титан та його сплави	389
12.3.1. Властивості титану	389
12.3.2. Сплави титану	390
12.3.3. Термічне оброблення сплавів титану.....	392
12.3.4. Промислові сплави титану	394
Запитання для самоконтролю	395
Список літератури.....	398

ВСТУП

Фізика, хімія та матеріалознавство є основою для розуміння природи різних інженерних матеріалів. Більше того, ґрунтовні знання з матеріалознавства забезпечують необхідний досвід для вирішення проблем в інженерних дисциплінах, пов'язаних із проєктуванням і розробленням нових матеріалів. Матеріалознавство та інженерія є основним напрямом діяльності більшості компаній у всьому світі. У прагненні зробити речі міцнішими, дешевшими, легшими, функціональнішими та довговічнішими, керування матеріалами, їх властивостями та технологічними процесами є визначальними. Матеріалознавство важливе як з наукової точки зору, так і з практичної. Матеріали мають величезне значення для інженерів (або інших прикладних галузей), оскільки використання відповідних матеріалів із контрольованими властивостями має вирішальне значення під час проєктування систем. У зв'язку зі зростаючими потребами сучасної промисловості в нових матеріалах, раціональних та екологічно чистих технологіях їх отримання зростає потреба в підготовці фахівців у галузі матеріалознавства. Знання теоретичних основ і фізико-хімічних закономірностей твердого тіла, сучасних методів дослідження та діагностики дадуть змогу фахівцю здійснювати науково обґрунтоване прогнозування та цілеспрямований синтез матеріалів, використовувати одержані знання в різних галузях матеріалознавства.

Посібник призначений насамперед для студентів і викладачів, але також може бути використаний як настільна книга й для сучасного інженера. Матеріал посібника – це фундамент, який повинні знати інженери різних спеціальностей. На превеликий жаль, горде звання «інженер» втратило свою привабливість, хоча саме інженери впродовж століть, починаючи ще з творців єгипетських пірамід, і вже точно з часів інженерного генія Леонардо да Вінчі, залишалися елітою суспільства, тими,

хто створював і створює все навколо, чим ми користуємося. Недарма слово «інженер» походить від латинського дієслова *ingenium* – «здатність, винахідливість». Сьогодні одного таланту мало. Здатність створювати започатковується на твердому фундаменті знань про всі рівні структури матеріалу, оскільки визначає його властивості й цим оптимальний вибір для конкретного застосування. А галузі застосування матеріалів фантастично різноманітні – від створення космічної техніки до предметів побуту, і все це є однаково важливим.

Сьогодні розвиток матеріалів відбувається швидше, ніж будь-коли в історії. Нові та вдосконалені матеріали є однією з основних технологій, що стимулюють інновації та вдосконалення продукції. Посібник містить точні визначення та опис конкретних сучасних матеріалів, а також перспективи створення нових матеріалів. Автори розповідають про складні речі зрозумілою мовою, що робить посібник доступним для підготовки інженерів будь-якого напрямку. Робота побудована так: у ній є послідовність і логіка викладу, контрольні запитання, виділені основні поняття та терміни, доступно наведені теоретичні тези, які обґрунтовані з практичної точки зору, поданий гарної якості ілюстративний матеріал.

У цьому навчальному посібнику викладений теоретичний матеріал з інженерного матеріалознавства для студентів спеціальностей 102 «Хімія» (Е3 «Хімія»), 131 «Прикладна механіка» (G9 «Прикладна механіка»), 132 «Матеріалознавство» (G8 «Матеріалознавство»), 133 «Галузеве машинобудування» (G11 «Машинобудування (за спеціалізаціями)»), 142 «Енергетичне машинобудування», 144 «Теплоенергетика» (G4 «Енерговиробництво (за спеціалізацією)») всіх форм навчання. Також видання може бути корисним здобувачам освіти машинобудівних, металургійних і споріднених спеціальностей, а також аспірантам, викладачам, фахівцям інженерно-технічних спеціальностей.

РОЗДІЛ 1

ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ ХІМІЇ МАТЕРІАЛІВ. ОСНОВНІ ЗАСАДИ ХІМІЧНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА

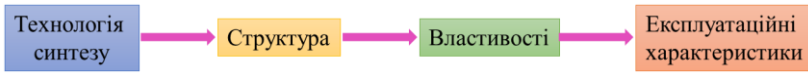
1.1. Поняття «матеріалознавство». Роль хімії в створенні матеріалів

Усі речовини складаються з хімічних елементів (водень, кисень, сірка, фосфор, залізо, мідь тощо). Властивості хімічних елементів залежать від заряду атомних ядер, з яких вони складаються. Нині відомо 119 хімічних елементів (із них Міжнародний хімічний союз офіційно визнав 112 елементів). З'єднуючись різними зв'язками (іонний, електричний, ковалентний, металічний і міжмолекулярний) один з одним, хімічні елементи утворюють молекули простих або складних речовин, до складу яких можуть входити від двох до сотень тисяч атомів. Це зумовило створення речовин із різноманітними властивостями та характеристиками, отримання штучним шляхом матеріалів, які можуть бути використані в науці й техніці.

Матеріали – це речовини, отримані з сировини, які використовуються для виробництва напівфабрикатів, виробничих і будівельних деталей і готових виробів (наприклад, метали та їх сплави, цегла, деревина, шкіра, полімери, папір, натуральні та хімічні волокна тощо). Матеріали є природною основою продукції. Частка вартості матеріалів становить 40–70 % усіх витрат на виготовлення готових виробів, а для автоматизованого виробництва досягає 80 % [1–3].

Матеріалознавство – наука про зв'язки між складом, будовою і властивостями матеріалів, закономірності їх змін унаслідок фізико-механічних та інших видів впливів, а також про шляхи отримання (виробництва) матеріалів, поліпшення їх властивостей і

ефективності використання.



Чотири основних компоненти, що утворюють предмет матеріалознавства й технології матеріалів

Сучасне матеріалознавство як наука почало формуватися в ХІХ ст. Основу виробництва сталі та чавуну заклало *металознавство*.

Сучасне машинобудування характеризується безперервним зростанням енергонапруженості, екстремальними параметрами (граничні механічні навантаження, високі та низькі температури, агресивні середовища, високий рівень радіації тощо), тому в багатьох випадках лише надання специфічних властивостей матеріалам, що застосовуються, можна забезпечити надійність і довговічність машин.

Нові технології, що пов'язані з використанням надвисоких температур і тиску, лазера, плазми, електропорошкової металургії, енергії вибуху, електро- і магнітоімпульсного оброблення тощо, дають змогу отримувати та синтезувати такі матеріали, яких раніше людство не лише не мало, а й не знало, або які взагалі в природному стані не трапляються (надтверді, надміцні, жаростійкі тощо).

Отже, завдання матеріалознавства в загальному вигляді – це розроблення нових і вдосконалення існуючих матеріалів.

1.2. Класифікація металів

За А. П. Гуляєвим, метали класифікують на чорні та кольорові [2].

Чорні метали загалом мають темно-сірий колір, більш високу температуру плавлення, значну твердість і густину, здатні до поліморфних перетворень (крім Ni).

Серед них розрізняють:

- залізні – Fe, Co, Ni, Mn;
- тугоплавкі – температура плавлення яких вища за температуру плавлення заліза (понад 1 539 °C) – W, Mo, Re, Nb, Ti, V, Cr;
- уранові – актинідії, Ac, Th, U, Np, Pu, Bk, Cf, Md, No та інші;
- рідкоземельні (РЗМ) – La, Ce, Nd, Pr та інші.

До *кольорових металів* належить решта металів. Характерними для них є забарвлення (червоне, жовте, біле), висока пластичність, низька твердість, відносно низька температура плавлення, відсутність поліморфізму. Типовим представником цієї групи є мідь і сплави на її основі (бронза, латунь). Серед кольорових металів розрізняють [4]:

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

Найбільшого поширення в техніці набули чорні метали. На їх частку припадає понад 90 % виробленої металопродукції. Це обумовлено великими запасами залізних руд у земній корі, порівняно простою технологією виплавки чавуну й сталі, їх високою конструктивною міцністю (насамперед сталей) і відносно невеликою вартістю.

Кольорові метали застосовують у техніці рідше, ніж чорні. Це пояснюється незначним вмістом багатьох кольорових металів у земній корі, складністю процесу їх

вилавки з руд, недостатньою міцністю. Кольорові метали дорожчі за чорні і, коли це можливо, їх замінюють чорними металами, пластмасами та іншими більш дешевими матеріалами. Проте кольорові метали мають властивості, через які їх застосування в техніці є незамінним. Наприклад, мідь і алюміній мають високу електро- й теплопровідність і використовуються для виготовлення провідників електричного струму в електротехніці, в різних теплообмінниках, радіаторах, холодильниках. Сплави магнію, алюмінію та титану завдяки незначній густині, високій питомій міцності широко використовуються в літакобудуванні, космічній техніці тощо.

1.3. Ковалентні, іонні, металічні, молекулярні кристали, відмінність в їх властивостях

Залежно від природи часток, що утворюють кристалічні ґратки, та типу зв'язку між ними розрізняють такі типи кристалів: молекулярні, атомні, іонні та металічні (рис. 1.1).

Молекулярні кристали утворені молекулами, атоми в яких з'єднані ковалентним полярним (рис. 1.1 а) чи неполярним зв'язком. Між такими молекулами існують ван-дер-ваальсівські сили або водневий зв'язок. Сили міжмолекулярної взаємодії слабкі, тому кристали з молекулярними ґратками мають низьку міцність, досить пластичні. Температура плавлення їх невисока, вони легкі, електричний струм не проводять. Молекулярні ґратки мають лід, фенол, сухий лід CO_2 , йод I та ін.

Атомні кристали утворені атомами одного чи різних елементів, зв'язаних між собою ковалентними зв'язками (рис. 1.1 б). Атомні ґратки мають кристали алмазу C, двооксиду кремнію SiO_2 , карбїду кремнію SiC та ін. Це тверді кристали, напівпровідники та діелектрики,

із високою температурою плавлення, нелеткі та нерозчинні.

Іонні кристали складаються з іонів протилежного знака, які чергуються у вузлах і зв'язані між собою силами електростатичного притягування (рис. 1.1 в). Такі ґратки мають хлорид натрію NaCl, гідроксид калію KOH, нітрат калію KNO₃. Речовини з іонними ґратками мають високі температури плавлення та кипіння, тверді, але крихкі, розчиняються в полярних розчинниках. У твердому стані вони діелектрики, у водних розчинах або розплавах проводять електричний струм.

Металічні кристали характерні для всіх металів і сплавів. У вузлах таких ґраток є позитивні іони металів, між якими вільно рухаються електрони – «електронний газ» (рис. 1.1 г). Під час деформування металу, тобто під час зміщення одних об'ємів металу щодо інших, зв'язок між іонами не порушується, тому кристали з металевими ґратками, на відміну від атомних та іонних, не лише тверді, а й пластичні, здатні до деформування. Метали та сплави мають високу тепло- та електропровідність, нелеткі, не розчиняються в полярних і неполярних розчинниках.

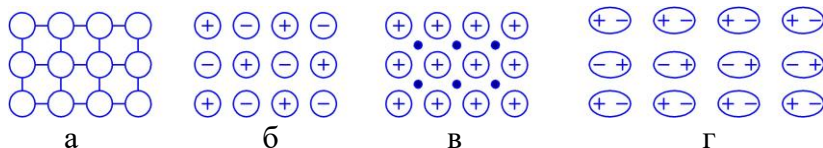


Рисунок 1.1 – Типи кристалічних ґраток: а – атомні; б – йонні; в – металічні; г – молекулярні

Кристали із змішаним типом зв'язку. Розглянемо такі кристали на прикладі двох модифікацій вуглецю – алмаза та графіту (рис. 1.2). Атоми карбону в структурі алмаза з'єднані міцним ковалентним зв'язком із чотирма сусідніми атомами, розміщеними у вершинах тетраедра, з

малою міжатомною відстанню (0,154 нм), що обумовлює специфічну його властивість – унікальну твердість. Будова кристала графіту обумовлена sp^2 -гібридизацією. Кожен атом має ковалентний зв'язок із трьома атомами і ван-дер-ваальсівський ще з одним. Такий зв'язок приводить до утворення шаруватої структури. Відстань між атомами (сусідніми) в плоскому шарі становить 0,141 нм, а між шарами – 0,340 нм, що обумовлює слабкий зв'язок між шарами.

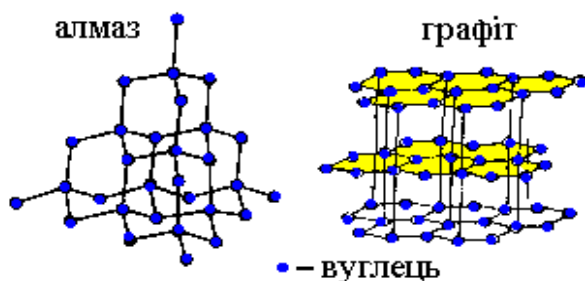


Рисунок 1.2 – Кристалічні ґратки алмаза (а) та графіту (б)

1.4. Атомно-кристалічна будова металів

Під *атомно-кристалічною структурою* розуміють взаємне розміщення атомів (іонів) у реальному кристалі. Залежно від будови тверді тіла поділяють на аморфні та кристалічні [2].

Аморфні тверді тіла характеризуються хаотичним розміщенням атомів, тому, зберігаючи постійну форму, вони не мають певних (критичних) температур плавлення та кристалізації (рис. 1.1 а). Залежно від зовнішніх умов їх властивості змінюються поступово. Аморфний стан металу реалізується за умов інтенсивного охолодження.

За звичайних умов кристалізації метали і сплави в твердому агрегатному стані мають *кристалічну будову*. Кристалічні тіла залишаються твердими (зберігають

надану їм форму) до певної температури, за якої вони переходять у рідкий стан. Перехід чистого металу з одного агрегатного стану в інший відбувається за певної температури – *температури плавлення (кристалізації)* (рис. 1.3 б, в). Також кристалізація (плавлення) сплавів відбувається в певному інтервалі температур (рис. 1.3 г).

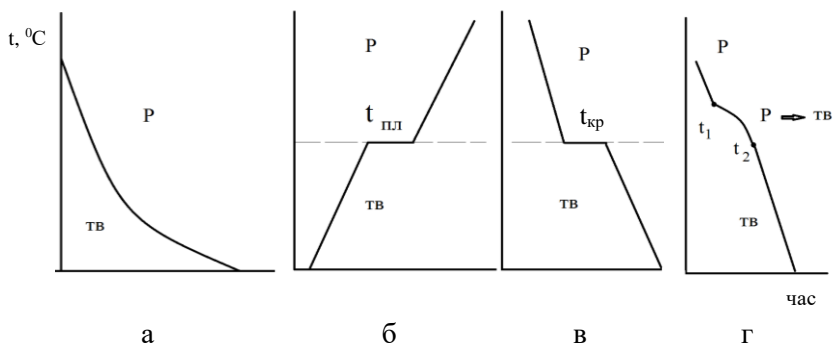


Рисунок 1.3 – Криві нагрівання та охолодження:

а – крива охолодження аморфного тіла;

б – крива нагрівання чистого металу;

в – крива охолодження чистого металу;

г – крива охолодження сплаву

Кристалічна будова характеризується закономірним, геометрично правильним розміщенням атомів (іонів) у просторі.

Елементарна кристалічна комірка – це такий найменший об’єм, який дає нам уявлення про взаємне розміщення атомів у всьому кристалі. Переважна більшість металів має одну з перелічених нижче елементарних кристалічних комірок: кубічну об’ємноцентровану (ОЦК), кубічну гранецентровану (ГЦК), гексагональну щільноукладену (ГЩУ) [4].

Кристалічну комірку зображують вузлами (точками), що відповідають положенню центрів атомів у стані спокою, сполучених уявними прямими лініями.

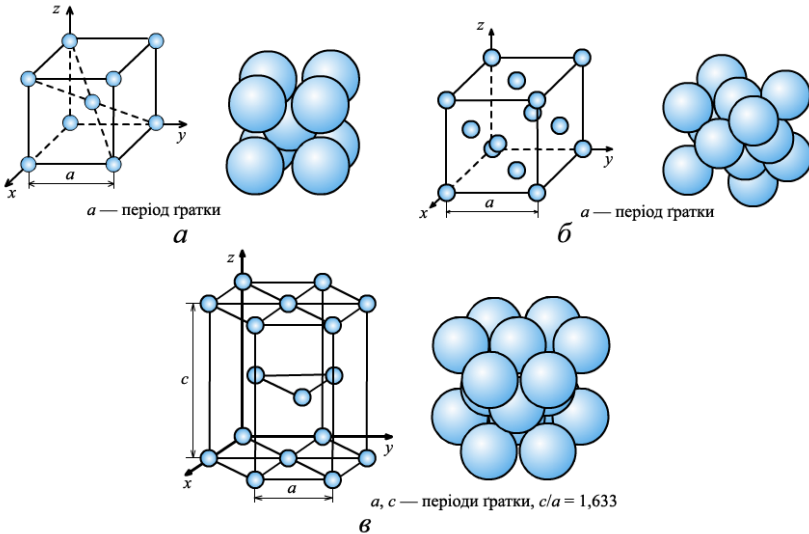


Рисунок 1.4 – Елементарні кристалічні комірки:
 а – об'ємноцентрована кубічна; б – гранецентрована кубічна; в – гексагональна щільноукладена

В елементарній кристалічній комірці **об'ємноцентрованому кубі** (ОЦК) вісім атомів розміщено на перетині ребер куба (рис. 1.4 а) та один – на перетині його діагоналей. Названу будову (ОЦК) мають такі метали: калій, натрій, β -титан, β -цирконій, тантал, вольфрам, ванадій, α -залізо, хром та інші.

Елементарну кристалічну комірку характеризують: параметр, кількість атомів, що припадає на одну елементарну комірку, коефіцієнт компактності та координаційне число [1, 3].

Параметр кристалічної комірки – величина, яка визначає її лінійні розміри. Очевидно, що для кубічної

комірки параметром є довжина ребра куба a , яка вимірюється в нанометрах ($1 \text{ нм} = 10^{-9} \text{ м}$). Для металів із кубічною елементарною коміркою значення a перебуває в межах 0,2–0,6 нм [1, 3].

Кількість атомів, що припадає на одну елементарну комірку, у разі об'ємноцентрованого куба можна визначити так. Кожен атом, розміщений на перетині ребер куба, належить одночасно 8 елементарним коміркам. Таких атомів у комірці вісім. Атом, що є в центрі комірки, належить лише їй. Тому кількість атомів, яка припадає на одну елементарну комірку ОЦК, становить $(1/8) \cdot 8 + 1 = 2$.

Коефіцієнт компактності комірки визначають як відношення об'єму, зайнятого атомами в межах куба, до об'єму куба. Під час розрахунків атоми розглядають як жорсткі кулі, що дотикаються між собою. У разі об'ємноцентрованого куба це значення дорівнює 0,68.

Координаційне число – це кількість атомів, розміщених на найближчих і однакових відстанях від будь-якого атома в ґратці. Атом (рис. 1.2 а), що в центрі куба, перебуває на найближчій та однаковій відстані від атомів, розміщених на перетині його ребер, тобто координаційне число цієї ґратки дорівнює 8, або K_8 . Чим менше координаційне число, тим менший коефіцієнт компактності комірки [1, 3].

Елементарна кристалічна комірка **гранецентрований куб (ГЦК)** має вісім атомів на перетині ребер (рис. 1.4 б) і шість атомів – на перетині діагоналей граней куба. Така будова властива для свинцю, нікелю, срібла, золота, платини, γ -заліза та інших металів.

Кількість атомів, що припадає на одну елементарну комірку гранецентрованого куба: $(1/8) \cdot 8 + (1/2) \cdot 6 = 4$. У цьому разі число один відповідає атомам, які є на перетині ребер, і число три – атомам, що є в центрі граней, оскільки кожен з атомів у центрі граней

належить одночасно двом сусіднім коміркам.

Коефіцієнт компактності комірки для ГЦК становить 0,74, координаційне число – K12 є на найменшій та однаковій відстані від атома, який є в центрі грані.

У гексагональній щільноукладеній комірці (ГШУ) атоми розміщені в кутах (рис. 1.4 в) і в центрі основ шестигранної призми, а три атоми – між її основами. Таку комірку мають магній, α -титан, кадмій, реній, осмій, рутеній, цинк, берилій та інші метали.

Параметрами гексагональної щільноукладеної комірки є її висота c і довжина a грані за $c/a = 1,633$. На одну елементарну гексагональну щільноукладену комірку припадає 6 атомів: два із 12 атомів, що є в кутах основ $[(1/6) \cdot 12 = 2]$, один, що є в центрі двох основ $[(1/2) \cdot 2 = 1]$, і три атоми між основами призми.

Коефіцієнт компактності комірки становить 0,74, координаційне число – 12 (Г12).

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

1.5. Реальна будова металів. Дефекти кристалічної будови

Реальні кристали на відміну від ідеальних мають багато різних дефектів [4, 5]. **Дефект** є зоною кристала, де порушене правильне розміщення атомів. За геометричною ознакою дефекти кристалічної будови поділяють на: точкові, лінійні, поверхневі, об'ємні (рис. 1.5).



Рисунок 1.5 – Класифікація дефектів кристалічної будови [6]

Точкові дефекти (нульвимірні) дуже малі в усіх трьох вимірах у просторі: їх розміри не перевищують декількох параметрів кристалічної комірки. До таких дефектів належать вакансії, міжвузлові атоми, атоми домішок тощо.

Вакансія – це порожнє місце в кристалі, де повинен був перебувати атом (рис. 1.6 а). **Міжвузловий атом** – такий, що вийшов із положення рівноваги й зайняв простір між вузлами (рис. 1.6 б). На його місці утворилася вакансія (на рис. 1.6 б не зображена). Перехід атомів у міжвузлове положення викликає опромінення нейтронами, водночас значно менший вплив мають теплові коливання атомів.

Атоми домішок є навіть у найчистішому металі. Вони або заміщують атоми основного металу у вузлах кристалічної ґратки (рис. 1.6 в), або розміщуються між вузлами (рис. 1.6 г). У близькому оточенні точкових дефектів кристалічна ґратка викривлюється (рис. 1.6). Такі спотворення істотно не позначаються на механічних властивостях металу, проте вони позначаються на деяких

його фізичних властивостях, наприклад на електроопорі.

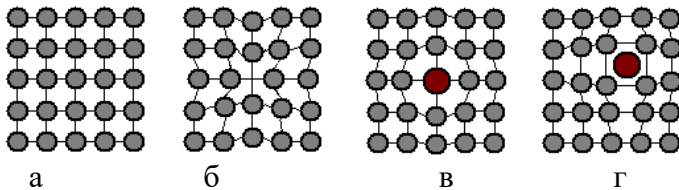


Рисунок 1.6 – Точкові дефекти: а) ідеальна ґратка; б) вакансія; в) атом заміщення; г) атом проникнення [6]

Кожній температурі відповідає своя рівноважна концентрація вакансій. За температури, близької до температури плавлення металу, кількість вакансій становить близько 1 % від кількості атомів у кристалі. Пересичення вакансіями може відбутися внаслідок раптового охолодження під час гартування, пластичної деформації або опромінення металу нейтронами. З часом пересиченість вакансіями зменшується через їх вихід на поверхню кристала чи на межі зерен. **Вакансії** сприяють перебігу дифузійних процесів. Зі збільшенням кількості вакансій зменшуються густина, електро- і теплопровідність кристала.

Лінійні дефекти будови кристала мають малі розміри в двох вимірах і велику довжину – в третьому. Дуже важливими серед лінійних дефектів є крайові та гвинтові дислокації. Їх назва походить від латинського слова dislocation, що в перекладі означає розміщення.

Крайова дислокація – це лінія АВ (рис. 1.7 а) на краю зайвої атомної півплощини в кристалі. Одним із способів утворення крайової дислокації є зсув частини атомів кристала відносно іншої частини атомів на ділянці площини ковзання ABCD під дією прикладеного напруження τ . Унаслідок такого зсуву у верхній частині кристала маємо на одну атомну площину більше

(рис. 1.7 б), ніж у нижній.

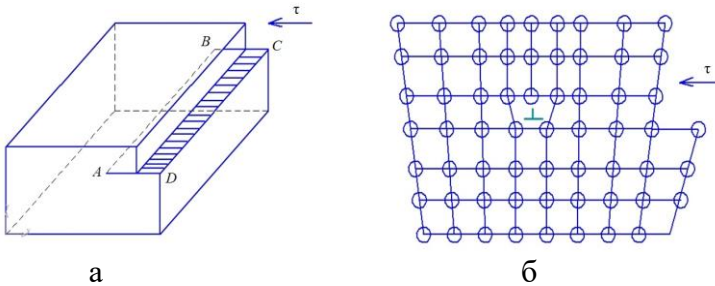


Рисунок 1.7 – Крайова дислокація АВ у кристалі, стрілкою показаний напрямок зсувного напруження [1]

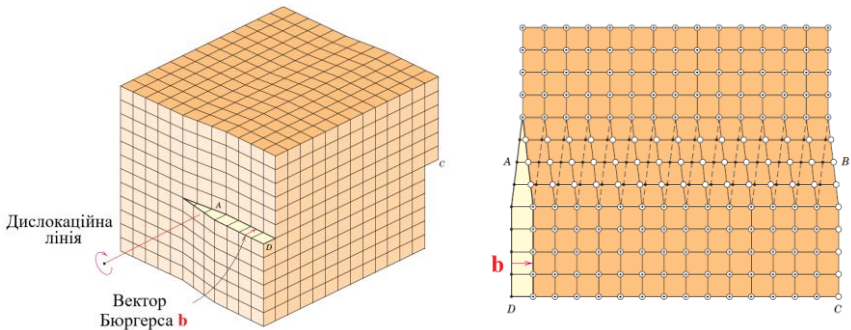


Рисунок 1.8 – Схема гвинтової дислокації [7]

Гвинтові дислокації можуть бути одержані шляхом часткового зсуву атомних шарів по площині (рис. 1.8), який порушує паралельність атомних шарів. Кристал наче закручується гвинтом навколо лінії, що називається *лінією дислокації*. Вона відокремлює ту частину площини ковзання, де зсув уже завершився, від тієї частини, де зсув ще не відбувся. Гвинтова дислокація, що утворилась обертанням за годинниковою стрілкою, називається правою, а проти годинникової стрілки – лівою.

Теорія дислокацій уперше була застосована в 30-х рр. XX ст. для пояснення процесу пластичної

деформації в кристалічних тілах і для врахування величезної невідповідності між теоретичною та практичною міцністю металів.

Кількісною характеристикою дислокаційної структури є *щільність дислокацій* ρ , що дорівнює відношенню сумарної довжини дислокацій Σl до об'єму кристала V :

$$\rho = \frac{\Sigma l}{V}.$$

Щільність дислокацій змінюється в широких межах і залежить від стану матеріалу. Після ретельного відпалу вона становить 10^5 – 10^7 м⁻², у кристалах із сильно деформованими кристалічними ґратками досягає 10^{14} – 10^{15} м⁻². Щільність дислокації значною мірою визначає пластичність і міцність матеріалу (рис. 1.9), так звана крива Одінга.

Мінімальна міцність визначається критичною щільністю дислокацій. Підвищення міцності досягається створенням металу з бездефектною структурою, а також підвищенням щільності дислокацій, утруднюючи їх рух. На цей час створені кристали без дефектів – ниткоподібні кристали завдовжки до 2 мм, завтовшки 0,5–20 мкм – «вуси» з міцністю, близькою до теоретичної: для заліза – 13 000 МПа, для міді – 30 000 МПа. «Вуси» досить широко застосовуються під час виготовлення композиційних сплавів як зміцнювачі.

Щільність дислокацій помітно впливає на механічні властивості: з її збільшенням зростає міцність і знижується пластичність металів. Дислокації виникають під час кристалізації, пластичної деформації, фазових перетворень, у процесі кристалізації, під час термічного оброблення. Швидкість дифузії вздовж дислокацій значно вища, ніж у кристалах без дислокацій.

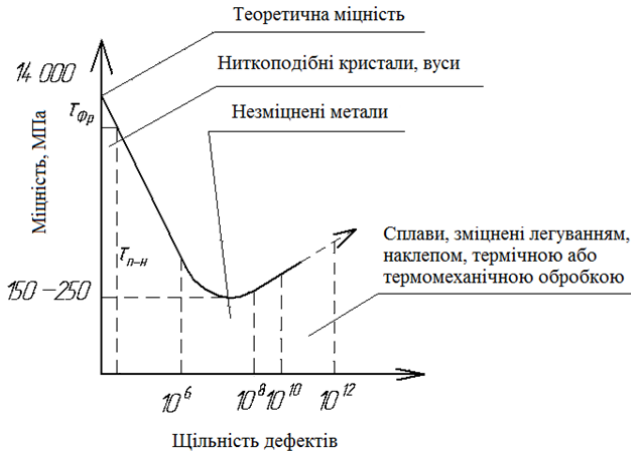


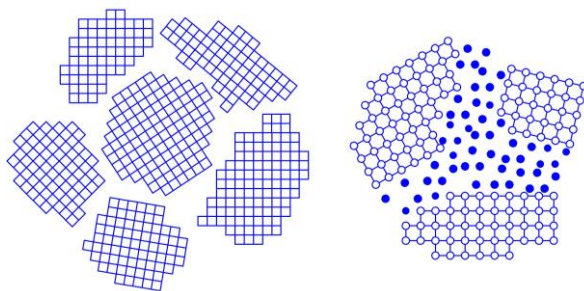
Рисунок 1.9 – Залежність міцності металів від щільності дислокацій та інших дефектів [5]

Поверхневі дефекти малі в одному вимірі й значно більші – в двох інших. До цих дефектів належать межі зерен, межі фрагментів і блоків.

Конструкційні метали та їх сплави мають полікристалічну будову: вони складаються з безлічі дрібних кристаликів – зерен (рис. 1.10). Сусідні зерна мають неоднакову орієнтацію кристалічних ґраток (рис. 1.10 а). Між зернами існують вузькі перехідні зони шириною до декількох атомних діаметрів – межі зерен із нерегулярним розміщенням атомів (рис. 1.10 б).

За межами зерен порівняно легко здійснюється дифузія. Межі зерен помітно впливають на механічні властивості металів. Чим дрібніші зерна, тим вищі пластичність і міцність металів.

Об'ємні дефекти – це локальні нагромадження точкових дефектів – вакансій, а також газові порожнини, мікротріщини й неметалеві включення.



а

б

Рисунок 1.10 – Схема, що ілюструє різну орієнтацію кристалічних ґраток зерен (а) і меж зерен (б): \circ – атоми, розміщені всередині зерен; \bullet – атоми на межах зерен

Найнебезпечнішими є мікротріщини, на гострих закінченнях яких виникає місцеве підвищення напружень. Це призводить до зростання тріщин і руйнування кристалів. Найбільш шкідливими неметалічними включеннями з точки зору втрати міцності є крихкі домішки. Вищерозглянуті дефекти мають властивість взаємодіяти, перероджуватися: точкові – у лінійні, лінійні – в поверхневі тощо. Процеси взаємодії між дефектами, їх переміщення в кристалах, зміна концентрації дефектів – усе це впливає на властивості металів і сплавів та має велике практичне значення.

1.6. Дифузія в твердих тілах

Дифузією (від лат. *diffusio* – поширення, розтікання, розсіювання) називається переміщення частинок різної природи, обумовлене хаотичним тепловим рухом молекул або атомів (іонів) в одно або багатоконпонентних газових або конденсованих середовищах [8].

Переміщення здійснюється за наявності градієнта вільної енергії зазвичай пропорційної концентрації частинок.

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

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

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

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

Знак «мінус» свідчить про те, що дифузний потік спрямований від великих концентрацій до менших. Просторово-часовий розподіл концентрації в одновимірному випадку описується другим законом Фіка:

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

Тривимірна дифузія $c = f(x, y, z, t)$ описується такими рівняннями:

$$J = -D \text{grad } c ;$$

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

де J – вектор щільності дифузійного потоку; $grad\ c$ – градієнт поля концентрації.

Перенесення частинок у середовищі здійснюється внаслідок послідовних випадкових переміщень, причому абсолютна величина і напрям кожного з них не залежать від попередніх.

Унаслідок нерівномірного нагрівання середовища під впливом градієнта температури відбувається перенесення її компонентів, що називається *термодифузією*. Якщо між окремими ділянками системи підтримується постійна різниця температур, то внаслідок термодифузії з'являються градієнти концентрації компонентів, що ініціює звичайну дифузію, яка в стаціонарному стані (за відсутності потоку речовини) врівноважує термодифузії, і в системі виникає різниця концентрацій компонентів.

Під час зовнішнього впливу на систему градієнта тиску або гравітаційного поля виникає *бародифузія*, яка виражається, наприклад, у дифузійному осадженні дрібних зважених часток під час зіткнення їх з молекулами газу й реалізується в процесах пиловловлення.

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

Одночасно з дифузійним перенесенням частинок сторонніх речовин (домішок) (гетеродифузія), нерівномірно розподілених у будь-якому середовищі, відбувається *самодифузія* – випадкові переміщення частинок самого середовища за постійного їх хімічного складу, що характеризується коефіцієнтом самодифузії (D_c).

Якщо для некомпенсованих вакансій (а можливо, і для некомпенсованих атомів) є стоки, то за взаємної дифузії у твердих тілах потік атомів одного виду може перевершувати потік атомів іншого виду, який відбувається в зворотному напрямку. Водночас у кристалічному матеріалі можлива поява пор, що призводить до порушення стійкості кристалічної ґратки і зміщення кристалічних площин (ефект Кіркіндаля).

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

Запитання для самоконтролю

1. Дайте визначення поняттю «метали».
2. Які метали називають чорними та кольоровими? Наведіть приклади.
3. Як метали поділяються залежно від температури плавлення?
4. Які метали бувають залежно від густини?
5. Назвіть основні типи зв'язку між елементарними частинками в кристалі та дайте їм коротку характеристику.
6. Чим характеризується кристалічна будова металів?
7. Дайте визначення елементарної кристалічної комірки.

8. Наведіть основні типи елементарних кристалічних комірок.

9. Якими поняттями характеризується елементарна кристалічна комірка?

10. Дайте визначення коефіцієнта компактності.

11. Наведіть визначення координаційного числа.

Наведіть приклад його значення.

12. Дайте визначення дефекту.

13. Назвіть різновиди дефектів.

14. Що таке вакансія, міжвузловий атом, атом домішки?

15. Назвіть лінійні дефекти.

16. Які дефекти належать до поверхневих та об'ємних?

17. Що таке густина дислокацій?

18. Які межі зерен називаються малокутовими?

19. Що таке дифузія?

20. Які є закони для опису процесів дифузії?

21. Що таке коефіцієнт дифузії і як він визначається?

РОЗДІЛ 2

КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ. ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЩО ВІДБУВАЮТЬСЯ В ТВЕРДОМУ СТАНІ

2.1. Енергетичні умови процесу кристалізації

Кристалізація – це перехід металу від рідкого до твердого стану з утворенням кристалічної структури. Величина, форма й напрямок орієнтації кристалів у металевому виробі помітно впливають на його експлуатаційні характеристики [9].

Перехід металу з одного стану до іншого, зокрема з рідкого до кристалічного, можливий за умови, що кристалічний стан має менший рівень вільної енергії G порівняно з рідким. Зі зміною зовнішніх умов, наприклад, температури, вільна енергія системи змінюється за складними законами, різними для рідкого й твердого станів.

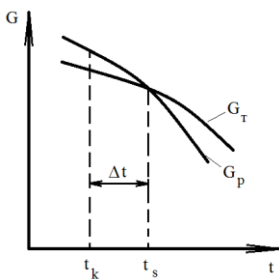


Рисунок 2.1 – Зміна вільної енергії рідкого G_p і твердого G_t станів металу залежно від температури t : t_s – теоретична температура кристалізації; t_k – фактична температура кристалізації; Δt – ступінь переохолодження [1]

Вільна енергія – це та частина внутрішньої енергії, яка може бути перетворена на роботу. Під час підвищення температури вільна енергія рідкого й твердого станів зменшується. Схематично зміну вільної енергії G рідкого й твердого станів залежно від температури t зображено на рисунку 2.1. За температури t_s вільні енергії обох станів однакові. Це означає, що температура t_s відповідає

рівноважній або теоретичній температурі кристалізації (плавлення) досліджуваного металу, оскільки під час цієї температури маємо однакові енергетичні умови для співіснування твердого та рідкого станів. Вище від температури t_s меншу вільну енергію має рідкий метал, а нижче від t_s – твердий.

Для розвитку кристалізації необхідно, щоб цей процес був термодинамічно вигідний, тобто супроводжувався зменшенням вільної енергії того стану, який виник. Отже, процес кристалізації відбувається лише тоді, коли рідкий метал буде охолоджений до температури t_k , нижчої від t_s . У цьому разі існує різниця ΔG вільної енергії рідкого G_p і твердого G_m станів:

$$\Delta G = G_p - G_m.$$

Охолодження рідини до температури, нижчої від рівноважної, має назву *переохолодження*, а різниця між теоретичною та фактичною температурами кристалізації металу – це *ступінь переохолодження* Δt :

$$\Delta t = t_s - t_k.$$

Аналогічно можна показати, що зворотний перехід із кристалічного стану в рідкий відбудеться за температури, вищої від t_s (явище *перегрівання*). Фактичну температуру кристалізації t_k в конкретних умовах легко визначають термічним аналізом, суть якого зводиться до побудови графіка, що називається *кривою охолодження*, з координатами температура t – час τ [10].

Одержана крива охолодження (рис. 2.2) свідчить про те, що температура плавно знижується до точки 1.

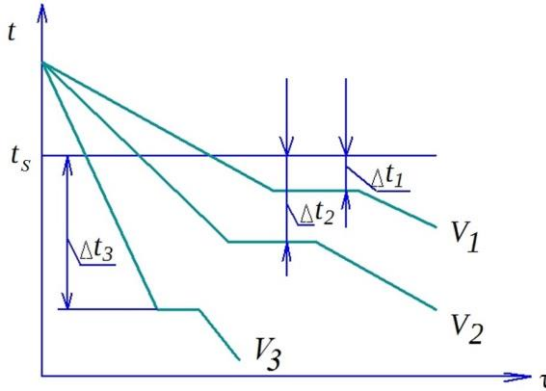


Рисунок 2.2 – Криві охолодження металу: t – температура; τ – час; t_s – теоретична температура кристалізації; Δt_1 , Δt_2 , Δt_3 – ступені переохолодження; v_1 , v_2 , v_3 – швидкості охолодження ($v_1 < v_2 < v_3$)

Починаючи від точки 1 (початок кристалізації), зниження температури стабілізується в зв'язку з виділенням прихованої теплоти кристалізації. Після переходу всього рідкого металу в кристалічний стан (точка 2) припиняється виділення прихованої теплоти кристалізації, і знову настає плавне зниження температури до кімнатної.

Аналіз кривих охолодження чистих металів свідчить про те, що під час дуже повільного охолодження зі швидкістю v_1 ступінь переохолодження Δt_1 невеликий, і кристалізація відбувається за температури, близької до рівноважної t_s . За більших швидкостей охолодження v_1 , v_3 ступені переохолодження Δt_2 , Δt_3 зростають і температура кристалізації металу помітніше відрізняється від рівноважної. Зазвичай ступінь переохолодження Δt не перевищує 10–30 °С і залежить від природи та чистоти металу. Чим чистіший метал, тим більша його схильність

до переохолодження [1].

Експериментально доведено, що кристалізація відбувається двома стадіями:

1) зародженням найдрібніших кристаликів – центрів кристалізації;

2) ростом кристалів із цих центрів.

На рисунку 2.3 показано щосекунди (1–6 с), як відбувається зародження кристалів.

Обидві стадії в різних місцях розплаву можуть відбуватись одночасно.

Розрізняють *два механізми* зародження кристалів [11]:

– *гомогенний механізм кристалізації* (описаний вище, коли центри кристалізації виникають в однорідній рідині);

– *гетерогенний механізм кристалізації* (коли центрами кристалізації стають тверді чужорідні частинки, наприклад, оксиди чи нітриди, розсіяні в рідкому металі).

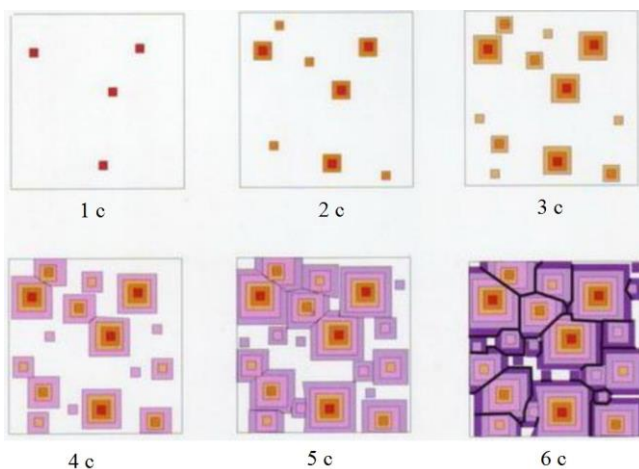


Рисунок 2.3 – Кінетика процесу кристалізації металу (за Міркіним) упродовж 6 секунд [1, 3]

Іноді, щоб одержати бажану структуру, в розплавлений метал вводять незначну кількість чужорідної речовини – **модифікатор**. Модифікатори в одному випадку стають центрами кристалізації, в іншому – розчиняючись у рідкому металі, осідають на утворених кристаликах у вигляді тонкої плівки, що перешкоджає подальшому росту цих кристаликів.

2.2. Будова металевого зливка

Ріст кристала зводиться до поступового збільшення розмірів зародка через приєднання нових атомів, що надходять із рідкого металу. Вільний ріст триває до моменту стикання з сусідніми кристалами. У місцях стикання ріст припиняється, але він продовжується у тих напрямках, де є вільний доступ рідини. У результаті утворюються кристали, що мають неправильну геометричну форму, – **кристаліти**, або **зерна** (рис. 2.4).

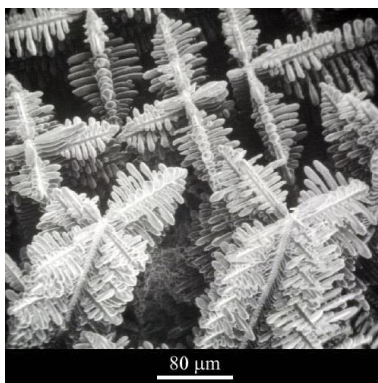


Рисунок 2.4 – SEM-зображення тривимірної дендритної структури в сплаві кобальт – самарій – мідь. Зображення з Кембриджського університету [12]

Форма зерен, що утворюються під час кристалізації, залежить від умов їх росту, в основному від швидкості та напрямку відведення тепла і, як зазначалося раніше, температури рідкого металу й домішок. Ріст зерна відбувається за деревоподібною (дендритною) схемою.

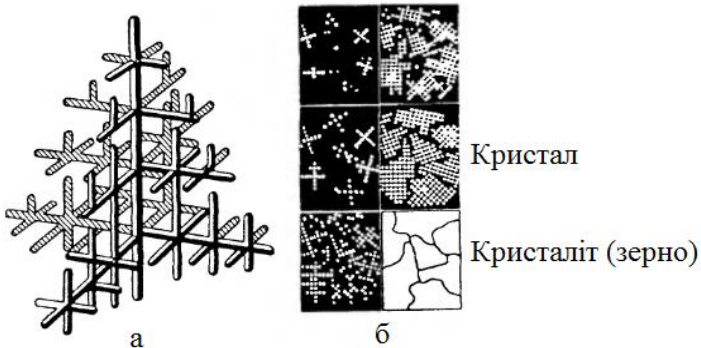


Рисунок 2.5 – Схеми дендриту (а) і формування зерен під час тверднення металу (б) [1, 3]

Результати кристалізації залежать від швидкості зародження центрів кристалізації ($v_{к.ц}$) та швидкості їх росту (v_p). **Швидкість зародження** $v_{к.ц}$ – це кількість центрів кристалізації, що виникає в одиниці об’єму рідини за одиницю часу. **Швидкість росту кристала** v_p , мм/с, – це швидкість збільшення його лінійних розмірів (мм) за одиницю часу (с).

Німецький учений Г. Таман довів, що величини $v_{к.ц}$ і v_p залежать від ступеня переохолодження Δt (рис. 2.6). За теоретичної температури кристалізації t^s , коли $\Delta t = 0$, $v_{к.ц} = 0$ і $v_p = 0$, процес не відбувається. Із зростанням Δt значення $v_{к.ц}$ і v_p збільшуються до максимуму, а потім зменшуються до нуля. Максимуми $v_{к.ц}$ і v_p відповідають різним числовим значенням Δt [6].

Розміри зерен залежать від ступеня

переохолодження. Після переохолодження металу до значення Δt , що відповідає точці a (рис. 2.6), утворюються зерна великих розмірів, оскільки тоді швидкість зародження центрів кристалізації мала, а лінійна швидкість росту кристалів велика. За ще більшого переохолодження (точка b), коли значення $v_{к.ц}$ велике, а v_p – мале, одержуємо дрібні зерна. За значного переохолодження (точка c) кристали взагалі не утворюються, і твердий метал має аморфну структуру з невпорядкованим розміщенням атомів.

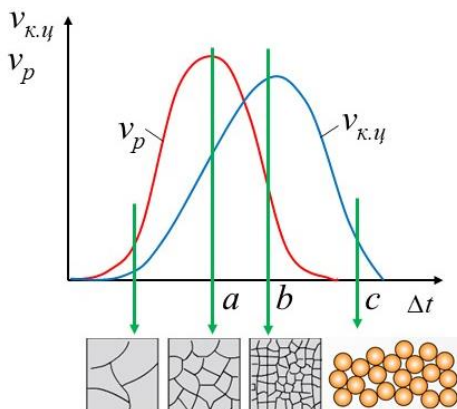


Рисунок 2.6 – Залежність швидкості зародження центрів кристалізації $v_{к.ц}$ [к. ц. / (мм³ · с)] і швидкості росту кристалів v_p (мм/с) від ступеня переохолодження Δt [1, 3]

У виробничих умовах кристалізація ускладнюється різними факторами, що впливають на форму та розміри зерен. Серед них [1, 7]:

- температура розливання рідкого металу у форми;
- хімічний склад сплаву;
- теплопровідність форми;
- напрямок потоку відведення тепла;

– наявність твердих частинок.

Умови відведення теплоти під час кристалізації значно впливають на форму зерен. Кристали ростуть переважно в напрямку, зворотному відводу теплоти. Тому за спрямованого тепловідведення утворюються витягнуті (стовпчасті) кристали. Якщо теплота від зростаючого кристала виділяється у всіх трьох напрямках із приблизно однаковою швидкістю, формуються рівноосьові кристали.

Залежно від ступеня переохолодження будова затверділого металу може бути великокристалічною або дрібнокристалічною. За малої кількості центрів і великої швидкості кристалізації маємо великокристалічну будову (рис. 2.6 б, ступінь переохолодження, що відповідає точці *a*), а за більшої кількості центрів і малої швидкості кристалізації – дрібнокристалічну (рис. 2.6 б, ступінь переохолодження, що відповідає точці *b*). Якщо рідкий метал дуже переохолоджений і обидва вихідні значення кристалізації (кількість центрів і ріст кристалів) дорівнюють нулю, то рідина може залишитися незакристалізованою. Практично неможливо визначити такий ступінь переохолодження, за яким рідкий метал залишався б у твердому стані незакристалізованим, оскільки він мало схильний до переохолодження. До речовин, найбільш схильних до переохолодження, належать різні солі, силікати, органічні речовини [2, 6].

Досягнення дрібнокристалічної будови металів, з яких виготовляють литі деталі, є важливим фактором технології ливарного виробництва. Регулюючи ступінь переохолодження в процесі застигання деталей, виготовлених із чавуну, сталі, силуміну, бронзи та ін., можна значно поліпшити якість лиття.

Значну роль під час тверднення відіграють домішки, які спеціально вводять у розплав або які потрапляють до нього під час виплавлення металу. Незважаючи на їх

незначну кількість (від тисячних до десятих часток відсотка), ці домішки (модифікатори) істотно впливають на розмір і форму кристалітів.

Кристаліти, або зерна, що утворюються в процесі застигання готових зливоків або деталей зазвичай мають деревоподібну форму – *дендритну* (рис. 2.5).

Дендритна структура є типовою для кристалітів литого металу. За сприятливих умов дендрити можуть досягати великих розмірів.

Численні дослідження будови зливоків дозволили виявити в зливку три основних зони. Першою зоною називають зовнішню, розміщену в поверхневому шарі зливка, складену з дрібнозернистих кристалів-дендритів (зона 1, рис. 2.7).

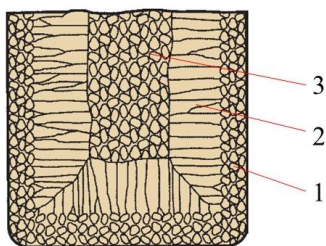


Рисунок 2.7 – Схема будови зливка: 1 – зона дрібних кристалів; 2 – зона стовпчастих кристалів; 3 – зона великих рівноважних кристалів [13]

У процесі застигання зливка під час стикання рідкого металу з холодною поверхнею виливниці внаслідок значного переохолодження виникає велика кількість центрів кристалізації, що й забезпечує утворення дрібнозернистої будови цього металу.

У зоні 2 (рис. 2.7), утворюються стовпчасті кристали. Утворення стовпчастих кристалів пояснюється зміною умов відведення тепла із зони 2. Кірка, що утворилася в зоні 1, створює термічний опір, а підвищення температури стінок виливниці різко знижує температурний градієнт між металом зливка і виливницею, внаслідок чого

зменшується ступінь переохолодження сталі. У зв'язку з цим створюються сприятливі умови для кристалізації під час невеликої кількості центрів, утворюються стовпчасті кристали, нормально зорієнтовані до поверхні дрібнокристалічної кірки.

У зоні 3 утворюються рівноважні кристали. Утворення рівноважних кристалів пояснюється тим, що в центральній зоні зливка температури у всіх точках вирівнюються і певної спрямованості втрат тепла не спостерігається. Тому зростання кристалів відбувається в різних напрямках. Зародженню кристалів у різних точках зони 3 сприяє вміст у рідкій сталі найдрібніших краплень тугоплавких частинок та інші фактори.

У сталевих зливках зони 2 кристаліти неначе проростають на певну глибину. Через це така структура має назву транскристалітної. Ця структура під час прокатування сталі часто є причиною утворення тріщин.

Під час тверднення сталі відбувається зменшення об'єму металу, в зв'язку з чим у зливку утворюються порожнини, які називають *усадковими раковинами*. Вони можуть розміщуватися по всьому об'єму зливка або лише в одному місці. Іноді ці порожнини заповнюють гази, що виділяються в процесі кристалізації. Під час прокатування злиwkів, які мають усадкові раковини, по всьому об'єму злиwkів можуть з'явитися тріщини та інші дефекти.

Усадкові раковини ліквідують, застосовуючи різні методи. З метою зосередження усадкової раковини застосовують виливниці з утепленою надставкою, що забезпечує розміщення усадкової раковини у верхній частині зливка.

Під час кування й прокатування злиwkів у гарячому стані первинна структура кристалів видозмінюється. Дендрити руйнуються або витягуються вздовж напрямку деформації металу. Отже, в прокаті й деталях відбувається

різка зміна механічних властивостей уздовж і впоперек волокон.

2.3. Перетворення в твердому стані

Поліморфне перетворення – це зміна кристалічної будови залежно від температури й тиску. На кривих охолодження поліморфному перетворенню відповідає горизонтальний відрізок сталої температури завдяки виділенню прихованої теплоти перекристалізації. Близько 30 металів мають два, а іноді й три різні типи елементарних кристалічних комірок. Кристалічну будову, стійку за низьких температур, позначають α , за високих температур – β , за ще вищих – γ і т. д. Зазначені грецькі літери у вигляді індексів долучають до символу хімічного елемента (Fe^α , Fe^γ , Ti^α , Ti^β , Sn^α , Sn^β).

Поліморфне перетворення проходить завдяки переходу кристалічної речовини (металу) в стан із меншою енергією Гіббса (рис. 2.8).

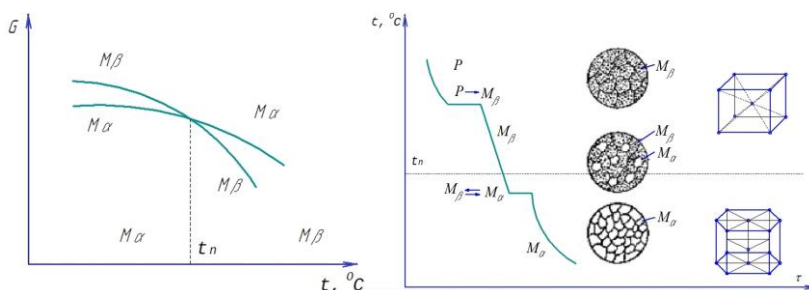


Рисунок 2.8 – Криві зміни енергії Гіббса (а) й криві охолодження металу (б), що мають поліморфне перетворення $\alpha \rightarrow \beta$ (t_n – рівноважна температура поліморфного перетворення) [1, 3]

Поліморфне перетворення здійснюється утворенням зародків і подальшим їх зростанням (рис. 2.8 б) унаслідок переходу атомів із старої модифікації в нову. Зародки нової модифікації найчастіше виникають на межах початкових зерен. Унаслідок перетворення утворюються нові кристалічні зерна, що мають інший розмір і форму.

Перехід металу з однієї алотропічної модифікації в іншу в умовах рівноваги (малого ступеня переохолодження) проходить за постійної температури та супроводжується виділенням тепла, якщо перетворення проходить під час охолодження, та поглинанням тепла в разі нагрівання. Тому на кривих охолодження (рис. 2.8 б) за температури поліморфного перетворення (дещо нижчої від t_n) спостерігається площадка. У реальних умовах поліморфні перетворення відбуваються лише за значного переохолодження (перегрівання) щодо рівноважної температури поліморфного перетворення t_n .

Зміна компактності кристалічної ґратки під час переходу з однієї поліморфної форми в іншу спричиняє зміну об'єму речовини та її властивостей.

У деяких елементах під час зміни алотропічних форм спостерігаються різкі зміни фізичних властивостей. Наприклад, під час переходу олова з β -модифікації в α -модифікацію різко змінюється густина (із $7,3 \text{ г/см}^3$ до $5,5 \text{ г/см}^3$), у зв'язку з чим щільний пластичний метал β перетворюється на крихкий і легко розсипається.

Метали (Fe, Co, Ni) характеризуються здатністю до намагнічування. Ці властивості називаються *феромагнітними* [1].

Метал під час нагрівання поступово втрачає свої магнітні властивості, а за певних температур вони повністю зникають. Виникнення й зникнення магнітних властивостей металу за певних температур (магнітні перетворення) було встановлено П. Кюрі, тому ці

температури мають загальну назву *точка Кюрі*.

У рівноважному стані залізо має дві температури поліморфного перетворення: 911 і 1392 °С. Воно кристалізується за температури 1539 °С (рис. 2.9) з утворенням кристалічної комірки об'ємноцентрованого куба Fe α .

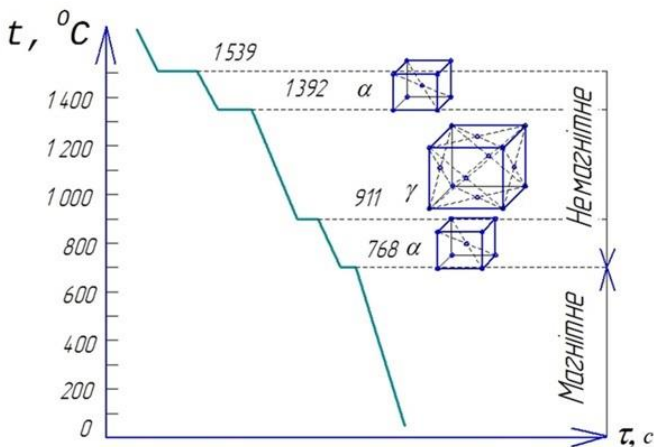


Рисунок 2.9 – Крива охолодження заліза:
 t – температура; τ – час охолодження [1, 3]

За температури 1392 °С унаслідок вторинної кристалізації об'ємноцентрована гратка Fe α переходить у гранецентровану Fe γ , а за 911 °С – знову в об'ємноцентровану гратку Fe α . Критична температура 768 °С не пов'язана з вторинною кристалізацією, а лише зі змінами в міжелектронній взаємодії, внаслідок чого залізо під час охолодження набуває магнітних властивостей. За температур, вищих від 768 °С, залізо немагнітне [1–7].

Зміна типу кристалічної будови в твердому стані відбувається шляхом зародження центрів нових кристалів і подальшого їх росту. Такий процес називають **вторинною**

кристалізацією на відміну від кристалізації первинної. **Первинна кристалізація** відбувається в рідині. Під час вторинної кристалізації зародки нових кристалів найчастіше виникають на межах зерен старих кристалів.

Поліморфні перетворення супроводжуються стрибкоподібною зміною властивостей металу і є основою зміцнювальних і незміцнювальних термооброблень.

2.4. Пластична деформація. Вплив пластичної деформації на структуру й властивості металів

Деталі машин, приладів, обладнання постійно перебувають під впливом різноманітних навантажень і піддаються деформації.

Деформація – це зміна розмірів і форми тіла під дією зовнішніх зусиль. Деформації поділяють на пружні та пластичні. Після закінчення дії прикладених зовнішніх сил пружні деформації зникають, а пластичні – залишаються. В основі пружних деформацій є оборотні зміщення атомів металів від положень рівноваги; в основі пластичних – незворотні переміщення атомів на значні відстані від вихідних положень рівноваги [6].

Здатність металів пластично деформуватися називається **пластичністю**. За пластичної деформації металу одночасно зі зміною форми змінюється низка властивостей, зокрема, під час холодного деформування підвищується міцність. Пластичність забезпечує конструкційну міцність деталей під навантаженням і нейтралізує вплив концентраторів напружень.

Процес деформації під дією поступово зростаючого навантаження складається з трьох стадій, що послідовно накладаються одна на одну (рис. 2.10) [1, 6].

Пластична деформація спостерігається в кристалічних тілах і полягає в зрушеннях і переміщеннях груп атомів один щодо одного.

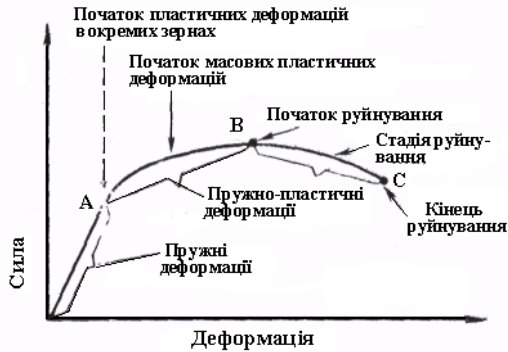


Рисунок 2.10 – Схема процесу деформації металу

У кристалічних твердих тілах реалізуються два основні типи пластичної деформації: ковзання і двійникування.

Під час деформації шляхом *ковзання* відбувається зсув однієї частини кристала відносно іншої (рис. 2.11). Ковзання найлегше здійснюється на тих площинах, в яких атоми розміщені максимально густо, тобто на площинах із найщільнішим упакуванням атомів, де опір зсуву найменший, а сама величина зсуву значна. Пояснюється це тим, що відстань між сусідніми атомними площинами найбільша, тобто зв'язок між ними дуже слабкий.

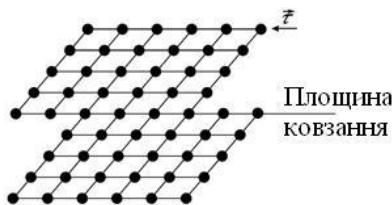


Рисунок 2.11 – Пластична деформація ковзанням в ідеальній кристалічній ґратці (схема);
 τ – навантаження [1, 3]

Здатність металу до пластичної деформації тим вища, чим більше в нього площин легкого ковзання. Так, у металів ОЦК таких площин 6, із ГЦК – 4, а з ГЦП – лише одна. Після деформації на площинах легкого ковзання воно може здійснюватися й на інших площинах під час збільшення 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. 2.12).

У реальних деформованих кристалах і зернах полікристалічних металів дислокації розподіляються нерівномірно, можливі надлишок дислокацій одного знака, а отже, й локальна дезорієнтація, що призводить до появи складно-деформованих ділянок. Механізм деформації на таких ділянках відмінний від ковзання й двійникування. До особливих випадків деформації належать складкоутворення, скидання, вторинне ковзання, дифузійна пластичність.

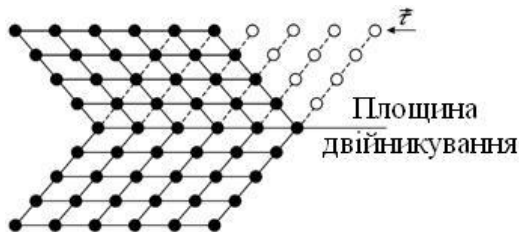


Рисунок 2.12 – Пластичне деформування двійникуванням (схема); τ – навантаження [6]

Формозміна металу під час оброблення тиском відбувається внаслідок пластичної деформації кожного

зерна.

За великих ступенів деформації внаслідок ковзання зерна (кристаліти) змінюють свою форму. Так, до деформації зерно мало округлу форму (рис. 2.13 а). Після деформації внаслідок зсувів на площинах ковзання зерна витягуються в напрямку сил P , що діють, утворюючи волокнисту або шарувату структуру (рис. 2.13 б). Одночасно зі зміною форми зерна всередині нього відбуваються дроблення блоків і збільшення кута дезорієнтації між ними.

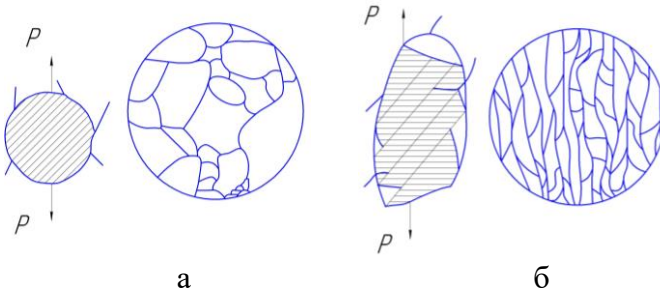


Рисунок 2.13 – Зміна форми зерна металу внаслідок ковзання (схема): а – до деформації; б – після деформації [1, 3]

За великих ступенів деформації виникає переважне кристалографічне орієнтування зерен. Закономірне орієнтування кристалітів щодо зовнішніх деформувальних сил одержало назву *текстури деформації*.

Чим більший ступінь деформації, тим більша частина кристалічних зерен одержує переважне орієнтування (текстуру). Характер текстури залежить від природи металу та виду деформації (вальцювання (прокатування), волочіння тощо). Утворення текстури сприяє появі анізотропії механічних і фізичних властивостей.

Властивості холоднодеформованого металу.

Унаслідок холодного пластичного деформування змінюються його фізичні та механічні властивості, метал зміцнюється. Наклепаний метал запасав 5–10 % енергії, витраченої на деформування. Запасена енергія витрачається на утворення дефектів ґратки (щільність дислокацій зростає до 10^9 – 10^{12} см⁻²) і на пружні спотворення ґратки. Властивості наклепаного металу змінюються тим сильніше, чим більший ступінь деформації.

Під час деформування збільшуються характеристики міцності (НВ, σ_B , $\sigma_{0,2}$, $\sigma_{згин}$) і знижуються пластичність та ударна в'язкість (δ , ψ , КСУ). Метали інтенсивно наклепуються на початковій стадії деформування, потім під час зростання деформації механічні властивості змінюються незначно (рис. 2.14). Зі збільшенням ступеня деформації межа текучості зростає швидше від тимчасового опору. Обидві характеристики сильнонаклепаного металу порівнюються, а подовження буде дорівнювати нулю. Такий стан наклепаного металу є граничним; під час спроби продовжити деформування метал руйнується.

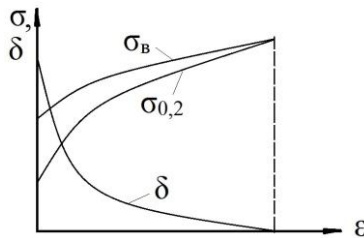


Рисунок 2.14 – Залежність механічних властивостей (σ , δ) від ступеня деформації (ϵ) (схема) [8]

У процесі наклепування твердість і тимчасовий опір збільшуються в 1,5–3 рази, а межа текучості – у 3–7 разів [1].

Із збільшенням деформації підвищується питомий електроопір (максимально на 6%), а у феромагнетиків знижуються магнітна проникність і залишкова індукція, зростає коерцитивна сила.

Наклепані метали легше кородують і схильні до корозійного розтріскування. Утворення текстури деформації викликає анізотропію властивостей.

Незважаючи на зниження пластичності, наклепування широко використовують для підвищення міцності деталей, виготовлених методами холодного оброблення тиском. Зниження пластичності під час наклепування покращує оброблюваність різанням в'язких і пластичних матеріалів (латуней, сплавів алюмінію та ін.).

2.5. Рекристалізаційні процеси в деформованому металі

Повернення й рекристалізація. Нерівноважна структура, створена холодним деформуванням, у більшості металів стійка за 25 °С. Перехід металу в більш стабільний стан відбувається під час нагрівання. Під час підвищення температури прискорюється переміщення точкових дефектів і створюються умови для перерозподілу дислокацій і зменшення їх кількості [11].

Під час нагрівання попередньо продеформованого металу відбуваються два послідовні процеси: *повернення* та *рекристалізація*.

Також під час повернення розрізняють відпочинок і полігонізацію (рис. 2.15).

Поверненням називають усі зміни тонкої структури й властивостей, що не супроводжуються зміною мікроструктури деформованого металу, тобто розмір і

форма зерен під час повернення не змінюються.

Відпочинком холоднодеформованого металу називають стадію повернення, під час якої зменшується кількість точкових дефектів, а загалом – вакансій; у низці металів (*Al*, *Fe*) відпочинок вмщує також переповзання дислокацій, що супроводжується взаємодією дислокацій різних знаків і приводить до помітного зменшення їх щільності. Перерозподіл дислокацій супроводжується зменшенням залишкових напружень. Відпочинок зменшує питомий електроопір і підвищує щільність металу. Твердість і міцність зменшуються максимально на 10–15 % від початкових значень і на стільки ж відповідно збільшується пластичність. Після відпочинку підвищується опір корозійного розтріскування.

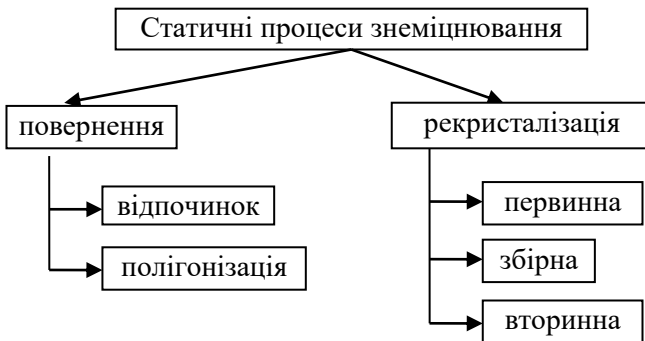
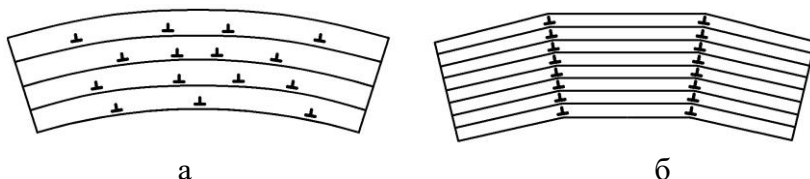


Рисунок 2.15 – Класифікація статичних процесів знеміцнювання [11, 14]

Полігонізація (з грецької – багатокутник) як друга стадія повернення полягає в нагріванні металу до температури $(0,2-0,35) T_{пл}$ з утворенням у межах окремого кристала фрагментів і блоків (полігонів). Під час нагрівання до температури полігонізації рухомість дислокацій зростає. Невпорядковані дислокації з протилежними знаками всередині зерен під час зіткнення

взаємно знищуються, а дислокації одного знака утворюють малокутові межі фрагментів і блоків (рис. 2.16 б). Такі блоки дуже дрібні й вільні або майже вільні від дислокацій.



а
 б
 Рисунок 2.16 – Схема процесу полігонізації:
 а – хаотичний розподіл дислокацій після деформації; б – упорядкований розподіл дислокацій (стілки із дислокацій) після полігонізації [1, 3]

Із підвищенням температури нагрівання й збільшенням тривалості витримки за цієї температури сусідні фрагменти та блоки зливаються. Це відбувається внаслідок міграції дислокаційних меж.

Полігонізація рідко розвивається в міді та її сплавах, проте активніша в алюмінії, залізі, молібдені та їх сплавах. Полігони виявляють велику стійкість під час нагрівання: вони практично не піддаються рекристалізації й зберігаються майже до температури плавлення металу.

Після завершення полігонізації проходить процес рекристалізації.

Рекристалізація – це процес зародження й зростання нових зерен із меншою кількістю дефектів будови; унаслідок рекристалізації утворюються нові, найчастіше рівноосові, зерна.

Залежно від температури нагрівання і витримки розрізняють *три стадії рекристалізації*: первинну, збірну й вторинну.

Первинна рекристалізація починається з утворення

зародків нових зерен і закінчується повним заміщенням наклепаного металу новою полікристалічною структурою (рис. 2.17 а–в). Для початку первинної рекристалізації необхідні дві умови:

1) попередня деформація наклепаного металу повинна бути більшою за критичну.

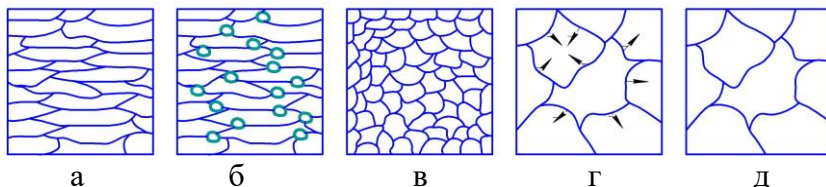


Рисунок 2.17 – Схема зміни мікроструктури наклепаного металу під час нагрівання: а – наклепаний метал; б – початок первинної рекристалізації; в – завершення первинної рекристалізації; г – зростання зерен; д – утворення рівноважної структури [1, 3]

Критичний ступінь деформації – деформація, після якої спостерігається різке зростання зерен наклепаного металу під час рекристалізації [5]. Для більшості металів і сплавів критична деформація становить зазвичай 2–10 % та залежить від умов деформації й нагрівання. Іноді спостерігають інтенсивне зростання рекристалізованого зерна за дуже високих ступенів деформації. У зв'язку з цим для полікристалічних матеріалів під критичною деформацією розуміють мінімальний ступінь деформації, що викликає появу першого максимуму на кривих залежності розміру зерна від ступеня деформації;

2) температура нагрівання повинна перевищувати критичне значення, що становить деяку частку від температури плавлення металу:

$$T_{\text{рекр}} = a T_{\text{пл}}, \quad (2.1)$$

де $T_{пл}$ – температура плавлення наклепаного металу;

a – ступінь чистоти наклепаного металу.

Температура рекристалізації може коливатися й залежить:

– від ступеня деформації (чим менша деформація, тим вища температура рекристалізації);

– від часу витримки під час нагрівання (чим довша витримка, тим нижча температура рекристалізації);

– від чистоти сплаву (чим більше в сплаві домішок, тим вища температура рекристалізації).

Чистота сплаву є визначальним фактором для значення коефіцієнта a (2.1). Так, для металів технічної чистоти $a = 0,3-0,4$. Зменшення кількості домішок може знизити його значення до $0,1-0,2$. Для твердих розчинів $a = 0,5-0,6$, а під час розчинення тугоплавких металів його значення може досягати $0,7-0,8$. Для алюмінію, міді та заліза технічної чистоти температурний поріг рекристалізації дорівнює відповідно $100, 270$ і 450 °С.

На стадії первинної рекристалізації зародження й зростання нових зерен відбуваються одночасно. Зерна ростуть шляхом руху великокутових меж через наклепаний метал. У такому зерні щільність дислокацій та інших дефектів мінімальна, у наклепаному металі – максимальна.

Первинна рекристалізація закінчується під час повного заміщення новими зернами всього об'єму деформованого металу (рис. 1.29 в).

Первинна рекристалізація повністю знімає наклеп, що утворився внаслідок пластичної деформації, метал набуває рівноважної структури з мінімальною кількістю дефектів будови. Властивості металу після рекристалізації близькі до властивостей відпаленого металу (рис. 2.18).

Особливе значення має зростання великих зерен під час нагрівання деформованого металу, коли його

деформація близька до критичної. За критичної деформації ще не формується комірчаста дислокаційна структура, здатна створити зародки рекристалізації, що сприяло б формуванню дрібнозернистої структури.

Неоднорідність деформації зерен, відмінності енергії пружних спотворень є рушійними силами збільшення зерен за рахунок менш стійких дрібних зерен.

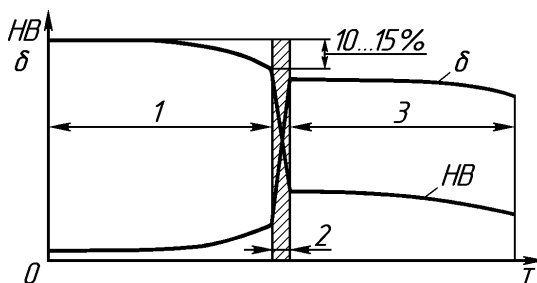


Рисунок 2.18 – Схеми зміни твердості (HV) і пластичності (δ) наклепаного металу під час нагрівання: 1 – повернення; 2 – первинна рекристалізація; 3 – ріст зерна [6]

Збірна рекристалізація – це мимовільний процес збільшення зерен, що утворилися на стадії первинної рекристалізації. Чим більші зерна, тим менша сумарна поверхня меж зерен і тим менший запас надлишкової поверхневої енергії (порівняно з об'ємом зерен).

Зростання зерен відбувається внаслідок переходу атомів від одного зерна до сусіднього через межу поділу; одні зерна поступово зменшуються в розмірах і потім зовсім зникають, інші – стають більшими, поглинаючи сусідні зерна (рис. 2.17 г). Із підвищенням температури зростання зерен прискорюється.

Збірна рекристалізація гальмується, коли зерна стають багатогранниками з плоскими гранями, а кути між сусідніми гранями становлять 120° (рис. 2.17 д).

Вторинна рекристалізація являє собою стадію

нерівномірного зростання одних зерен порівняно з іншими. У результаті формується конгломерат зерен-гігантів, які межують із зернами-карликами. Механічні властивості подібної різнозернистої структури гірші, ніж однорідної структури рекристалізованого металу. Вторинній рекристалізації відповідають високі температури нагрівання наклепаного металу.

Пластичність і в'язкість металів і сплавів залежать від розміру зерен. Зі зменшенням розміру зерен в'язкість збільшується. Розмір зерен, що утворюється внаслідок рекристалізації, залежить в основному від ступеня пластичної деформації (рис. 2.16 а), а також від температури, за якої відбувалася рекристалізація. Збільшення витримки під час нагрівання сприяє зростанню зерен, але ефект значно менший, ніж під час підвищення температури нагрівання.

Залежність розміру зерен від ступеня деформації й температури демонструють за допомогою діаграм рекристалізації.

Щоб позбутися наклепу, метал нагрівають до температури, яка перевищує поріг рекристалізації. Такий вид термічного оброблення називають *рекристалізаційним відпалом* [14]. Його застосовують для надання металу високої пластичності перед холодним обробленням тиском, а також як кінцеве оброблення після пластичної деформації. Температура рекристалізаційного відпалу для низьковуглецевих сталей коливається в межах 600–700 °С, для латуней і бронз – 560–700 °С, для сплавів алюмінію — 350–450 °С [8].

Залежно від співвідношення температури деформації й температури рекристалізації розрізняють холодну та гарячу деформації.

Холодна деформація – це деформація, яку проводять за температур нижчих від температур

рекристалізації $T_{рекр}$. Холодна деформація супроводжується зміцненням металу, тобто наклепом [7].

Гаряча деформація – це деформація, яку проводять за температур вищих від температури рекристалізації $T_{рекр}$. Унаслідок такої деформації одержують повністю рекристалізовану структуру.

Під час гарячого оброблення тиском (пресування, прокатка, штампування тощо) зміцнення внаслідок наклепу (збільшення щільності дислокацій ρ) безпосередньо в процесі деформації безперервно чергується з процесом знеміцнювання (зменшення щільності дислокацій) під час динамічної полігонізації та рекристалізації під час деформації та охолодження.

Гарячу деформацію металів і сплавів проводять залежно від складу та швидкості деформації. Зазвичай це температурний інтервал $0,7-0,75 T_{пл}$. За цих температур процеси динамічної полігонізації та рекристалізації встигають відбуватися під час деформації, що значно зменшує опір металу пластичній деформації і збільшує пластичність.

Запитання для самоконтролю

1. Дайте визначення терміна «кристалізація».
2. Що таке вільна енергія системи?
3. Поясніть енергетичні умови кристалізації.
4. Що таке переохолодження та ступінь переохолодження?
5. Як будується крива охолодження?
6. Назвіть дві стадії кристалізації.
7. Зазначте механізми зародження кристалів і дайте їм характеристику.
8. Який зародок є критичним?
9. Для чого використовуються модифікатори?
10. Назвіть види можливої макроструктури зливка

та яка з них найбільш вигідна?

11. Що таке дендрит?

12. Дайте пояснення залежності швидкості зародження центрів кристалізації й швидкості росту кристалів від ступеня переохолодження, отриманої Таманом.

13. Дайте визначення явищу поліморфізма.

14. Як відбуваються поліморфні перетворення в залізі?

15. Що таке вторинна кристалізація?

16. Які бувають навантаження залежно від зміни в часі та за характером дії?

17. Дайте визначення терміна «напруження».

18. Яка існує класифікація внутрішніх напружень?

19. Дайте визначення поняттю «деформація».

20. Яка буває деформація залежно від зміни розмірів?

21. Що таке пружна і пластична деформації?

22. Назвіть основні механізми пластичної деформації.

23. Що таке наклеп і для чого його проводять?

24. У чому полягає суть проведення знеміцнювального оброблення?

25. Назвіть стадії повернення.

26. Дайте визначення поняттю «рекристалізація».

27. Охарактеризуйте основні стадії рекристалізації.

28. Як називається й обчислюється найнижча температура, за якої починається рекристалізація?

29. Для чого застосовують рекристалізаційний відпал?

30. Для чого використовують холодну й гарячу деформації?

РОЗДІЛ 3

ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ І МЕТОДИ ЇХ ДОСЛІДЖЕННЯ

Будь-який матеріал, що застосовується в промисловості, має цілий комплекс властивостей – фізичних, хімічних, механічних, технологічних, електричних, магнітних тощо. Для конструкційних матеріалів, тобто матеріалів для виготовлення деталей машин, конструкцій і споруд, найважливішими є механічні властивості.

3.1. Дослідження механічних властивостей матеріалів

Механічні властивості – це характеристики, що визначають поведінку металу (або іншого матеріалу) під впливом докладених до нього зовнішніх механічних навантажень.

Механічні властивості характеризують поведінку матеріалу під дією навантажень. Навантаження бувають статичні (є незмінні або зростають повільніше, ніж процеси в металі), динамічні (зростають із великою швидкістю) і циклічні (змінюються періодично, зазвичай за синусоїдним законом). Механічні властивості визначають експериментально, дотримуючись стандартних методик. До цих властивостей належать міцність, пластичність, твердість, ударна в'язкість, витривалість та інші [4–7].

Міцність – це здатність матеріалу чинити опір пластичній деформації та руйнуванню під дією навантажень.

Важливою характеристикою матеріалу є межа міцності, яку визначають за результатом руйнування зразків під час статичних випробовувань на спеціальних розривних машинах. Найчастіше випробовують на

розтягання (рис. 3.1 а), рідше – на стискання, згинання або кручення.

Розривна машина має самопис, що рисує діаграму в координатах: сила розтягання F – абсолютне видовження зразка Δl (рис. 3.1). Прямолінійна ділянка ОА діаграми відповідає пружній деформації зразка, що зникає під час зняття сили F . Зростання сили до F_T спричиняє появу пластичних деформацій. Це виразно позначається на горизонтальній ділянці АВ діаграми, в межах якої деформація істотно збільшується без помітного зростання сили розтягу.

Подальше збільшення сили F зумовлює зростання пластичної деформації, рівномірної по робочій довжині зразка. В точці С, що відповідає силі F_{max} , починається локалізація пластичної деформації в найслабшому місці зразка. Це призводить до утворення шийки. Точка D діаграми відповідає руйнуванню зразка.

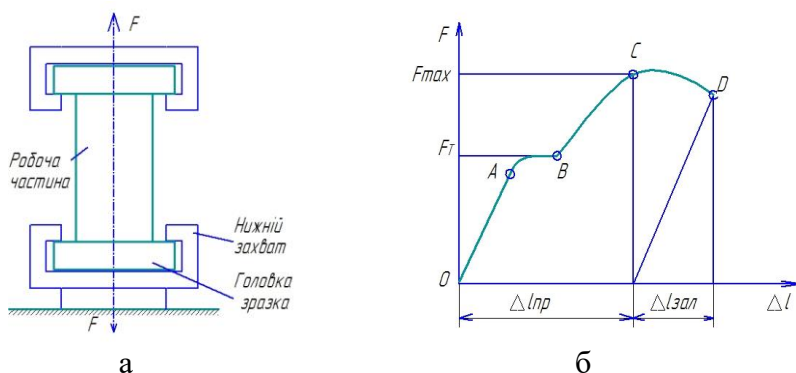


Рисунок 3.1 – Схема випробувань на розтягання (а) та діаграма розтягання низьковуглецевої сталі (б):
 F – осьова розтягальна сила; Δl – абсолютне видовження зразка. На момент руйнування: $\Delta l_{пр}$ – пружне і $\Delta l_{зал}$ – залишкове видовження зразка

Межа міцності матеріалу на розтягання σ_B – це відношення найбільшої сили F_{max} , яку витримує зразок перед руйнуванням, до початкової площі його поперечного перерізу S_0 [7]:

$$\sigma_B = \frac{F_{max}}{S_0} = \frac{4F_{max}}{\pi d_0^2}. \quad (3.1)$$

Зі зменшенням діаметра в зоні шийки сила F поступово зменшується, починаючи з точки C .

Пластичність – це здатність металу пластично деформуватися. Пластичність характеризується величинами відносного видовження та відносного звуження.

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

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100 \%, \quad (3.2)$$

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

3.2. Методи визначення твердості матеріалів

Твердість – це здатність матеріалу чинити опір проникненню в нього іншого твердішого і такого, яке не набуває залишкової деформації, тіла (індентора) певних форми і розміру [4, 6].

Існують методи визначення *твердості* за *Брінеллем*, *Роквеллом* та *Віккерсом* (рис. 3.2). Одиниці вимірювання – HB, HRC (HRA, HRB), HV відповідно.

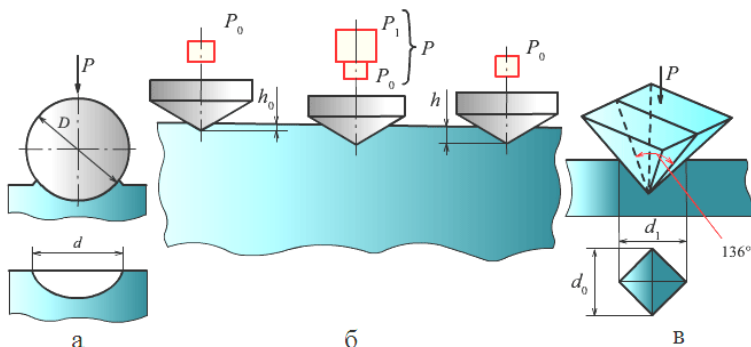


Рисунок 3.2 – Визначення твердості: а – за Брінеллем (D – діаметр сталевий кульки; d – діаметр відбитка); б – за Роквеллом (P_0 – попереднє та P_1 – основне навантаження; h_0, h_1 – заглиблення індентора під дією P_0 і P_1 ; h – сумарне заглиблення після зняття P_1); в – за Віккерсом (d_0 і d_1 – діагоналі відбитка правильної чотиригранної алмазної пірамідки); P – зовнішнє навантаження [4]

3.3. Дослідження ударної в'язкості матеріалів

В умовах експлуатації часто виникають ударні навантаження. Щоб оцінити опір матеріалу динамічним силам, проводять випробування на удар. Одним із видів таких випробувань є **ударне згинання**, за допомогою якого виявляють схильність матеріалів, зокрема конструкційних сталей, до крихкого руйнування внаслідок зниження температури, наявності надрізів, шкідливих домішок, зміни структурного стану, збільшення швидкості деформації та інших факторів. Під час ударного згинання визначають таку механічну характеристику металу, як ударна в'язкість [4, 7].

Динамічні випробування на ударне згинання проводять для визначення ударної в'язкості. Зразки для випробувань мають надріз, який є концентратором напружень. Метод заснований на руйнуванні такого зразка

ударом маятникового копра (рис. 3.3).

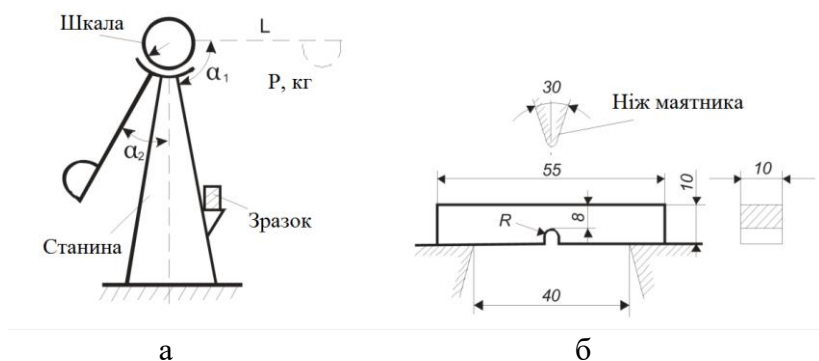


Рисунок 3.3 – Схема маятникового копра (а) і зразок (б) для випробувань на ударну в'язкість

Ударна в'язкість KC (МДж/м²) – це відношення роботи K , що витрачається на руйнування стандартного зразка (рис. 3.4), до початкової площі його поперечного перерізу S_0 в місці руйнування, яка залежить від виду концентратора напруження [15]:

$$KC = \frac{K}{S_0}. \quad (3.3)$$

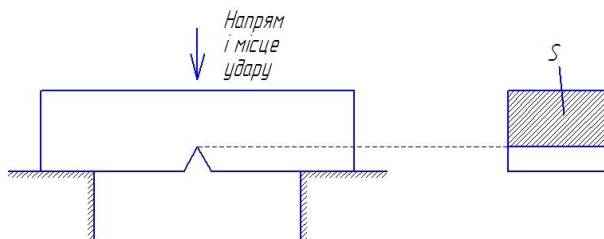


Рисунок 3.4 – Зразок для визначення ударної в'язкості

Для визначення ударної в'язкості застосовують призматичні зразки з надрізами різних типів. Найпоширенішими типами є зразки з U-подібним (рис. 3.5 а) та V-подібним (рис. 3.5 б) надрізами.

Якщо зразок з U-подібним надрізом, то до символу додається буква U (КСU), а якщо з V-подібним надрізом, то додається буква V (КСV).

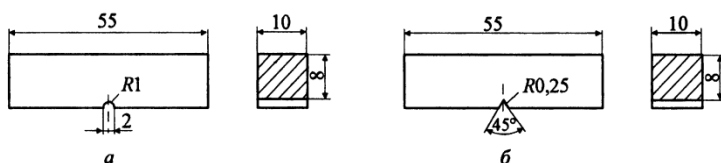


Рисунок 3.5 – Зразки для випробувань на ударну в'язкість: а – з U-подібним надрізом; б – із V-подібним надрізом [15]

Для крихких матеріалів основна частина роботи направлена на зародження тріщини, водночас робота поширення тріщини незначна. Для пластичних матеріалів робота поширення тріщини має переважне значення. Аналіз складових ударної в'язкості дозволяє раціональніше вибрати матеріал і визначити його призначення.

3.4. Визначення хімічних властивостей матеріалів

Хімічними називаються властивості, які описують здатність матеріалів реагувати на впливи довкілля, ведуть до змін в їх хімічній структурі. Крім того, до таких властивостей належать і характеризують речовини з боку їх впливу на структури інших об'єктів. З точки зору хімічних властивостей матеріали описуються рівнем розчинності, кислото- й лугостійкістю, газостійкістю та антикорозійністю [4, 16].

Розчинністю позначається здатність речовини до

розчинення у воді, бензині, олії, скипидарі та інших розчинниках.

Кислотостійкість показує рівень стійкості матеріалу до дії мінеральних та органічних кислот.

Лугостійкість враховується під час технологічних оброблень речовин, так як допомагає розпізнати їх природу.

Газостійкість характеризують здатність об'єкта протистояти взаємодії з газами, що входять до складу атмосфери.

Розглянемо хімічні властивості не з точки зору механізму взаємодії атомів речовин, що з'єднуються, а з точки зору механізму активності або інертності до зовнішнього середовища, взаємодії з цим середовищем вільних поверхонь деталей, механізмів, машин і різних споруд. Завдяки взаємодії з зовнішнім середовищем на вільних поверхнях конструкційних матеріалів відбуваються зміни хімічного складу. Ці зміни виявляються в різних формах залежно від ступеня активності матеріалів. Найбільш активно хімічна взаємодія відбувається з киснем і водою (відбувається окиснення). Водночас залізо покривається товстим коричневим шаром корозії (іржі), мідь – зеленим нальотом, алюміній – сірою плівкою, свинець швидко тьмяніє і т. д. Під час нагрівання залізо та залізовуглецеві сплави активно окиснюються, перетворюючись на окалину. Особливо це відбувається в середовищі газів. За активного утворення окалини за підвищеної температури зменшується об'єм і маса металу. Цей процес називається *угаром металу*. Через низьку хімічну стійкість деяких конструкційних матеріалів (сталей, чавунів) особливо активно відбувається хімічна зміна або руйнування та окиснення поверхні деталей у таких середовищах, як повітря, морська вода, кислоти, луги тощо [16].

Корозія металів. Корозія (від лат. *corrosio* – роз’їдання) – це руйнування поверхневого шару металів під впливом оточуючого середовища (робочого тіла). У процесі корозії відбувається потьмарення поверхні, роз’їдання, травлення та руйнування металу. Ці процеси обмежують застосування металів.

Руйнування поверхні металу корозією може бути викликано кількома причинами: викривленням атомно-кристалічної структури, хімічною неоднорідністю (ліквацією), залишковими напруженнями, навколишніми фізичними умовами та іншими численними факторами. Швидкість процесу корозії можна зменшити або взагалі призупинити, якщо точно визначити її природу, змінюючи фізичні умови роботи деталей і механізмів чи хімічний склад металу, його структуру.

Залежно від робочого середовища, в якому постійно розміщені деталі, механізми та конструкції з металів та їх сплавів, процеси корозії поділяються на:

- газову корозію (у сухих газах);
- атмосферну корозію (за умов відкритої атмосфери, вологого природного повітря);
- корозію в рідких розчинах (воді, електролітах, неелектролітах, нафті та нафтопродуктах);
- ґрунтову корозію.

Корозійні руйнування металів і сплавів бувають таких видів (рис. 3.6):

- загальна або суцільна, корозія поверхні металів;
- виразкова корозія;
- структурно-вибіркова корозія;
- міжкристалітна (інтеркристалітна) корозія;
- місцева корозія;
- корозія під напругою;
- щілинна корозія;
- біокорозія тощо.

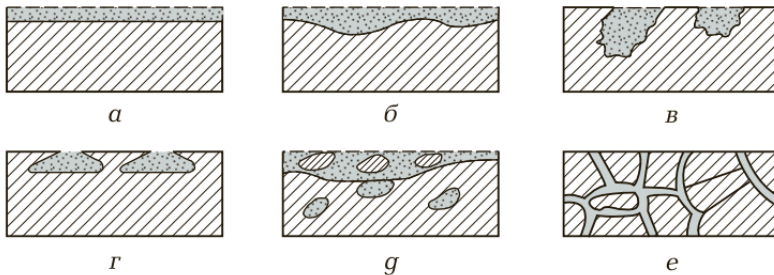


Рисунок 3.6 – Види корозійних руйнувань металів і сплавів: а – суцільна рівномірна корозія; б – суцільна нерівномірна корозія; в – виразкова корозія; г – підповерхнева корозія; д – вибіркова корозія; е – міжкристалітна корозія [4, 16]

Усі види корозії, що зображені на рисунку 3.6, характерні тим, що в конструкціях відбувається поступове руйнування поверхні металу. В одних випадках це приховане корозійне руйнування, в інших – відкрите. Залежно від структури сплаву, хімічної міцності зерен і правильної чи спотвореної атомної кристалічної ґратки, а також неоднорідності за хімічним складом (ліквацією) кисень вибірково взаємодіє з металом. Практика показує, що структури твердих розчинів (аустеніт) і хімічних сполук (карбід) мають більш високу корозійну стійкість, ніж структура механічних сумішей і структура твердого розчину фериту. Особливо небезпечними є підповерхнева, виразкова та міжкристалітна корозія. Ці види корозії руйнують метал, що може спричинити поломку деталей (конструкцій).

За механізмом впливу на метал корозія поділяється на хімічну й електрохімічну.

Хімічна корозія відбувається під впливом на поверхню металів і сплавів сухого повітря, газів, рідин, що

не взаємодіють з електричним струмом, різних нафтопродуктів і розплавлених солей. Внаслідок впливу зазначених факторів поверхня металу покривається тонкою оксидною плівкою. У деяких металів оксидна плівка щільна та міцна та за нормальних умов перешкоджає подальшому поширенню корозії. Такі захисні плівки оксидні називаються природними [4, 16].

Під дією високих температур оксидна плівка втрачає захисні властивості, метал вигорає і дрібні деталі можуть зруйнуватися. Так як хімічна корозія проникає по межах зерен на велику глибину й роз'їдає ці зерна, змінюючи кристалографічну структуру металу, то з часом оксидна плівка збільшується, тріскається та відшаровується. Сталеві та чавунні деталі покриваються іржею. Щороку товщина її зростає. Сталеві деталі під впливом сухої атмосфери з часом можуть повністю зруйнуватися.

У таких металів, як алюміній, свинець, нікель, хром тощо у звичайних атмосферних умовах оксидна плівка тонка, щільна та міцна, і атоми кисню не можуть через плівку дифундувати. Такі властивості має залізо як основний складовий елемент у сталях і чавунах. Ці сплави спочатку мають щільну оксидну плівку, але з низькою міцністю, тому вона швидко розтріскується під дією механічних навантажень, зміни температур, нагрівання й охолодження та відшаровується. У зв'язку з цим сталі та чавуни активно кородують у будь-яких умовах. Наслідком цього є велике природне зменшення маси різних сталевих конструкцій і споруд, верстатів, машин і механізмів. Для їх відновлення потрібні мільйони тонн виплавлених конструкційних матеріалів – сталей і чавунів.

Електрохімічна корозія – це утворення безлічі дрібних гальванічних елементів (пар) під дією струму, за якого відбуваються рух електронів металу в електроліт і

руйнування цього металу [4, 16].

Сутність електрохімічної корозії металів полягає в тому, що вона відбувається в різних рідинах, що проводять електричний струм. У нормальних умовах вода вбирає з атмосфери різні солі з утворенням слабких електролітів. Між металом та електролітами утворюється електрична пара (гальванічний елемент). Під її впливом відбувається повільна постійна руйнація (корозія) металу. Водночас атоми, що розміщені у вузлах кристалічних ґраток металу (конструкцій і споруд), вступаючи в контакт із рідким розчином (електролітом), переходять у цей розчин, утворюючи корозію. Електрохімічній корозії піддаються всі металеві конструкції, споруди, машини, що розміщені просто неба, так як вони постійно взаємодіють із вологою (водою), а також метали, що розміщені в ґрунті (трубопроводи, опори ліній електропередачі, мости і т. д.).

Контроль корозійного руйнування [4, 16]. З метою визначення об'єму корозійних руйнувань виробів із металу проводять різні випробування:

- лабораторні – в штучних умовах;
- у природних умовах – у ґрунті, атмосфері, прісних водоймах і морі;
- експлуатаційні – в природних умовах роботи споруд, машин, трубопроводів тощо;
- прискорені – імітація природних умов роботи за умови прискорення в часі.

Оцінювання корозійних руйнувань здійснюють визначенням втрати маси металу або товщиною зруйнованого металу.

За корозійною стійкістю метали класифікують відповідно до діючих стандартів за десятибальною шкалою та групами стійкості (табл. 3.1).

Оцінка корозії за десятибальною шкалою не допускається в разі корозійного розтріскування та

міжкристалітної корозії виробів.

Таблиця 3.1 – Групи корозійної стійкості металів за десятибальною шкалою [4, 16]

Група	Характеристика	Швидкість корозії металу, мм/рік	Бал
1	Цілком стійкі	Менше 0,001	1
		Понад 0,001 до 0,005	2
2	Дуже стійкі	Понад 0,005 до 0,01	3
		Понад 0,01 до 0,05	4
3	Стійкі	Понад 0,05 до 0,01	5
		Понад 0,1 до 0,5	6
4	Зниженостійкі	Понад 0,5 до 1,0	7
		Понад 1,0 до 5,0	8
5	Малостійкі	Понад 5,0 до 10,0	9
6	Нестійкі	Понад 10,0	10

Примітка. За швидкості корозії металів від 0,5 мм/рік і вище оцінка корозійної стійкості проводиться за групами, а нижче 0,5 мм/рік – за балами стійкості

Крім того, за корозійною стійкістю метали поділяються на ті, що активно кородують в атмосферних умовах і воді, що повільно кородують в атмосферних умовах і воді, й корозійностійкі в атмосферних умовах і воді, а також особливу групу конструкційних матеріалів складають сплави, що працюють в активних середовищах (кислотах, лугах, газовому середовищі) та за високих температур.

Методи захисту від корозії. У практиці розроблено різні ефективні методи захисту металів від корозії, які широко застосовуються в різних галузях промисловості та будівництві. Це легування сплаву, неметалеві покриття, металеві покриття, хімічні покриття, протекторний захист тощо.

Запитання для самоконтролю

1. Що таке механічні властивості матеріалу? Назвіть їх різновиди.
2. Які бувають навантаження?
3. Як розраховується межа міцності матеріалу на розтягання?
4. Наведіть формули для обчислення фізичної межі та умовної межі текучості матеріалу.
5. Що таке пластичність матеріалу?
6. Як обраховується відносне видовження після розриву?
7. За якою формулою розраховується відносне звуження зразка після розриву?
8. Дайте визначення поняття «твердість».
9. Як знайти твердість за Брінеллем?
10. Як розрахувати твердість за Роквеллом?
11. Як знайти твердість за Віккерсом?
12. Що таке ударна в'язкість і як вона обчислюється?
13. Назвіть види зразків для випробування на ударну в'язкість.
14. Який прилад використовується під час випробувань на ударну в'язкість?
15. Що таке коефіцієнт асиметрії циклу?
16. Дати визначення витривалості.
17. Що таке межа втоми?
18. Назвіть методи дослідження структури, складу та властивостей матеріалів.
19. Чим відрізняється макроскопічний аналіз від інших?
20. Які можливості мікроаналізу?
21. Що є об'єктом мікроскопічних досліджень?
22. Якими методами отримують репліки?

23. З чого складається оптичний металографічний мікроскоп?
24. Який принцип дії електронного мікроскопа?
25. Для чого використовується фрактографія?
26. Поясніть використання рентгеноструктурного та спектрального аналізу?
27. Що таке корозія металів?
28. Як поділяються процеси корозії?
29. Назвіть види корозійного руйнування металів сплавів.
30. Як поділяють корозію за механізмом впливу на метал?
31. Що таке хімічна корозія?
32. Яка корозія називається електрохімічною?
33. Які існують методи захисту від корозії?

РОЗДІЛ 4 ОСНОВИ МЕТАЛУРГІЙНОГО ВИРОБНИЦТВА

4.1. Сучасне металургійне виробництво та його продукція

Сучасним металургійним виробництвом є комплекс різних виробництв, що базуються на родовищах руди й вугілля, що коксується, енергетичних комплексах.

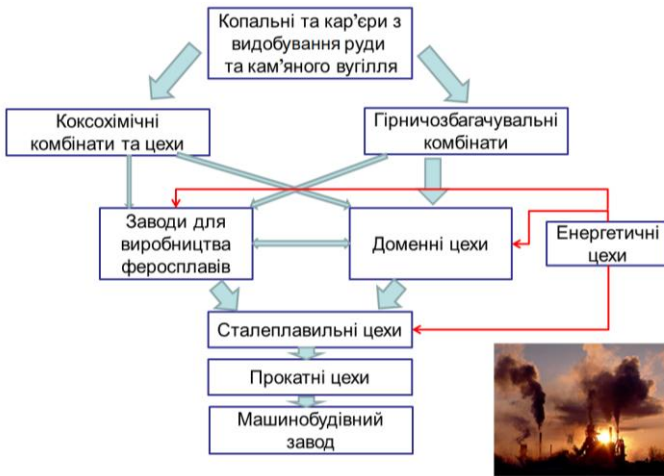


Рисунок 4.1 – Структура сучасного металургійного виробництва [4]

До нього належать:

- шахти й кар'єри з добування рудого й кам'яного вугілля;
- гірничо-збагачувальні комбінати, де збагачують руди, готуючи їх до плавлення;
- коксохімічні заводи (підготовка вугілля, їх коксування й витягання з них корисних хімічних продуктів);

- енергетичні цехи для одержання стислого повітря (для дуття доменних печей), кисню, очищення металургійних газів;

- доменні цехи для виплавлення чавуну й феросплавів або цехи для виробництва залізородних металізованих котунів;

- заводи для виробництва феросплавів;

- сталеплавильні цехи (конвертерні, мартенівські, електросталеплавильні);

- прокатні цехи (злиток у сортовий прокат).

Основна продукція чорної металургії:

- чавуни: переробний, використовуваний для перероблювання на сталь, і ливарний, для виробництва фасонних відливок;

- залізородні металізовані котуни для виплавлення сталі;

- феросплави (сплави заліза з підвищеним вмістом марганцю, кремнію, ванадію, титану і так далі) для легованих сталей;

- сталеві зливки для виробництва прокату;

- сталеві зливки для виготовлення великих кованих валів, дисків (ковальські зливки).

Основна продукція кольорової металургії:

- зливки кольорових металів для виробництва прокату;

- зливки для виготовлення відливань на машинобудівних заводах;

- лігатури – сплави кольорових металів із легувальними елементами для виробництва складних легованих сплавів;

- зливки чистих і особливо чистих металів для приладобудування й електротехніки.

4.2. Матеріали для виробництва металів і сплавів

Для виробництва чавуну, сталі та кольорових металів використовують руду, флюси, паливо, вогнетривкі матеріали [4, 18].

Промислова руда – гірська порода, з якої доцільно витягувати метали та їх з'єднання (вміст металу в руді має бути не менше ніж 30–60 % для заліза, 3–5 % для міді, 0,005–0,02 % для молібдену).

Руда складається з мінералів, що містять метал або його з'єднання, і порожньої породи. Називають руду поодинокі або декількома металами, що входять в їх склад, наприклад: залізні, мідно-нікелеві.



а



б



в

Рисунок 4.2 – Матеріали для виробництва металів і сплавів: а – промислові руди (червоний залізняк (гематит), бурий залізняк (лимоніт), магнітний залізняк (магнетит)); б – флюси (доломіт, вапняк); в – паливо (кокс)

Залежно від змісту елемента, що добувається, розрізняють руди багаті й бідні. Бідні руди збагачують – видаляють частину порожньої породи.

Флюс – матеріал, що завантажується в плавильну піч для утворення легкоплавкого з'єднання з порожньою породою руди або концентратом і золюю палива. Таке з'єднання називається шлаком.

Зазвичай шлак має меншу щільність, ніж метал, тому він розміщується над металом і може бути видалений у процесі плавлення. Шлак захищає метал від пічних газів і повітря. Шлак називають кислим, якщо в його складі переважають кислотні оксиди, і основним, якщо в його складі більше основних оксидів.

Паливо – в металургійних печах використовується кокс, природний газ, мазут, доменний (колошниковий) газ.

Кокс отримують сухою перегонкою за температури 1 000 °С (без доступу повітря) кам'яного вугілля сортів, що коксуються. У коксі міститься 80–88 % вуглецю, 8–12 % золи, 2–5 % вологи. Шматки коксу повинні мати розміри 25–60 мм. Це міцне паливо, що не спікається, є не лише паливом для нагрівання, а й хімічним реагентом для відновлення заліза з руди.

Вогнетривкі матеріали застосовують для виготовлення внутрішнього облицювального шару (футерування) металургійних печей, тиглів і ковшів для розливання металу.

Вони здатні витримати навантаження за високих температур, протистояти різким змінам температури, хімічній дії шлаку і пічних газів.

За хімічними властивостями вогнетривкі матеріали поділяють на групи: кислі (кварцовий пісок, динасова цегла), основні (магнезитова цегла, магнезитохромиста цегла), нейтральні (шамотна цегла).

Взаємодія основних вогнетривких матеріалів і кислих шлаків може призвести до руйнування печі.

Вуглецева цеглина й блоки містять до 92 % вуглецю у вигляді графіту, володіють підвищеною вогнетривкістю. Застосовуються для укладення поду доменних печей, електролізних ванн для отримання алюмінію, тиглів для плавлення й розливання мідних сплавів.

4.3. Виробництво чавуну

Чавун – сплав заліза й вуглецю з супутніми елементами (зміст вуглецю більше ніж 2,14 %) [4, 18–19].

Для виплавлення чавуну в доменних печах використовують залізняк, паливо, флюси.

До залізняку належать:

- магнітний залізняк Fe_3O_4 із вмістом заліза 55–60 %, родовища – Соколовське;
- червоний залізняк Fe_2O_3 із вмістом заліза 55–60 %, родовища – Кривий Ріг;
- бурий залізняк (гідрати оксидів заліза $2\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 3\text{H}_2\text{O}$ і $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$) із вмістом заліза 37–55 % – Керч.

Марганцеві руди застосовуються для виплавлення сплаву заліза з марганцем – феромарганцю (10–82 %), а також переробних чавунів, що містять до 1 % марганцю. Марганець у рудах міститься у вигляді оксидів і карбонатів MnO_2 , Mn_2O_3 , Mn_3O_4 , MnCO_3 та інших сполуках.

Хромові руди застосовуються для виробництва ферохрому, металевого хрому й вогнетривких матеріалів – хромомагнетитів.

Паливом для доменного плавлення є кокс, можлива часткова заміна газом, мазутом.

Флюсом є вапняк CaCO_3 або доломитизований вапняк, що містить CaCO_3 і MnCO_3 , оскільки в шлак

повинні входити основні оксиди, які необхідні для видалення сірі з металу.

Підготовка руди до доменного плавлення здійснюється для підвищення продуктивності доменної печі, зниження витрати коксу й поліпшення якості чавуну.

Метод підготовки залежить від якості руди.

Дроблення й сортування руди, необхідне для отримання шматків оптимальної величини, здійснюється за допомогою дробарок і класифікаторів.

Збагачення руди засноване на відмінності фізичних властивостей мінералів, що входять до її складу:

а) промивання – відділення щільних складових від порожньої рихлої породи;

б) гравітація (відсаження) – відділення руд від порожньої породи під час пропускання струменя води через дно вібрувального сита: порожня порода витісняється у верхній шар і несеться водою, а рудні мінерали опускаються;

в) магнітна сепарація – подрібнену руду піддають дії магніту, що притягає залізозмісні мінерали і що відокремлює їх від порожньої породи.

Згрудкування проводять для перероблення концентратів у грудкові матеріали необхідних розмірів. Застосовують два способи згрудкування: агломерацію й обкочування.

Під час агломерації шихти, що складається із залізняку (40–50 %), вапняку (15–20 %), повернення дрібного агломерату (20–30 %), коксової дрібниці (4–6 %), вологи (6–9 %), спікають на агломераційних машинах за температури 1 300–1 500 °С. Під час спікання з руди відділяються шкідливі домішки (сірка, миш'як), розкладаються карбонати, і виходить грудковий пористий офлюсований агломерат [4, 18–19].

Під час обкочування шихти з подрібнених концентратів, флюсу, палива зволожують і під час оброблення в барабанах, що обертаються, вона набуває форми кульок-котунів діаметром до 30 мм. Їх висушують і обпалюють за температури 1 200–1 350 °С.

Використання агломерату і котунів унеможливорює окрему подачу флюса – вапняку в дому.

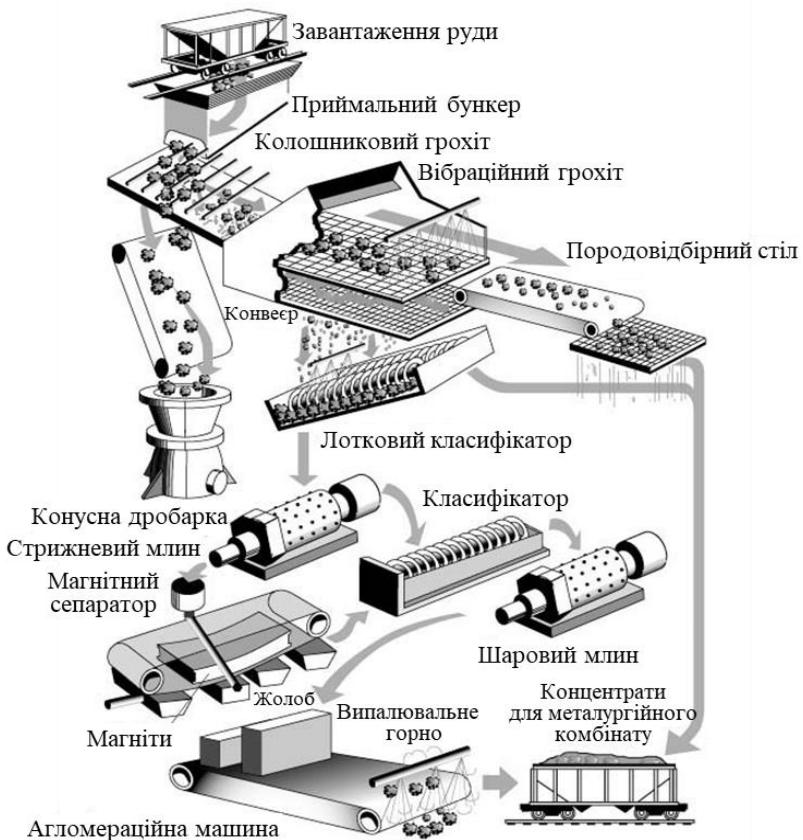


Рисунок 4.3 – Методи підготовки руди

4.4. Виплавлення чавуну

Чавун виплавляють із залізних руд пірометалургійним способом у доменних печах [4, 18–19].

Вихідні продукти. До вихідних продуктів належать залізні руди, марганцеві руди, флюси, кокс.

Залізні руди містять залізо у вигляді оксидів, гідратів оксидів, карбонатів. До залізних руд належать:

- магнітний залізняк, що містить заліза до 65 % у вигляді магнітного оксиду Fe_3O_4 ;
- червоний залізняк, що містить 50–60 % заліза у вигляді Fe_2O_3 ;
- бурий залізняк, що містить до 55 % заліза у вигляді гідратів оксидів $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$;
- шпатовий залізняк, що містить до 40 % заліза у вигляді FeCO_3 .

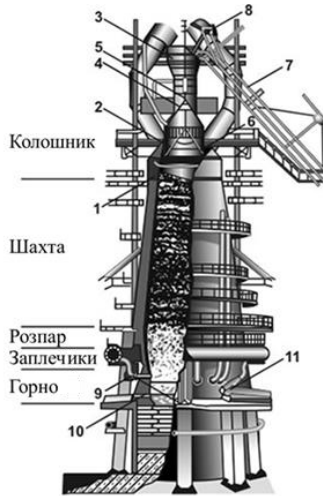
Паливом у процесі отримання чавуну є кокс, який є відновлювачем заліза з його оксидів. Флюсом під час виробництва чавуну є вапняк CaCO_3 , що взаємодіє з порожньою породою й утворює шлаки.

Суть процесу отримання чавуну в доменних печах полягає у відновленні оксидів заліза – насиченні заліза вуглецем.

Принцип роботи доменної печі. Чавун плавлять у доменних печах. Робочий простір печі вміщує колошник, шахту, розпар, заплечики, горно, під (рис. 4.4).

Домна працює за принципом протитечії: шихтові матеріали завантажуються зверху, а в напрямку матеріалів, що опускаються, рухається потік гарячих газів, що утворюються під час згоряння палива.

У верхній частині колошника є засипний апарат, крізь який у піч завантажують шихту-суміш, у певній пропорції складену з руди, палива й флюсів. Колошник складається з двох конусів: спочатку верхній конус відкритий, а нижній закритий. Після того як руда



а



б

Рисунок 4.4 – Схема (а) і зовнішній вигляд доменної печі (б): 1 – захисні сегменти колошника; 2 – великий конус; 3 – приймальна воронка; 4 – малий конус; 5 – розподільник шихти; 6 – воронка великого конуса; 7 – похилий міст; 8 – скіп; 9 – повітряна фурма; 10 – чавунна льотка; 11 – шлакова льотка

Примітка. На фото (б) найбільша в Європі доменна піч № 9 «АрселорМіттал Кривий Ріг», фото джерела [20]

накопичилася, верхній конус закривають, а нижній відкривають. Така послідовність роботи механізму засипного апарату необхідна для запобігання виходу газів і пилу з доменної печі в атмосферу.

Нижня частина горна називається під, на якій накопичуються чавун і шлак, а після цього випускаються крізь відповідні отвори льотки.

У верхній частині горна містяться фурми, крізь які в піч надходить нагріте повітря, необхідне для горіння палива.

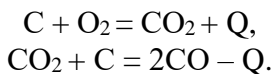
Кожна домна має повітрянагрівачі, що працюють поперемінно. Поки один повітрянагрівач віддає тепло холодному повітрю і в результаті охолоджується, другий повітрянагрівач нагрівається до температури близько 1 200 °С, тобто регенерує тепло, що виділяється під час згоряння доменного газу. Продукти горіння виходять крізь димову трубу. Для безперебійного обслуговування печі необхідно мати три повітрянагрівачі. Останнім часом для інтенсифікації процесу в доменну піч вдувають повітря, збагачене киснем.

Поблизу фурм кокс, взаємодіючи з киснем повітря, згоряє. Внаслідок згоряння виділяється теплота, яка призводить до того, що вище рівня фурм температура досягає більше ніж 2 000 °С. Гарячі гази, піднімаючись, віддають теплоту шихтовим матеріалам.

Рідкий чавун, що накопичується в горні, періодично випускається крізь чавунну льотку в чавуновізні ковші. З ковшів чавун зливається в міксер або надходить до розливальної машини і розливається на чушки. Шлак, що утворився, виводиться крізь шлакову льотку, розміщену вище чавунної.

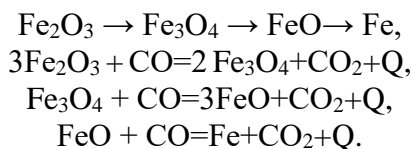
Фізико-хімічні процеси, що відбуваються в доменній печі. Принцип роботи доменної печі ґрунтується на складних фізико-хімічних процесах (рис. 4.5) [4, 18–19]:

1) горіння палива. Під час вдування нагрітого повітря у фурми доменної печі поблизу них відбуваються процеси горіння вуглецю коксу:



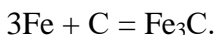
Тому газова фаза набуває відновних властивостей;

2) відновлення заліза, що здійснюється як побічно за рахунок CO, так і прямо – за рахунок C. Послідовність реакції можна подати так:



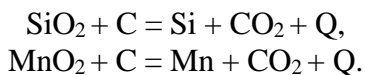
Реакції відбуваються з виділенням тепла (Q) й у твердому стані, внаслідок чого у нижній зоні шахти утворюється губчасте залізо;

3) реакції навуглецювання. Залізо під тиском коксу і флюсів опускається вниз і за температури 1 000–1 100 °С інтенсивно навуглецюється:



Під час насичення вуглецем температура плавлення заліза знижується і на рівні розпару і заплечиків домни виникають перші порції рідкого металу. Краплі залізівуглецевого сплаву, протікаючи по коксу, додатково насичуються вуглецем, марганцем, кремнієм, фосфором, що відновлюються з руди і флюсів, а також сіркою, що міститься у коксі;

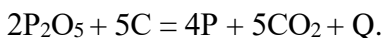
4) відновлення марганцю й кремнію:



Відновлені в районі заплечиків марганець і кремній

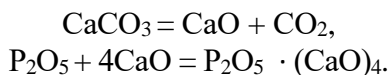
розчиняються в чавуні;

5) відновлення фосфору:

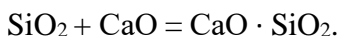


Щоб звільнитися від фосфору, до складу шихтових матеріалів вводять флюс (вапняк CaCO_3), який під час нагрівання розкладається;

б) реакції шлакоутворення:



Сполука SiO_2 , що міститься в порожній породі, шляхом реакції шлакоутворення переходить у шлак:



Шлак, що утворюється, більш легкий, ніж основний метал, тому він накопичується на поверхні рідкого металу й виводиться крізь спеціальну лютку.

Продукти доменного плавлення й техніко-економічні показники. До основних продуктів доменного плавлення належать чавун і феросплави. У доменних печах отримують чавун різноманітного хімічного складу залежно від його призначення.

1. Переробний чавун призначений для отримання сталі. Особливістю переробних чавунів є їхня висока твердість, погана оброблюваність різанням, тому як конструкційний матеріал вони використовуються рідко.

2. Ливарний чавун призначений для отримання фасонного лиття, відрізняється підвищеним вмістом кремнію.

3. Феросплави – це сплави заліза з кремнієм, марганцем та іншими елементами. До них належать феросиліцій (9–13 % Si), феромарганець (70–75 % Mn), їх використовують для розкиснення й легування сталі.

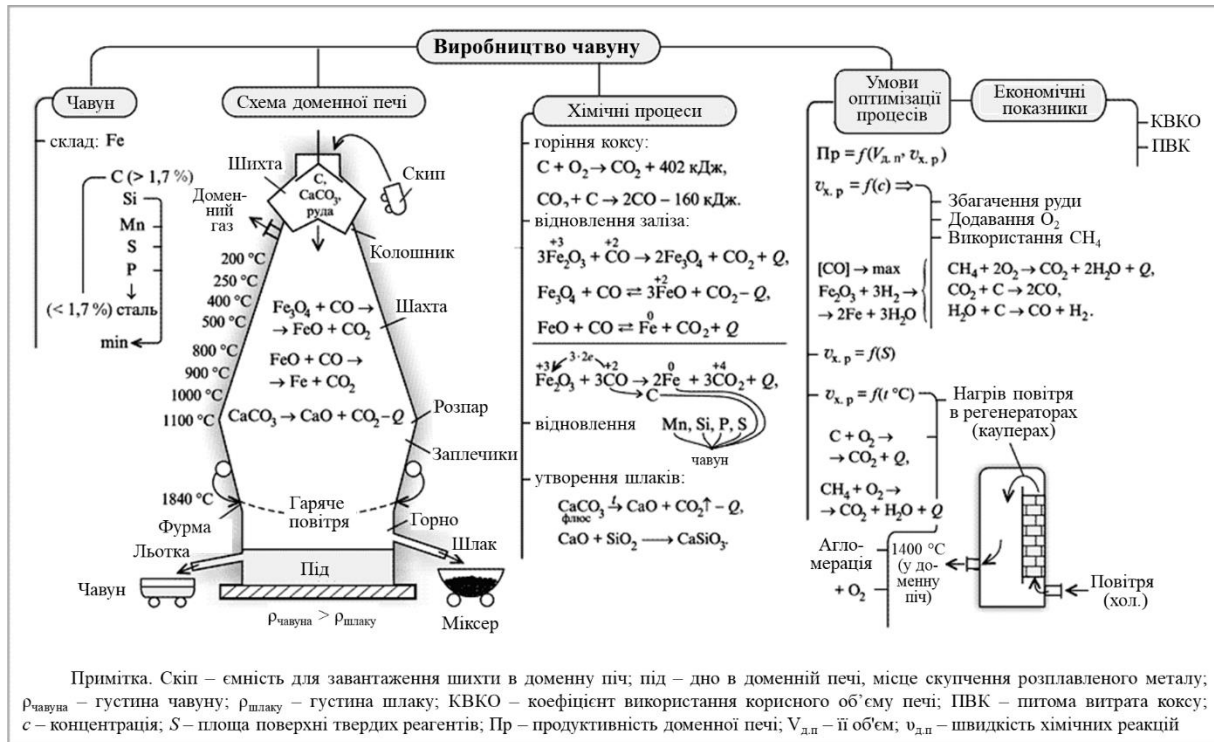


Рисунок 4.5 – Технологія доменного процесу

Основну масу серед продуктів доменного виробництва займають переробні чавуни (75–80 %). Частка ливарних чавунів становить 15–20 %, феросплавів – 1–2 %.

До побічних продуктів доменного плавлення належать шлак і доменний газ. Із шлаку виготовляють шлаковату, цемент, ситали, а доменний газ після очищення використовують як паливо для нагрівання повітря, що подається в доменну піч.

До техніко-економічних показників доменної печі належать:

1) коефіцієнт використання корисного об'єму печі (КВКО), $\text{м}^3/\text{т}$, що є відношенням корисного об'єму печі V , м^3 , до її середньодобової продуктивності P , т,

$$КВКО = V : P.$$

Чим вища продуктивність доменної печі, тим менший КВКО. Для більшості доменних печей $КВКО = 0,5–0,7$;

2) питома витрата коксу K :

$$K = A : P,$$

де A – витрата коксу за 1 добу;

P – середньодобова продуктивність печі, т.

Питома витрата коксу – важливий показник роботи доменної печі, бо вартість коксу становить приблизно 50 % вартості чавуну.

Поліпшення техніко-економічних показників роботи доменних печей можна досягти вдосконаленням їхньої конструкції, інтенсифікацією процесу плавлення, збагачуванням повітряного дуття киснем.

4.5. Металургія сталі

Основним матеріалом для виробництва сталі є переробний чавун і сталевий брухт (скрап). Сталь відрізняється від чавуну меншим вмістом вуглецю (до 2,14 %) і домішок (табл. 4.1).

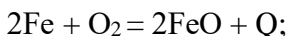
Таблиця 4.1 – Склад чавуну та сталі, у %

Склад, %, мас	C	Si	Mn	P	S
Переробний чавун	4,0–4,4	0,76–1,26	До 1,75	0,15–0,3	0,03–0,07
Сталь низьковуглецева	0,14–0,22	0,12–0,13	0,40–0,65	До 0,055	До 0,055

Отже, для перероблення чавуну на сталь необхідно знизити вміст вуглецю й домішок. Тому **суттю перероблення чавуну на сталь** є зниження вмісту вуглецю й домішок шляхом їхнього вибіркового окиснення й переходу їх у шлак і газу в процесі плавлення. У вигляді шлаку – всі домішки, у вигляді газу – вуглець і частково сірка (SO₂). Процес отримання сталі з чавуну окиснювальний.

Фізико-хімічні процеси, що відбуваються під час виплавлення сталі [4, 18–19]:

1) відповідно до закону діючих мас першим окиснюється залізо, бо його найбільше:



2) FeO, що утворилося, віддає кисень більш активним елементам Sn і Mn, різко підвищуючи температуру металу:



↓

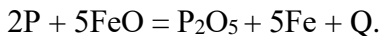
у шлак



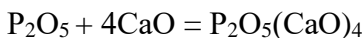
↓

у шлак

3) окиснювання P – під час використання чавунів, багатих фосфором:



Щоб усунути фосфор, вводиться оксид кальцію – CaO



основний фосфористий шлак

Шлак знімають декілька разів до того часу, поки в сталі залишиться допустима кількість фосфору;

4) кипіння сталі відбувається в міру її прогрівання до більш високих температур. Відбувається реакція окиснювання вуглецю



Бульбашки оксиду вуглецю CO, виділяючись із рідкого металу, призводять до «кипіння» сталі. На цьому етапі зменшується вміст вуглецю в металі до необхідного, частково вилучаються неметалеві включення, а також інші гази. Це сприяє підвищенню якості металу. Тому етап «кипіння» є основним у процесі виплавлення сталі;

5) розкиснення сталі полягає у відновленні оксиду заліза, що призводить до зменшення вмісту в сталі кисню – шкідливої домішки, яка знижує механічні властивості металу. Для цього до рідкої сталі вводять розкиснювачі (феромарганець, феросиліцій, алюміній), елементи, що містять (Mn, Si, Al), які мають більшу спорідненість з киснем, ніж залізо.



у шлак



у шлак

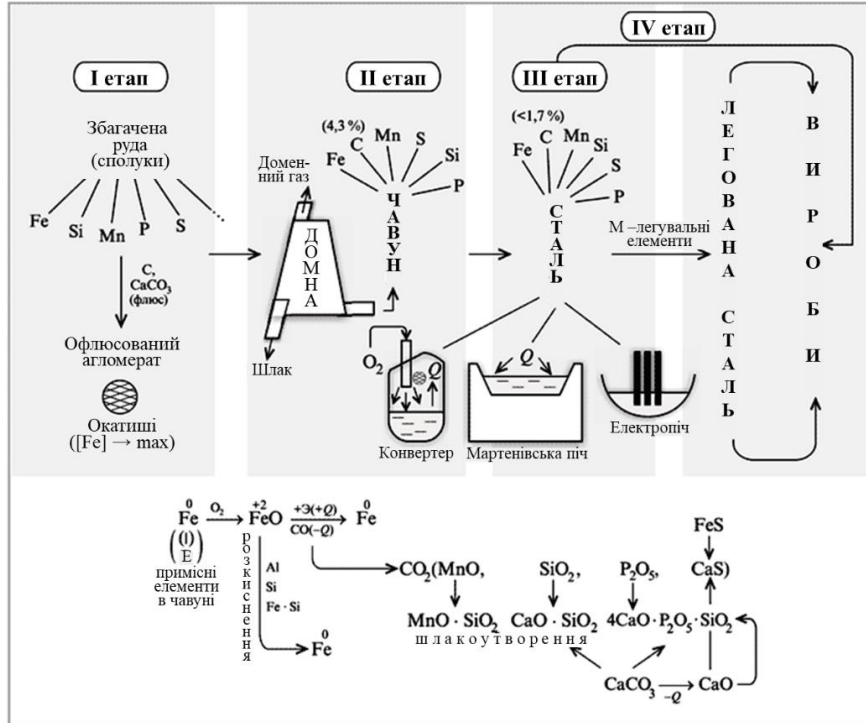
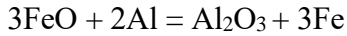


Рисунок 4.6 – Технологія сталеплавильного процесу



у шлак

б) доведення сталі до потрібного хімічного складу й розливання. На цьому етапі здійснюється легування шляхом введення феросплавів або чистих металів у необхідній кількості до розплаву.

Загальна технологія сталеплавильного процесу подана на схемі рисунку 4.6.

Способи отримання сталі

Чавун переробляють на сталь у різноманітних за принципом дії металургійних печах: кисневих конверторах, мартенівських, електропечах.

Киснево-конвертерний процес [4, 18–19].

Киснево-конвертерний процес – це виплавлення сталі з рідкого чавуну в конвертері з основною футерівкою шляхом продування киснем крізь водоохолоджувану фурму. Кисневий конвертер – це грушоподібної форми агрегат (рис. 4.7) [4, 19].

Місткість конвертера 130–350 т рідкого чавуну. У процесі роботи конвертер повертається на цапфах навколо горизонтальної осі на 360 °С. Шихтовими матеріалами є рідкий переробний чавун, сталевий брухт, залізна руда та ін.

Перед плавленням конвертер нахиляють, крізь горловину заливають рідкий чавун, завантажують інші шихтові матеріали (сталевий брухту не більше ніж 30 %, руди до 8 %). Після цього конвертер повертають у вертикальне положення, вводять крізь горловину в середину конвертера водоохолоджувану фурму і крізь неї подають кисень під тиском. Реакції окиснення домішок чавуну відбуваються з виділенням тепла, внаслідок чого в зоні під фурмою розвивається температура 2 400 °С.

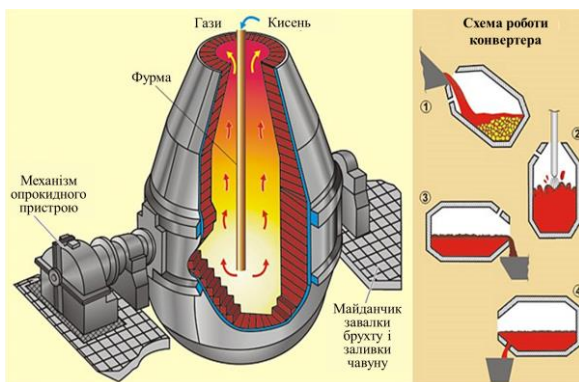


Рисунок 4.7 – Схема кисневого конвертера:

1 – завантаження залізної руди та рідкого чавуну; 2 – окиснення домішок; 3 – зливання шлаку; 4 – випускання сталі [4, 19]

Після 15-хвилинного продування піднімають фурму, нахилиють конвертер, беруть пробу на аналіз і знімають більшу частину шлаку. Після цього конвертер ставлять у вертикальне положення, опускають фурму і вдруге продувають кисень, тривалість цього процесу залежить від результатів експрес-аналізу.

Плавлення в сучасних конвертерах закінчується через 25–50 хв. По закінченні процесу фурму піднімають, конвертер нахилиють і випускають сталь у ківш. Під час випуску сталі з конвертера її розкиснюють у ковші, після цього з конвертера зливають шлак.

Основними перевагами киснево-конвертерного процесу є висока продуктивність, незначні капітальні витрати, незначні енергозатрати під час виробництва сталі. До недоліків цього процесу необхідно віднести високий вміст газів (O_2 , N_2 , CO , CO_2 і т. ін.), неможливість отримання комплексно легованих сталей, неможливість використання будь-якої кількості скрапу.

Мартенівське виробництво. На відміну від конвертерного мартенівський процес виробництва сталі не може проходити без додаткового тепла ззовні. Нагрівання й розплавлення металу здійснюється за рахунок тепла, що виділяється під час згоряння палива (газу, мазуту, кам'яновугільного пилу) [4, 18–19].

За шихтою мартенівський процес класифікується так: 1) рудний процес (рідкий чавун і руда для прискорення процесу); 2) скрап-рудний (рідкий чавун, руда і брухт до 25–50 %); 3) скрап-процес (30–40 % чушкового чавуну і 60–70 % скрапу).

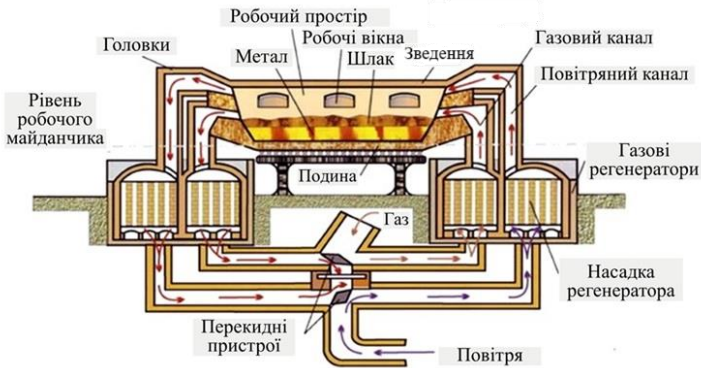
Мартенівський процес – це отримання сталі з чавуну в полуменевих регенеративних печах. Висока температура для отримання сталі в розплавленому стані забезпечується регенерацією тепла пічних газів. Кожна піч має чотири регенератори для роздільного підігріву газоподібного палива й повітря, що подаються в піч (рис. 4.8) [19, 21].

Мартенівський спосіб отримав широке застосування завдяки можливості використання різноманітної сировини й різноманітного палива. Це – універсальний спосіб витоплення великого асортименту вуглецевих і легованих сталей.

До переваг мартенівського способу необхідно віднести можливість отримання сталі заданого хімічного складу, зокрема легованих сталей; виробництво сталі більш високої якості порівняно з конвертерним процесом із точки зору пониженого вмісту шкідливих домішок – сірки, фосфору, газів, неметалевих включень; можливість використання будь-якої кількості скрапу в шихтових матеріалах.

Недоліками вважаються низька продуктивність процесу (плавлення триває 6–12 годин), висока вартість обладнання, великі капітальні витрати. Тому

мартенівський спосіб виплавлення став поступово замінюватися конвертерним.



а



б

Рисунок 4.8 – Схема будови і фото мартенівської печі [21]

Для прискорення процесу отримання сталі в мартенівських печах застосовують кисень двома шляхами:

- 1) збагачують повітряне дуття киснем до 25–35 %;
- 2) короткочасно вводять у піч кисень.

Електросталеплавильне виробництво. Плавильні електропечі мають переваги порівняно з іншими плавильними агрегатами, тому що в них можна досягти

високої температури, витоплювати сталь будь-якого складу, розкисляти сталь з утворенням мінімальної кількості неметалевих включень – продуктів розкиснення. Тому електропечі використовують для виплавлення конструкційних, високолегованих, інструментальних, спеціальних сталей і сплавів [4, 18–19].

Для виплавлення сталі в електропечах використовують печі двох типів: дугові й індукційні (рис. 4.9 і 4.10). У дугових печах нагрівання й розплавлення шихти здійснюється за рахунок тепла, що випромінюється електричною дугою. Електрична дуга утворюється в плавильному просторі між вертикально встановленими електродами і металевою шихтою. Звичайно застосовуються вугільні або графітові електроди. Місткість печей коливається у широких межах: від 3–5 до 200–250 т.

Індукційна тигельна піч складається з водоохолоджуваного індуктора, в середині якого міститься тигель із металевою шихтою.

Індукційні печі відрізняються від дугових способом утворення тепла для розплавлення металу. Під час проходження змінного електричного струму крізь індуктор печі утворюється змінне магнітне поле. Магнітний потік наводить у вторинному колі (завантаженому металі) змінний струм Фуко, під впливом якого метал нагрівається і розплавляється. Виплавлення сталі в цих печах здійснюють за способом переплавлення. Вигар легувальних елементів у цьому разі незначний.

Індукційні печі мають переваги перед дуговими, оскільки в них відсутня електрична дуга. Це дозволяє витоплювати сталь із низьким вмістом вуглецю і газів. Крім того, під час плавлення в індукційній печі виникають електродинамічні сили, що сприяють вирівнюванню хімічного складу сталі. Невеликі розміри печей

дозволяють розміщати їх у камері, де можна створювати будь-яку атмосферу і вакуум.

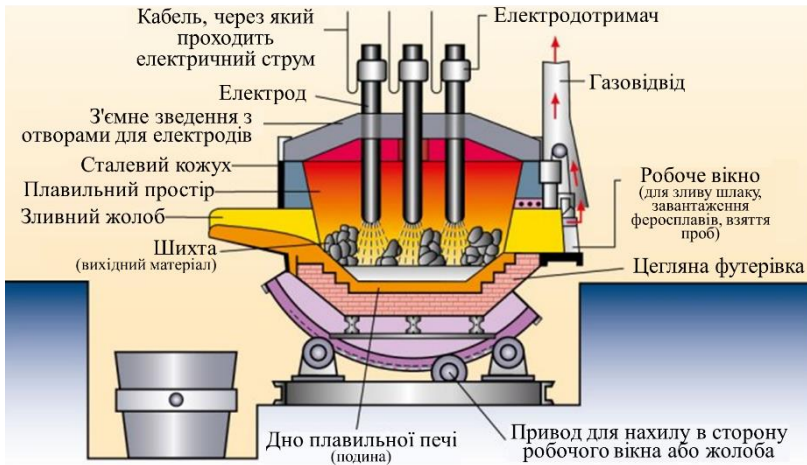


Рисунок 4.9 – Схема будови дугової електричної печі [22]

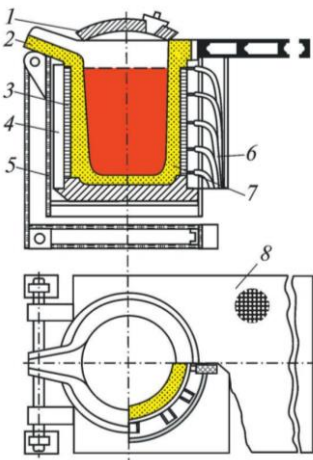


Рисунок 4.10 – Схема тигельної індукційної печі: 1 – кришка; 2 – зливний носок; 3 – індуктор (мідна водоохолоджувальна трубка); 4 – магнітопровід; 5 – каркас; 6 – струмопідводи; 7 – футерівка; 8 – майданчик обслуговування [22]

До переваг електропечей потрібно віднести можливість досягнення високої температури для розплавлення тугоплавких елементів, здатних вести

безокиснювальний процес, переплавляти будь-які леговані сталі.

Перспективи розвитку металургії направлені на розвиток *дуплекс-процесу* – поєднання основного киснево-конвертерного виробництва з електростале-плавильним. Суть цього способу полягає в тому, що рідка сталь, отримана в конвертері, заливається в міксер – ємність для зберігання й підігрівання рідкого металу, а після цього допрацьовується в електропечі, (частіше – в індукційній).

Пряме відновлення заліза. Отримання заліза безпосередньо з руд можливо трьома способами, які відрізняються кінцевим станом продукту. Він може бути отриманий у вигляді губчастого заліза, криці та рідкого металу [4, 18–19].

Губчасте залізо отримують за порівняно низьких температур (950–1100 °С), під час яких відновлюється залізо й порожня порода не плавиться. Для отримання губчастого заліза звичайно використовують багаті, чисті від шкідливих домішок руди.

Найбільш перспективним способом є отримання губчастого заліза в печах з киплячим шаром. Залізо відновлюють воднем.

Крицю одержують за більш високих температур (1250–1350 °С) із плавленням порожньої породи і створенням шлаку.

Крицю використовують як шихту для електропечей і мартенівських печей.

Із руди можна отримувати рідкий метал безпосередньо за таких температур, коли залізо й шлак розплавляються. Відновлення заліза проводиться в спеціальному реакторі, в який подають одночасно порошкоподібну руду, вуглецевий пил і кисень.

Способи підвищення якості металу. Для

підвищення якості металу використовують різноманітні способи оброблення. До них належать вакуумне оброблення, оброблення металу синтетичним шлаком, електрошлаковий переплав (ЕШП), вакуумно-дуговий (ВДП), вакуумно-індукційний переплав (ВІП), переплав металу в електронно-променевих (ЕЛП) і плазмових печах (ПДП) [22].

Вакуумну дегазацію проводять для зменшення вмісту в металі газів і неметалевих включень. Позапічне вакуумування поділяється на чотири основних види: вакуумування в ковші, поза ковшом, у струмені металу й у виливниці. Під час першого способу ківш із металом розміщують у герметичній камері, з якої безперервно виводять повітря й газ. Гази, що виділяються, викликають «кипіння» й сприяють перемішуванню сталі. Вакуумування проводять перед розливанням сталі в виливниці. Для вакуумування в ковші останній із рідкою сталлю розміщують у камері, що закривається герметичною кришкою. Вакуумними насосами в камері створюється розрідження до залишкового тиску від 0,1 мм рт. ст. до 1 мм рт. ст. [22].

Вакуумування в струмені полягає в тому, що в середині герметичної камери встановлений розливальний ківш, в який надходить сталь із роздавального ковша. Внаслідок такого оброблення вміст кисню знижується на 70 %, водню – на 65 %. Вакуумування у виливниці проводять під час твердіння в ній сталі. Для цього на виливницю встановлюють вакуумну камеру. Вміст водню за такого способу зменшується в 4–5 разів; кисню – на 60 %. У сучасному виробництві розроблені нові способи вакуумного оброблення металу, що поєднують безперервне розливання з вакуумуванням.

Оброблення металу синтетичним шлаком приводить до зменшення вмісту сірки, кисню і неметалевих

включень, а це поліпшує пластичність і міцність металу. Такі сталі застосовують для виготовлення відповідальних деталей.

Електрошлаковому переплаву підлягає виплавлений у дуговій печі і прокатаний на круглі прутки метал. Електрошлаковий переплав сприяє зниженню в металі вмісту кисню в 1,5–2 рази, неметалевих включень у 2–3 рази, пониженню концентрації сірки. Найбільш широко ЕШП використовують для виплавлення високоякісних і жароміцних сталей [22].

Вакуумно-дуговий і вакуумно-індукційний перепави застосовують із метою вилучення з металу газів і неметалевих включень. Зливки ВДП відрізняються високою рівномірністю хімічного складу, підвищеними механічними властивостями. З них виготовляють відповідальні деталі.

Під час ЕЛП плавлення металу відбувається у вакуумі під дією електронів, що випромінюються катодною гарматою печі. На опроміненій поверхні кінетична енергія електронів перетворюється в теплову. ЕЛП застосовують для витоплення сталі особливо високої чистоти, а також сплавів тугоплавких елементів – вольфраму, молібдену тощо.

ПДП служить також одним із способів отримання сталі й сплавів дуже високої чистоти. Джерелом тепла тут є плазменна дуга, що горить між розплавленим металом і катодом плазмотрону. Для утворення плазми застосовують аргон або гелій.

Запитання для самоконтролю

1. Що входить до складу сучасного металургійного виробництва?
2. Що входить в основну продукцію чорної металургії?

3. Що входить в основну продукцію кольорової металургії?
4. Які матеріали використовують для виробництва чавуну?
5. Охарактеризуйте промислову руду, яку використовують для виробництва чавуну.
6. Дайте характеристику флюсам і їх призначенню.
7. Яке паливо використовують у металургійних печах та як його отримують?
8. Охарактеризуйте вогнетривкі матеріали та їх призначення.
9. Дайте визначення чавуну.
10. Які руди належать до залізняку?
11. Наведіть методи підготовки руд до плавлення.
12. Які основні пристрої має доменна піч?
13. Охарактеризуйте роботу доменної печі.
14. Наведіть форму утворення продуктів згоряння та їх взаємодії з коксом.
15. Як проходить відновлення заліза в доменній печі?
16. Коли і як випускають чавун із доменної печі?
17. Що є основним і допоміжним продуктом доменного плавлення?
18. Як визначають коефіцієнт корисної дії доменної печі й питому втрату коксу?
19. Що розуміють під процесами прямого отримання заліза із руд?
20. Охарактеризуйте принцип роботи установки для прямого відновлення заліза із руд.
21. Як відбувається відновлення заліза в киплячому шарі?
22. Як отримують губчасте залізо в капсулах-тиглях?

23. У чому суть процесу виробництва сталі з руд?
24. Як відбувається виплавлення сталі на першому етапі?
25. Що відбувається на другому етапі під час виплавлення сталі?
26. У чому полягає відновлення оксиду заліза в третьому етапі?
27. Які способи використовують під час розкиснення сталі у разі виплавлення?
28. Охарактеризуйте сталі залежно від ступеня розкиснювання.
29. Охарактеризуйте будову мартенівської печі.
30. Як використовують реактори під час виплавлення сталі?
31. У чому полягає суть скрапу рудного і скрап-процесу?
32. Як відбувається розкиснення металу?
33. Що являє собою кисневий конвертор?
34. Які складові використовують під час виплавлення сталі в конверторі?
35. Як виконують плавлення металу в конверторі?
36. З якою метою використовують електропечі та які вони мають переваги?
37. У чому суть виплавлення сталі в електродуговій печі?
38. Як виконують плавлення на шихті з легованих відходів і плавлення на вуглецевій шихті?
39. Охарактеризуйте принципи роботи індукційної печі.
40. Які складові має індукційна піч?
41. Яку суміш вводять під час плавлення металу в кислих і основних печах?
42. Які бувають виливниці та якими методами вони розливають сталі?

43. Які переваги й недоліки має розливання металу у виливниці зверху?

44. У чому полягає безперервне розливання сталі?

45. Які способи використовують для підвищення якості сталі?

46. На чому основане плавлення сталі під час електрошлакового способу?

47. Як виконують плавлення металу електрошлаковим методом?

48. Як виконують плавлення металу вакуумно-дуговим методом?

РОЗДІЛ 5 ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ЗАГОТВОК ДЕТАЛЕЙ МАШИН

5.1. Основи технології ливарного виробництва

Ливарне виробництво – це отримання виробів шляхом заповнення рідким матеріалом порожнини форми, що має конфігурацію потрібної заготовки [4, 19, 23].

Після кристалізації та охолодження металу у формі отримуємо вилівок (лита деталь або заготовка), що витягається з форми і піддається подальшому обробленню. Загалом литі заготовки мають механічні властивості нижчі, ніж поковки, проте є винятки.

Ливарна форма – це приладдя, що створює робочу порожнину, під час заливання до якої рідкого металу формується вилівок.

Модельний комплект – це комплект формувальних пристроїв, потрібних для утворення під час формування робочої порожнини. Це модель, стрижневі ящики, моделі ливникової системи, формувальні, контрольні та складальні шаблони для визначеного виливка.

Модель – елемент, за допомогою якого у ливарній формі одержують порожнину (відбиток), куди заливатиметься метал. Модель більша за вилівок на величину усадки металу й припуску на механічне оброблення. Виготовляють моделі для лиття в піщано-глинясту форму з дерева, металу, пластмаси.

Вилівок – заготовка, отримана способом лиття.

Формувальні суміші застосовують для виготовлення разових форм. Суміші містять пісок, глину, протипригарні зв'язувальні речовини. Повинні мати високу пластичність, міцність, газопроникність, вогнетривкість, піддатливість. Формові суміші поділяють

на облицювальні, наповнювальні та єдині.

Основні ливарні властивості сплавів. Насамперед під час вибору цього технологічного способу велике значення має така властивість, як здатність матеріалу бути застосованим для отримання з нього заготовки литтям. Отже, технологічні властивості того чи іншого матеріалу передумовляють можливість застосовності його для цього способу загалом або показують можливість вибору лише певного зі способів лиття.

Рідкоплавкість – здатність металу заповнювати ливарну форму й відтворювати контури її робочої порожнини. Залежить від фізичних властивостей металу, його хімічного складу, температури, фізичних властивостей і стану форми. Збільшення вуглецю, кремнію, фосфору, а також підвищення температури підвищують рідкоплавкість. Певні матеріали, до яких би температур їх не нагрівали, не здатні стати рідкими, отже, отримати заготовку з них литтям є або неможливим, або потребує спеціальних способів лиття.

Усадка – властивість металів і сплавів зменшувати об'єм під час охолодження в розплавленому стані, в процесі затвердіння й затверділому стані. Залежить від хімічного складу сплаву, температури заливки, конфігурації виливка. Є об'ємна і лінійна усадки. Об'ємна впливає на появу усадкових раковин.

Газопоглинання – здатність ливарних сплавів у розплавленому стані розчиняти водень, азот, кисень та інші гази.

Ліквіація – хімічна неоднорідність за об'ємом виливка (зливка).

Ливарні сплави. Різні метали, сплави мають неоднакові ливарні властивості, що врешті й визначає вибір тієї чи іншої технології лиття. До ливарних належать чавуни і деякі сталі, ливарні алюмінієві сплави, мідні

сплави – бронзи та латуні, ливарні магнієві сплави тощо [4, 19, 23].

Технології отримання виливків. Заготовки способом лиття отримують:

- литтям у піщані форми (ручне або машинне формування);
- литтям у стрижневі форми;
- литтям у багаторазові (цементні, графітні, азбестові форми);
- литтям в оболонкові форми;
- відцентровим литвом;
- литтям у кокіль;
- литтям під тиском;
- литтям за моделями, що газифікуються;
- литтям за моделями, що виплавляються;
- литтям за моделями, що заморожуються;
- вакуумним литтям;
- електрошлаковим литтям та інші.

Різновиди ливарних форм. Для отримання виливків використовують різні ливарні форми, що відрізняються терміном служби (разові, багаторазові); станом перед заливанням (сухі, підсушені, сирі, що хімічно твердіють, що самотвердіють) і технологією виготовлення (вручну, на машинах за виплавлюваними моделями тощо).

Разові форми виготовляють із піщано-глинистих, піщано-смоляних формувальних сумішей, і служать вони для отримання лише одного виливка. Після заливання разову форму руйнують для звільнення затверділого виливка.

Багаторазові різні форми виготовляють із шамоту, азбесту, алебастру й інших вогнетривких матеріалів. Такі форми витримують кілька десятків і сотень заготовок.

Багаторазові форми (кокілі) виготовляють

металевими: із чавуну сталі й іноді з мідних та алюмінієвих сплавів. Від температури плавлення сплаву, з якого отримують вилівок, залежить термін служби кокілю. Так, в одному кокілі можна виготовити до декількох сотень виливків із сталі, до декількох тисяч виливків із чавуну і до сотень тисяч виливків із сплавів кольорових металів. Через високу вартість кокілі використовують лише в серійному й масовому виробництві. Вилівок витягається з кокілю спеціальними штовхальниками, які під час розкриття половин кокілю виходять із своїх гнізд і виштовхують вилівок.

5.2. Способи лиття

5.2.1. Отримання виливків литтям у піщаноглиняні форми

Такі форми є одноразовими. Технологічний процес передбачає (рис. 5.1):

- виготовлення модельного комплекту, приготування формових і стрижневих сумішей;
- виготовлення стрижня й сушіння;
- виготовлення форм та їх складання, сушіння;
- заповнювання форм металом;
- охолодження виливків;
- вибивання форми;
- очищення та контроль.

Отримані в піщаних формах виливки в багатьох випадках не відповідають вимогам сучасної технології внаслідок недостатньої точності й шорсткості поверхні. Тому в сучасному виробництві широко використовують спеціальні види лиття. Перевагою виливків, отриманих спеціальними способами, порівняно з литтям у піщані форми, є їх більш висока точність, гарна якість поверхні, малі припуски на механічне оброблення.

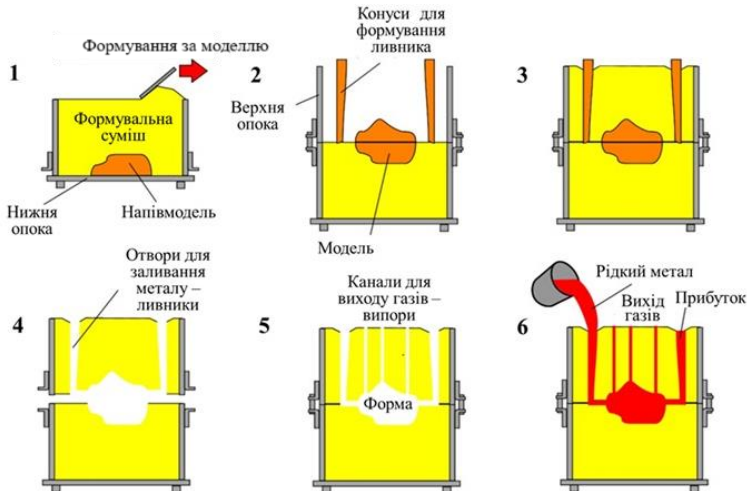


Рисунок 5.1 – Схема технологічного процесу отримання виливка в піщаній формі

5.2.2. Виготовлення виливків у металеві форми

Замість разової піщано-глинистої форми використовують металеву форму – кокіль. Її переваги: в 60 разів більш висока теплопровідність, дрібнозерниста будова тіла виливка, отже, вища її міцність.

Переваги:

- а) відпадає необхідність у модельно-опочному оснащенні, у формувальній і стрижневій сумішах;
- б) підвищується точність і чистота поверхні виливків;
- в) обслуговування – невисока кваліфікація;
- г) підвищується продуктивність і знижується необхідність у виробничих площах.

Недоліки:

- а) висока вартість кокілів, тому застосовуються в серійному виробництві;
- б) використовують під час виробництва нескладних за конфігурацією виливків із чавуну і сталі.

Кокілі бувають: нерознімні витряхні та рознімні з горизонтальним і вертикальним рознімачами. Виготовляють кокілі з сірого чавуну, сталі кольорових сплавів литтям із наступним обробленням.

Операції виготовлення виливків у кокілях:

- а) очищення кокілю від старого облицювання;
- б) нанесення вогнетривкого покриття або фарбування робочої поверхні кокілю;
- в) складання форми з установленням стрижнів;
- г) заливання кокілю;
- г) витримка вилівка у формі;
- д) розкриття кокілю, видалення з нього вилівка.

5.2.3. Виготовлення виливків відцентровим литтям

Сутність: рідкий метал заливають в обертову з певною швидкістю ливарну форму. Метал відцентровою силою притискається до стінок форми (рис. 5.2) [24]. Це забезпечує отримання щільних виливків із підвищеною міцністю, тому що гази і шлаки, що мають нижчу щільність, витісняються у внутрішні порожнини вилівка і далі їх видаляють механічним обробленням. Вісь обертання може бути горизонтальною, вертикальною та похилою. Під час виготовлення труб, гільзи, втулок – вісь обертання горизонтальна. Під час виготовлення коліс, шківів, шестірень – вертикальна. Відцентрове лиття застосовують у масовому, серійному й одиничному виробництві – труби, циліндрові втулки, гільзи автотракторних двигунів, заготовки для поршневих кілець, шестірні, шківви, а також отримують двошарові біметалічні вилівки, по черзі заливаючи форму різними сплавами. Частіше відцентровий спосіб використовують для отримання литих чавунних труб і труб гребінчастого типу [4, 19, 24].

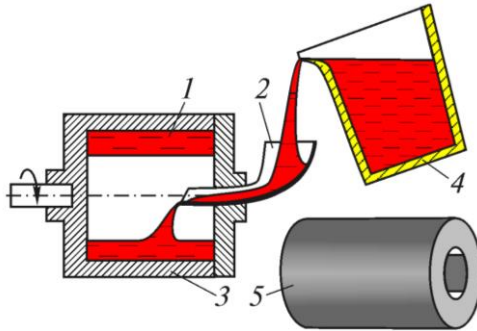


Рисунок 5.2 – Схема відцентрового лиття порожнистих циліндрових заготовок у машині з горизонтальною віссю обертання: 1 – розплав; 2 – жолоб; 3 – виливниця, що обертається; 4 – ківш із металом; 5 – виливок [24]

5.2.4. Виготовлення виливків литтям під тиском

Сутність полягає в тому, що рідким металом примусово заповнюють металеву прес-форму під тиском, яку витримують до повної кристалізації виливка (рис. 5.3). Тиск забезпечує швидке й добре заповнення форми, високу точність і малу шорсткість поверхні виливка.

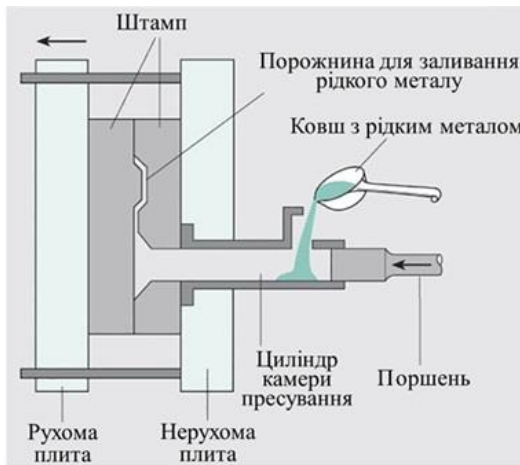


Рисунок 5.3 – Схема лиття під тиском

За примусового живлення виливка рідким металом можуть утворюватися усадкові раковини, пористість, і це не вимагає встановлення прибутків.

Прискорена кристалізація металу в металевій прес-формі під тиском дає дрібнозернисту структуру. Водночас знижується газова пористість. Виливки, отримані таким способом, не мають припусків на механічне оброблення. Можна отримувати виливки з товщиною стінки до 0,5 мм, складної конфігурації і з отвором діаметром до 1 мм.

Недоліки: висока вартість – застосовується лише в масовому виробництві тонкостінних виливків досить складної конфігурації із сплавів і кольорових металів вагою до 50 кг.

Лиття під тиском здійснюється на компресорних і поршневих машинах, 200–400 виливків за 1 годину.

Поршневі машини бувають із гарячою або холодною камерою стиску, розміщеною горизонтально або вертикально.

Машини з гарячою камерою стиску, в яких камера перебуває безпосередньо в розплаві, застосовують для отримання виливків із низькою температурою плавлення на основі цинку, олова й свинцю.

Машини з холодною камерою стиску, в яких камера винесена за межі розплаву, використовують для отримання виливків із тугоплавких кольорових сплавів на основі міді, алюмінію, магнію.

5.2.5. Лиття за виплавлюваними моделями

Сутність полягає в тому, що за нероз'ємною легкоплавкою моделлю виготовляють нерознімну разову форму. Модель із цієї форми виплавляють, а порожнину, що утворилася, заливають рідким металом. Під час цього способу виливки дуже точні, об'єм механічного оброблення зменшується на 80–100 % і в 1,5–2 рази

скорочується витрата рідкого металу [4, 19, 23–24].

Висока точність і чистота поверхні виливка забезпечуються:

- а) застосуванням нерознімних моделей;
- б) відсутністю формувальних ухилів;
- в) виготовленням стрижнів у процесі формування, а не окремо в стрижневих рознімних ящиках;
- г) використанням кварцового борошна як наповнювача формувальної суміші, що забезпечує гладку поверхню виливка.

Таке лиття застосовують під час виробництва виливків дуже складної конфігурації з будь-яких ливарних сплавів. Такими способами лиття виготовляють виливки масою 0,02–100 кг із товщиною стінки до 0,5 мм і діаметром отворів до 2 мм.

Технологія лиття має такі етапи (рис. 5.4):

- 1) виготовлення рознімних прес-форм;
- 2) отримання нероз'ємних легкоплавких моделей у прес-формах;
- 3) виготовлення нероз'ємної форми для легкоплавких моделей;
- 4) виплавляння моделей із форм;
- 5) випалення форми;
- 6) заливання форми металом і вибивання готових виливків.

Роз'ємні прес-форми виготовляють із сталі або алюмінієвих сплавів.

Порожнина точно повторює конфігурацію й розміри майбутньої деталі з урахуванням усадки модельного складу. Нероз'ємні легкоплавкі моделі отримують за пресуванням у прес-форму модельного складу, нагрітого до тістоподібного стану. Використовуються: парафін, стеарин, віск, церезин, каніфоль та ін.

Легкоплавка модель – точна копія виготовленої

деталі.

Блок моделей занурюють у вогнетривку суміш: суспензія маршаліту (кварцове борошно) – 60–70 % в етил-силікат (30–40 %). Після занурення на моделі залишається тонка вогнетривка плівка суміші. Ця сама суміш заповнює всі порожнини й отвори в моделях, утворює стрижні. Для зміцнення стрижні посипають сухим кварцовим піском, який утворює вогнетривкий шар, що потім сушать.

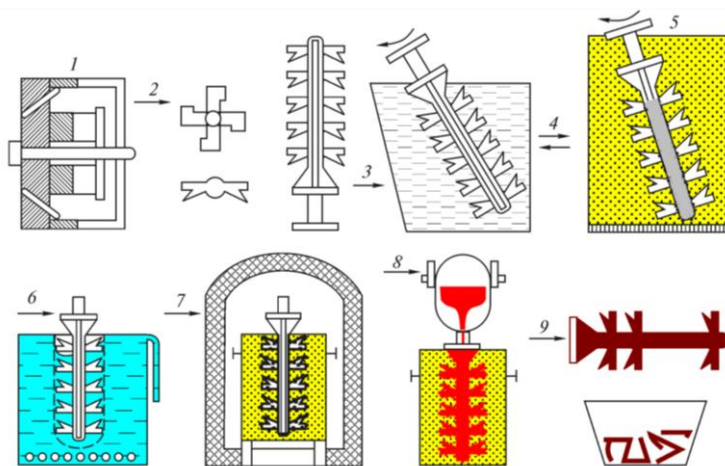


Рисунок 5.4 – Основні технологічні операції виробництва виливків способом лиття за виплавлюваними моделями: 1 – прес-форма; 2 – модель виливка і частини литникової системи; 3 – блок моделей; 4 – нанесення вогнетривкої суспензії; 5 – обсипання сухим піском; 6 – виплавляння модельного складу; 7 – прожарення оболонок, заформованих у сипкий опорний наповнювач; 8 – заливання форм; 9 – вибивання блоків і відокремлення виливків від стояків

Операції занурення й сушіння повторюють від трьох до п'яти разів. Форми виготовляють у вигляді багатшарової оболонки заформованими легкоплавкими

моделями. Потім форму ставлять у сушильну шафу за температури 100 °С.

Моделі й елементи ливникової системи (стояк і живильники) плавляться й впливають із форми. Для витікання залишків модельного складу з порожнини, а також зміцнення оболонки ливарну форму поміщають у металевий ящик, засипають металевим дробом і поміщають у термічну піч, де обпалюють за температури 800–900 °С. Заливання здійснюють у гарячу форму, а вибивання на віброустановках. Крім того, використовується також випалювання моделей.

Цим способом отримують виливки до 3,5 тонн із чавуну, сталі, кольорових металів.

5.2.6. Лиття в оболонкові форми

У цьому разі використовуються разові ливарні форми у вигляді оболонки. За зв'язувальне в них застосовуються фенольні й терморективні смоли, які міцно цементують кварцовий пісок (наповнювач). Тому зникає потреба в опоках, різко знижується витрата формувальної суміші. Зазначені операції легко автоматизуються й механізуються. Цей спосіб лиття забезпечує малу шорсткість і високу точність [4, 19, 23–24].

Лиття в оболонкові форми застосовують у великосерійному й масовому виробництвах під час одержання відповідальних фасонних виливків із різних сплавів.

На модельну плиту з моделлю 1 (рис. 5.5 а), заздалегідь нагріту до 200–300 °С і вкриту роздільним мастилом, насипають піщано-смоляну (терморективну) суміш 3 (див. рис. 5.5 б). Під дією теплоти смола впродовж 10–30 с розплавляється, обволікає і склеює зерна суміші. Утворюється оболонка 4 завтовшки 5–20 мм. Бункер

перевртають на 180 градусів і формувальна суміш падає на нагріту модельну плиту (див. рис. 5.5 в). Для зміцнення оболонки модельне оснащення нагрівають до 300–400 °С (див. рис. 5.5 г), смола полімеризується й переходить у твердий стан. Після цього оболонку 5 знімають з оснащення (див. рис. 5.5 д).

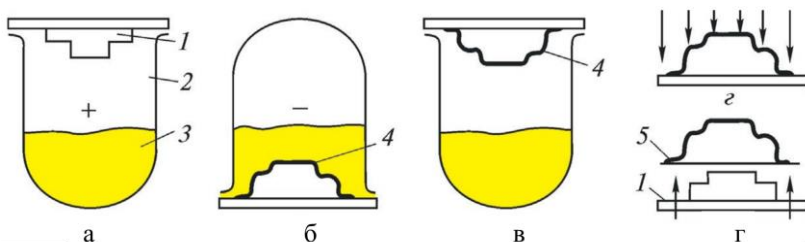


Рисунок 5.5 – Схема бункерного способу виготовлення оболонкових форм: а – встановлення нагрітої модельної плити 1 на бункер 2 із сумішшю 3; б – обертання бункера й нарощування шару оболонки 4; в – повернення бункера в початкове положення й знімання плити; г – спікання оболонкової форми тепловим потоком; д – знімання оболонки 5 із плити 1

Після зняття напівформ із модельної плити збирають оболонкову форму й поміщають у металевий ящик, який засипають крупним піском або чавунним дробом. Така модель легко звільняється під час вибивання.

Переваги лиття в оболонкові форми порівняно з литтям у піщаноглиняні форми: зменшення параметрів шорсткості поверхні до Rz 40–50 мкм, можливість отримання виливків із тонким і складним рельєфом, а також товстостінних виливків із литими каналами малих перетинів, скорочення в 8–10 разів об'єму перероблення і транспортування формувальних матеріалів, зниження в ~2 рази капітальних витрат на устаткування й виробничі

площі.

Недоліки способу: дорогі зв'язувальні, складність виготовлення модельного оснащення, підвищене виділення шкідливих речовин унаслідок термічного розкладання зв'язувального, неможливість виготовлення великогабаритних виливок.

5.3. Основи технологій оброблення тиском

5.3.1. Загальна характеристика оброблення металів тиском

Обробленням тиском називаються процеси отримання заготовок або деталей машин силовим впливом інструмента на вихідну заготовку [4, 19, 23–24].

Пластичне деформування під час обробленням тиском, що полягає в перетворенні заготовки простої форми на деталь складнішої форми того самого об'єму, належить до маловідходної технології. Обробленням тиском отримують не лише задану форму й розміри, а й забезпечують необхідну якість металу, що визначає у подальшому надійність роботи виробу. Висока продуктивність обробленням тиском, низька собівартість і висока якість продукції призвели до широкого застосування цих процесів. Пластичне деформування під час оброблення металів тиском здійснюється за різних схем напружено-деформованих станів, водночас вихідна заготовка може бути об'ємним тілом, прутком, листом.

Під час вибору металу або сплаву для виготовлення виробу різними способами обробленням тиском враховується здатність матеріалу до цього методу оброблення.

Ковкість – властивість металу змінювати свою форму під дією удару або тиску, не руйнуючись. Ступінь ковкості залежить від багатьох параметрів. Найістотнішим із них є пластичність, що характеризує здатність матеріалу

деформуватися без руйнування. Чим вища пластичність матеріалу, тим більшу ступінь сумарного обтиснення він витримує. В умовах оброблення металів тиском на пластичність впливають багато чинників: склад і структура металу, що деформується, характер напруженого стану під час деформації, нерівномірність деформації, швидкість деформації, температура деформації тощо. Змінюючи ті чи інші чинники, можна змінювати пластичність.

Склад і структура металу. Пластичність перебуває в прямій залежності від хімічного складу матеріалу. З підвищенням вмісту вуглецю в сталі пластичність падає. Великий вплив мають елементи, що входять до складу сплаву як домішки. Олово, сурма, свинець, сірка не розчиняються в металі і, розміщуючись на межах зерен, послаблюють зв'язки між ними. Температура плавлення цих елементів низька, під час нагрівання під гарячу деформацію вони плавляться, що призводить до втрати пластичності. Пластичність залежить від структурного стану металу, особливо під час гарячої деформації. Неоднорідність мікроструктури знижує пластичність. Однофазні сплави, за інших однакових умов, завжди пластичніші, ніж двофазні. Фази мають неоднакові механічні властивості, і деформація виходить нерівномірною. Дрібнозернисті метали пластичніші за грубозернисті. Метал злитків менш пластичний, ніж метал прокатої або кованої заготовки, оскільки лита структура має різку неоднорідність зерен, включення та інші дефекти.

Характер напруженого стану. Схема всебічного стиснення є найсприятливішою для прояву пластичних властивостей, оскільки в цьому разі ускладнюється міжзеренна деформація, і вся деформація відбувається за рахунок внутрішньозернової. Поява в схемі розтягувальних напружень знижує пластичність.

Найнижча пластичність спостерігається за схеми всебічного розтягування.

Нерівномірність деформації. Чим більша нерівномірність деформації, тим нижча пластичність. Нерівномірність деформації викликає появу додаткових напружень. Розтягувальні напруження завжди знижують пластичність і сприяють крихкому руйнуванню. Крім того, нерівномірність напруженого стану знижує механічну міцність матеріалу, оскільки напруження від зовнішнього навантаження підсумовується із залишковими розтягувальними напруженнями, то руйнування настає за меншого навантаження.

Швидкість деформації. З підвищенням швидкості деформації в умовах гарячої деформації пластичність знижується. Наявна нерівномірність деформації спричиняє додаткові напруження, які знімаються лише в тому разі, якщо швидкість знеміцнювальних процесів більша за швидкість деформації.

Вплив температури. Якісну залежність пластичності від температури подано на рисунку 5.6.

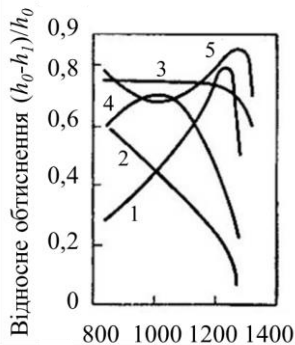


Рисунок 5.6 – Вплив температури на пластичність сталей

Вплив температури неоднозначний. Маловуглецеві та середньовуглецеві сталі з підвищенням температури

стають більш пластичними (лінія 1 на рис. 5.6). Високолеговані сталі мають більшу пластичність у холодному стані (рис. 5.6, 2). Для шарикопідшипникових сталей пластичність практично не залежить від температури (рис. 5.6, 3). Окремі сплави можуть мати інтервал підвищеної пластичності (рис. 5.6, 4). Технічне залізо в інтервалі 800–1 000 °С характеризується зниженням пластичних властивостей (5). За температур, близьких до температури плавлення, пластичність різко зменшується через можливе виникнення перегріву і перепалу.

За призначенням процеси оброблення металів тиском групують так:

- для отримання виробів постійного поперечного перерізу по довжині (прутків, дроту, стрічок, листів), що застосовуються в будівельних конструкціях або як заготовки для подальшого виготовлення деталей – прокатка, волочіння, пресування;

- для отримання деталей або заготовок, що мають форми і розміри, наближені до розмірів і форм готових деталей, які потребують механічного оброблення для надання їм остаточних розмірів і заданої якості поверхні – кування, штампування.

Основними схемами деформування об'ємної заготовки є:

- стиснення між площинами інструменту – кування;
- ротаційне обтиснення валками, що обертаються, – прокатка;
- затікання металу в порожнину інструменту – штампування;
- видавлювання металу з порожнини інструменту – пресування;
- витягування металу з порожнини інструменту – волочіння.

5.3.2. Кування

Вільним куванням називається процес оброблення металів і сплавів тиском, під час якого шляхом багаторазової періодичної дії інструменту матеріал пластично деформується, поступово набуваючи заданої форми, розмірів і властивостей. Вільним куванням називається тому, що під час деформування метал тече вільно в напрямках, не обмежених поверхнями інструменту. Вільне кування є раціональним і економічно вигідним процесом виготовлення якісних виробів в умовах дрібносерійного та одиничного виробництва. Вільним куванням виготовляють поковки, маса яких становить від кількох десятків грамів до 300 т і більше. Усі поковки, маса яких перевищує 1 т, виготовляються лише вільним куванням [4, 19, 23–24].

Вільне кування поділяється на ручне, що застосовується для виготовлення поковок невеликої маси, і машинне, що здійснюється за допомогою молотів і пресів.

Основними операціями вільного кування є осадження, протягування, прошивання, згинання, закручування, рубання й ковальське зварювання (рис. 5.7).

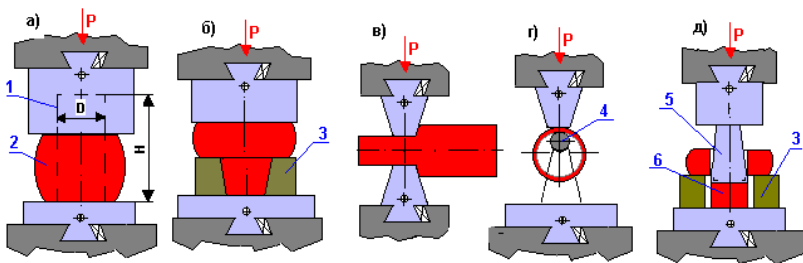


Рисунок 5.7 – Схеми операцій кування: а – осадження; б – різновид осадження – висадження; в – протягування; г – різновид протягування – розкочування; д – прошивання; 1 – бойок; 2 – поковка; 3 – підкладне кільце; 4 – оправка; 5 – прошивень; 6 – відхід [24]

Кування може здійснюватися в гарячому й холодному стані.

Холодному куванню піддаються дорогоцінні метали – золото, срібло, а також мідь. Технологічний процес холодного кування складається з двох операцій, що чергуються: деформації металу й рекристалізаційного відпалу. У сучасних умовах холодне кування трапляється рідко, здебільшого в ювелірному виробництві.

Гаряче кування застосовується для виготовлення різних виробів, а також інструментів: зубил, молотків тощо. Матеріалом для гарячого кування є маловуглецеві сталі, вуглецеві інструментальні та деякі леговані сталі. Кожна марка сталі має певний інтервал температур початку й кінця кування, що залежить від складу й структури оброблюваного металу.

5.3.3. Штампування

Штампування – це оброблення тиском заготовок із сортового й листового прокату за допомогою спеціального інструменту – штампа, робоча порожнина якого визначає конфігурацію кінцевого виробу [4, 19, 23–24].

За видами штампування поділяють на:

- а) гаряче й холодне;
- б) об'ємне й листове.

Об'ємне штампування може бути гарячим і холодним, а листове виготовляється лише в холодному стані.

Об'ємним штампуванням називають процес отримання поковок, під час якого формоутворювальну порожнину штампа – *рівчак* примусово заповнюють металом вихідної заготовки і перерозподіляють його відповідно до заданої кресленням конфігурації. Застосування об'ємного штампування виправдане під час серійного й масового виробництв. Під час використання

цього способу значно підвищується продуктивність праці, знижуються відходи металу, забезпечуються високі точність форми виробу та якість поверхні. Штампуванням можна отримувати дуже складні за формою вироби, які неможливо отримати прийомами вільного кування.

Об'ємне штампування здійснюють за різних температур вихідної заготовки і відповідно до температури ділять на холодне й гаряче. Найбільшого поширення набуло *гаряче об'ємне штампування* (ГОШ), яке відбувається в інтервалі температур, що забезпечують зняття зміцнення. Вихідним матеріалом для гарячого об'ємного штампування є сортовий прокат, пресовані прутки, лита заготовка, у великосерійному виробництві – періодичний прокат, що забезпечує скорочення підготовчих операцій.

Основна операція ГОШ може бути виконана за один або кілька переходів. Під час кожного переходу формоутворення здійснюється спеціальною робочою порожниною штампа – рівчаком (гравюрою). Переходи і рівчаки поділяють на дві групи: заготівельні та штампувальні. Схему технологічного процесу отримання складної заготовки в декількох рівчаках наведено на рисунку 5.8.

Технологічний процес гарячого об'ємного штампування складається з відділення прокату заготовки необхідної маси, нагрівання заготовки, штампування заготовки, термічного оброблення поковок.

Залежно від типу штампа розрізняють штампування у відкритих і закритих штампах. Штампування у відкритих штампах характеризується змінним проміжком між рухомою й нерухомою частинами штампа. Об'єм заготовки більший ніж об'єм порожнини штампа.

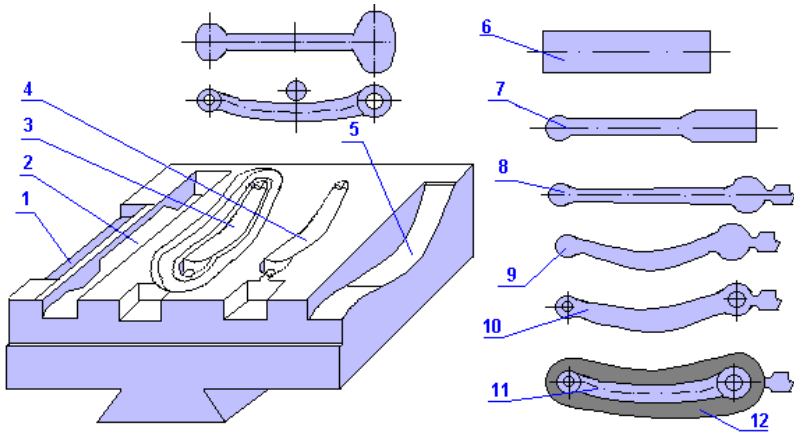


Рисунок 5.8 – Стадії отримання складної поковки в декількох рівчаках. Позиція 6 – вихідна заготовка. Заготівельні рівчаки: 1 – протяжний рівчак (7 – поковка після протяжного рівчака); 2 – підкатний рівчак (8 – поковка після підкатного рівчака); 5 – згинальний рівчак (9 – поковка після оброблення в згинальному рівчаку). Штампувальні рівчаки: 4 – попередній (чорновий) струмок (10 – поковка після штампування в чорновому рівчаку); 3 – чистовий рівчак (11 – поковка після чистового рівчака)

Обладнання для гарячого об'ємного штампування: молоти штампувальні, гарячештамовані кривошипні преси, горизонтально-кувальні машини. Процеси штампування на цих машинах мають свої особливості, зумовлені будовою й принципом їхньої дії.

Холодне штампування проводиться в штампах без нагрівання заготовок і супроводжується деформаційним зміцненням металу. Холодне штампування є одним із найпрогресивніших методів отримання високоякісних

заготовок невеликих і точних зі сталі та кольорових металів. Воно забезпечує досить високу точність і малу шорсткість поверхні за малих відходів металу й низької трудомісткості та собівартості виготовлення виробів. Можливість здійснення холодного штампування та якість заготовок визначаються якістю вихідного матеріалу. Велике значення має підготовка поверхні заготовок: видалення окалини, забруднень і поверхневих дефектів. Процеси холодного штампування часто виконують за кілька технологічних переходів, поступово наближаючи форму й розміри заготовок до форми й розмірів готових виробів і здійснюючи проміжний відпал для зняття наклепу і відновлення пластичних властивостей металу. Залежно від характеру деформування та конструкції штампів холодне штампування поділяють на об'ємне й листове.

Холодне об'ємне штампування виконують на пресах або спеціальних холодноштампувальних автоматах. Основними його різновидами є: висадка, видавлювання, об'ємне формування, карбування. Об'ємним формуванням виготовляють деталі складних форм, суцільні та з отворами. Холодне об'ємне формування потребує значних питомих зусиль унаслідок високого опору металу деформуванню в умовах холодної деформації та зміцнення металу в процесі деформації. Зміцнення супроводжується зниженням пластичності металу. Для полегшення процесу деформування оформлення деталі розчленовується на переходи, між якими заготовку піддають рекристалізаційному відпалу. Кожен перехід здійснюють у спеціальному штампі, а між переходами обрізають облой для зменшення зусилля деформування та підвищення точності розмірів деталей. Заготовкою є смуга або пруток.

Листове штампування – один із видів холодного оброблення тиском, під час якого листовий матеріал

деформується в холодному або підігрітому стані (рис. 5.9).

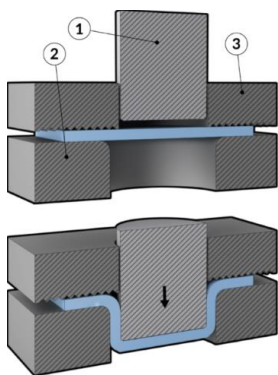


Рисунок 5.9 – Схема листового штампування:

- 1 – пуансон;
- 2 – матриця;
- 3 – притискач

у цьому разі штампування здійснюють із попереднім підігріванням до кувальних температур.

Під час листового штампування використовують: низьковуглецеві сталі, пластичні леговані сталі, кольорові метали і сплави на їх основі, дорогоцінні метали, а також неметалеві матеріали: органічне скло, фетр, целулоїд, текстоліт, повсть тощо. Листове штампування широко застосовують у різних галузях промисловості, особливо автомобілебудуванні, ракетобудуванні, літакобудуванні, приладобудуванні, електротехнічній промисловості.

Основні переваги листового штампування:

- можливість виготовлення міцних легких і жорстких тонкостінних деталей простої й складної форми, отримати які іншими способами неможливо або важко;
- висока точність розмірів і якість поверхні, що дають змогу до мінімуму скоротити механічне оброблення;
- відносна простота механізації та автоматизації процесів штампування, що забезпечує високу

Листовим штампуванням виготовляють різноманітні плоскі та просторові деталі – від дрібних, масою від часток грама і розмірами в частки міліметра (секундна стрілка годинника), до середніх (металевий посуд, кришки, кронштейни) та великих (облицювальні деталі автомобілів). Товщина заготовки під час листового штампування зазвичай не перевищує 10 мм, але іноді може перевищувати 20 мм,

продуктивність (30 000–40 000 деталей за 1 зміну з однієї машини);

– гарна пристосованість до масштабів виробництва, за якої листове штампування може бути економічно вигідним і в масовому, і в дрібносерійному виробництвах.

Холодне листове штампування полягає у виконанні в певній послідовності розділових і формозмінювальних операцій, за допомогою яких вихідним заготовкам надають форму й розміри деталі. Усі операції виконуються за допомогою спеціальних інструментів – штампів, які мають різні конструкції залежно від призначення. Штampi для листового штампування поділяються за технологічною ознакою залежно від виконуваної операції: вирубні, згинальні, витяжні тощо. Залежно від кількості виконуваних операцій розрізняють одно- й багатоопераційні штампи.

5.3.4. Прокатне виробництво

Прокатка – це вид оброблення, за якого заготовки обтискуються двома обертовими валками прокатного стану. Метал втягується в проміжок між валками силами тертя [4, 19, 23–24].

Деформація металу під час прокатки відбувається на невеликій ділянці, що називається зоною деформації. Під час прокатки збільшується довжина й ширина заготовки та зменшується її товщина.

Розрізняють такі основні види прокатки: поздовжня, поперечна, поперечно-гвинтова (рис. 5.10).

Під час поздовжньої прокатки заготовки переміщуються перпендикулярно до осей валків, які обертаються в протилежних напрямках (рис. 5.10 а).

Під час поперечної прокатки валки, що обертаються навколо паралельних осей в одному напрямку, обертають

заготовку, що деформується за примусового переміщення вздовж валків (рис. 5.10 б).

Поперечно-гвинтова прокатка здійснюється під час обертання в одному напрямку валків, розміщених під кутом один до одного. Таке розміщення валків забезпечує появу осьового зусилля, завдяки якому заготовки переміщуються вздовж осей валків.

Поперечна і поперечно-гвинтова прокатка застосовується під час виготовлення виробів із змінним за довжиною перерізом.

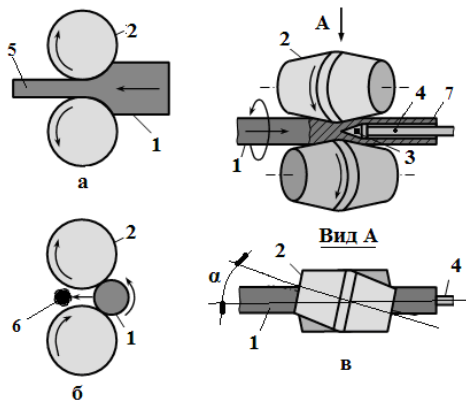


Рисунок 5.10 – Основні види прокатки: а – поздовжня прокатка; б – поперечна прокатка; в – поперечно-гвинтова прокатка: 1 – заготовка; 2 – валок; 3 – оправка; 4 – стрижень; 5 – продукція прокату (сортовий прокат, стрічки, смуги, листи); 6 – продукція прокату (кулі, осі, шестерні на прокатних станах із зубчастими валками); 7 – продукція прокату (труби, періодичний прокат)

Продукція прокатного виробництва. Форма поперечного перерізу прокатної смуги називається *профілем*. Сукупність форм і розмірів профілів, що одержуються прокаткою, називають сортаментом. Весь сортамент виробів можна поділити на чотири групи:

1) сортовий прокат, який може бути загального призначення (круглий, квадратний, кутовий, стрічковий (рис. 5.11) і фасонний (швелер, рейка, двотаврові балки тощо (рис. 5.12);

2) листовий прокат також за товщиною поділяється на: тонкий ($d = 0,2-4$ мм, товстий $d > 4$ мм, фольга $d < 0,2$ мм;

3) трубний, буває безшовний і зварний;

4) спеціальний і періодичний профіль (колеса, кільця тощо).

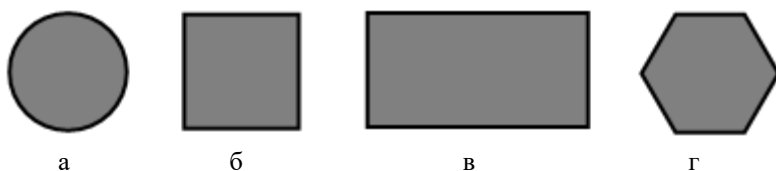


Рисунок 5.11 – Сортний прокат. Профілі простої геометричної форми: а – коло; б – квадрат; в – смуга (прямокутник); г – шестигранник

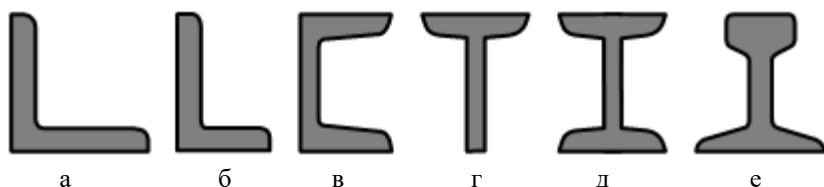


Рисунок 5.12 – Сортний прокат. Фасонні профілі:
а – рівнобокий кутик; б – нерівнобокий кутик; в – швелер;
г – тавр; д – двотавр; е – рейка

Інструмент та обладнання для прокатки.

Інструментом для прокатки є *валки*, що залежно від прокатуваного профілю можуть бути гладкими, які застосовуються для прокатки листів, стрічок, і

каліброваними, за допомогою яких прокатуються всі види сортового прокату.

Виріз у тілі валка називається *рівчаком*. Сукупність рівчаків пари валків називається *калібром*.

За призначенням калібри прокатних валків поділяються на обтискні (ті, що витягують), чорнові й чистові.

Обладнання для прокатки – це *прокатні стани*, що класифікуються за двома ознаками:

- за кількістю розміщених у робочій частині валків;

- за призначенням.

За кількістю валків прокатні стани поділяються на дво-, три- і багатовалкові стани. Багатовалкові стани мають два робочих валки невеликого діаметра, а решта валків – опорні (більшого діаметра). Вони запобігають прогинанню тонких робочих валків, що забезпечує точність виробів.

За призначенням прокатні стани поділяються на два види:

- 1) обтискні – для отримання заготовок і напівфабрикатів – блюмінги і слябінги. На блюмінгах отримуємо заготовку квадратного перерізу, а на слябінгах – прямокутного. Отримана продукція відповідно називається *блюмом*, що використовується для виготовлення сортового прокату, і *слябом*, що використовується для виготовлення листа;

- 2) стани для прокатки готових виробів, що поділяються залежно від виду готової продукції на рейкобалкові, сортові, листові, трубопрокатні, штабoproкатні й спеціального прокату.

Виготовлення спеціальних видів прокату є одним із найбільш економічних засобів формоутворення заготовок. До спеціальних видів прокату належать:

- 1) виготовлення деталей типу коліс, бандажів,

кілець;

2) прокатка періодичних профілів, що використовуються як заготовки для наступного штампування або механічного оброблення. Періодичний профіль виготовляється поперечною або поперечно-гвинтовою прокаткою;

3) виготовлення гнутих профілів. Площа поперечного перерізу листа залишається незмінною під час прокатки, а змінюється лише його форма.

Нагрівання металу для виконання гарячої прокатки здійснюють у полум'яних та електричних печах. За розподілом температури печі можуть бути камерні та методичні. У камерних печах періодичного нагрівання температура однакова на всьому робочому просторі. У методичних печах температура робочого простору постійно підвищується від місця завантаження заготовок до місця їх вивантаження. Метал нагрівається поступово, методично. Печі характеризуються високою продуктивністю. Застосовуються в прокатних і ковальсько-штампувальних цехах для нагрівання злиwkів із кольорових металів. Великі зливки перед прокаткою нагрівають у нагрівальних колодязях – різновиди камерних, полум'яних печей.

Вироби, отримані прокаткою, часто потребують *правки*. Іноді правку виконують у гарячому стані, наприклад, під час виробництва товстих листів. Але зазвичай у холодному стані, оскільки подальше охолодження після гарячої правки може викликати додаткову зміну форми. Процес правки полягає в одноразовому або багаторазовому пластичному вигині викривлених ділянок смуги, щоразу в зворотному напрямку. Правку можна виконувати й розтягуванням смуги, якщо напруження розтягування перевищуватимуть межу плинності матеріалу.

5.3.5. Пресування

Пресування – вид оброблення тиском, за якого зливки, розміщений у спеціальному контейнері, витісняється пуансоном крізь отвір у матриці (рис. 5.13). Пресування – високопродуктивний та економічний спосіб оброблення металів і сплавів, за допомогою якого можна отримати суцільні й порожнисті профілі. Під час пресування вихід придатного металу зазвичай становить 70–80 % [4, 19, 23–24].

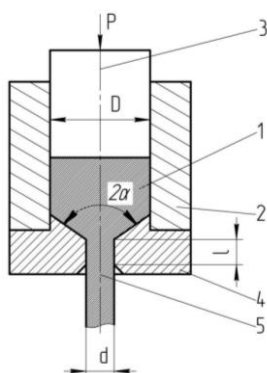


Рисунок 5.13 – Схема процесу пресування: 1 – метал; 2 – контейнер; 3 – пуансон; 4 – матриця; 5 – виріб із металу; D – діаметр прес-шайби (контейнера); d – діаметр отвору матриці; l – довжина калібрувального кільця матриці; α – напівкут конуса матриці

Процес пресування складається з таких стадій:

- підготовка заготовки до пресування (вилучення зовнішніх дефектів, розрізання на мірні частини тощо);
- нагрівання заготовки до заданої температури і подача до контейнера;
- власне пресування;
- відділення виробу.

Вихідним матеріалом для пресування є зливки або

прокат. Пресуванням виготовляють суцільні й порожнисті вироби простого й складного профілів з алюмінію, міді, титану, магнію, цинку та їх сплавів, а також із вуглецевих і легованих сталей. Профілі виробів, що отримують пресуванням, наведено на рисунку 5.14.

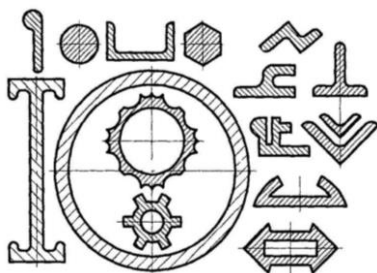


Рисунок 5.14 – Профілі виробів, що отримують пресуванням [4, 8, 23]

До основних переваг процесу пресування можна віднести:

1) можливість успішного пластичного оброблення з високими витяжками, зокрема малопластичних металів і сплавів;

2) можливість отримання майже будь-якого поперечного перерізу виробу, що під час оброблення іншими методами не завжди вдається;

3) отримання широкого сортаменту виробів на одному й тому самому обладнанні з заміною лише матриці;

4) виробництво деталей із високою якістю поверхні й високою точністю розмірів поперечного перерізу, що в багатьох випадках перевищує прийняту точність під час пластичного оброблення металів іншими методами (наприклад, під час прокатування).

До недоліків отримання виробів пресуванням необхідно віднести:

- 1) підвищені витрати металу на одиницю виробу через істотний прес-залишок;
- 2) поява в деяких випадках помітної нерівномірності механічних та інших властивостей по довжині та поперечному перерізу виробу;
- 3) відносно висока вартість пресового інструменту.

5.3.6. Волочіння

Волочіння – процес протягування заготовки крізь отвір у матриці (волоці), що має дещо менший переріз, ніж вихідна заготовка (рис. 5.15).

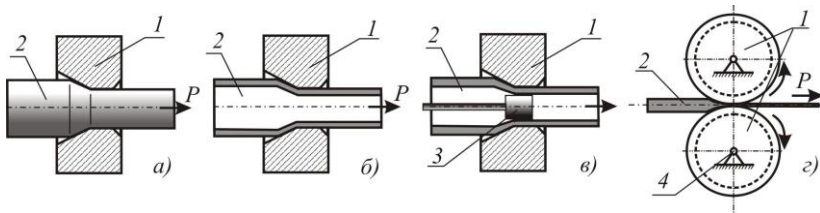


Рисунок 5.15 – Схема процесу волочіння: дроту й прутків круглого перерізу (а); труб без утонення стінки (б); труб із утоненням стінки (в); волочіння через неприводні волокнисті ролики (г): 1 – волок; 2 – виріб, що піддається волочінню; 3 – оправка; 4 – вузли опор роликового волока

Під час волочіння виробам надають точних розмірів, заданої геометричної форми, чистої й гладкої поверхні. Піддаючи заготовку волочінню декілька разів, можна отримувати вироби з високою точністю.

Волочіння зазвичай здійснюють у холодному стані. Тепло, що виділяється під час деформації, відводять безперервним охолодженням заготовки емульсією, водою або повітрям. У процесі волочіння метал наклепується, що викликає зміну механічних властивостей. Розрахунок технології волочіння містить визначення сумарної витяжки

або сумарного обтискання й кількості проходів. Між окремими проходами проводять проміжний рекристалізаційний відпал для зняття наклепу.

Для зменшення зусилля волочіння, зношення інструменту й поліпшення поверхні виробу, що обробляється, використовують мастило.

Волочінням обробляють різноманітні сорти сталі та кольорові метали. Сортамент виробів, які виготовляють волочінням, дуже різноманітний: дріт, фасонні профілі, труби, прутки (рис. 5.15). Волочіння труб здійснюють для зменшення лише діаметра й водночас зменшення товщини стінки труби, а також для виготовлення фасонних труб (рис. 5.15 б і в).

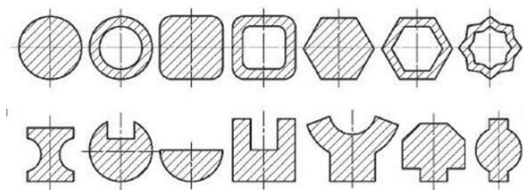


Рисунок 5.16 – Приклади профілей, що отримують волочінням

Запитання для самоконтролю

1. Що є особливо важливим під час вибору заготовки?
2. Які чинники впливають на собівартість виробництва в машинобудуванні?
3. Які вимоги ставляться до якості деталі?
4. У чому переваги литва?
5. Які вимоги ставляться до ливарних матеріалів?
6. Які властивості повинні мати ливарні сплави?
7. Від яких чинників залежить рідкотекучість сплавів?
8. Що таке усадка і які її різновидності?

9. Що таке газопоглинання та від чого воно залежить?
10. Що розуміємо під ліквациєю і як вона утворюється?
11. Чому чавун найбільш поширений у ливарному виробництві?
12. В якому разі використовують відливки з сталюого литва?
13. За якою схемою виготовляють відливки в піщані форми?
14. У чому суть литва в піщані форми?
15. Що є основними елементами ливникової системи?
16. В якому разі використовують нижню або верхню ливникову систему?
17. Які якості повинна мати формувальна суміш?
18. Як готують формувальну суміш?
19. Яким умовам повинні відповідати стрижневі суміші?
20. Які складові входять до модельного комплекту?
21. В якому разі застосовується ручне формування та які його прийоми?
22. У чому сутність формування шаблоном?
23. Яким чином виконують формування в кесонах?
24. Охарактеризуйте машинне формування з верхнім ущільненням.
25. Як виконується машинне формування під час ущільнення суміші методом струшування?
26. У чому суть вакуумного формування?
27. Як виготовляють ливарну форму безопорним автоматичним формуванням?
28. Яка технологія виготовлення стрижнів?
29. Як готують розплав для заливання форми?

30. Як проводять збирання й заливання ливарної форми?

31. У чому сутність охолодження, вибивання й очищення відливок?

32. Назвати та охарактеризувати спеціальні способи литва.

33. Яка технологія отримання литва в оболонковій формі?

34. Як отримують моделі, що виплавляються?

35. Яка технологія отримання литва у виплавлюваних моделях?

36. Які переваги й недоліки має отримання литва у виплавлюваних моделях?

37. У чому сутність литва в металевій формі?

38. Яку технологію найчастіше використовують під час отримання литва в кокіль?

39. У чому сутність литва під час виготовлення відливання відцентровим методом?

40. Яка технологія отримання відливання відцентровим методом?

41. У чому полягає суть електрошлакового литва?

42. Як виготовляють відливки безперервним литвом?

43. У чому полягає пластична деформація під час оброблення тиском?

44. За яких схем здійснюється пластична деформація в обробленні металів тиском?

45. Які є основні схеми деформації об'ємної заготовки?

46. Які процеси відбуваються під час гарячої деформації?

47. Що характеризує неповна гаряча деформація?

48. Які процеси відбуваються під час неповної холодної деформації?

49. Що відображає схема деформованого стану?
50. Які можливі схеми деформованого стану?
51. Які закономірності властиві процесам оброблення металів тиском?
52. У чому суть закону подібності під час оброблювання металів тиском?
53. Від чого залежить ступінь ковкості?
54. Від чого і як залежить пластичність металів?
55. Як нерівномірність деформації впливає на пластичність?
56. Як впливає швидкість деформації на пластичність металу?
57. Як визначають здатність листового металу $S < 2$ мм витримувати операції холодного штампування?
58. Як випробовують дрід із кольорових і чорних металів?
59. Який вид оброблення називається прокатуванням?
60. Який вид оброблення називається пресуванням?
61. Який вид оброблення називається волочінням?

РОЗДІЛ 6 ПОРОШКОВІ ТА КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

6.1. Поняття про порошкові та композиційні матеріали

У сучасних конструкторських рішеннях широко застосовуються порошкові та композиційні матеріали.

Наприклад, вуглецеві волокна використовуються під час виготовлення фюзеляжу літака A380 (Airbus A380), порошки тугоплавких металів для отримання ріжучої частини інструментів, електроконтактів тощо. Композиційний матеріал може складатися з двох, трьох і більше компонентів. Розміри частинок вхідних компонентів можуть коливатися в широких межах від сотих часток мікрометра (для порошкових наповнювачів) до десятків мкм під час використання волокнистих наповнювачів. Для порівняння, товщина людської волосини 50 мкм. Найчастіше компоненти композиції різні за геометричною ознакою. Один із компонентів, що має безперервність по всьому об'єму, називається матрицею. Компонент перервний, розділений в обсязі композиції, вважається підсилювальним або армованим. Підсилювальними чи армованими компонентами найчастіше є тонкодисперсні порошкоподібні частинки або волокнисті матеріали різної природи. Залежно від виду армованого компонента композити можуть бути поділені на дві основні групи: дисперснозміцнені та волокнисто-зміцнені, що відрізняються структурою, механізмами утворення високої міцності. У всіх випадках – це система різних матеріалів, кожен із складових якої має своє конкретне призначення щодо аналізованого готового виробу. Спільна робота різнорідних матеріалів дає ефект, рівносильний створенню нового матеріалу, властивості якого як кількісно, так і якісно відрізняються від

властивостей кожного з його складових окремо [4, 25–26].

6.2. Порошкові матеріали. Порошкова металургія: відновлення металів із окислів і солей, пресування утворених металевих порошоків і спікання в захисній атмосфері чи вакуумі

Порошкові матеріали – це група конструкційних матеріалів, які виготовляються методам порошкової металургії.

Порошкова металургія (скорочено ПМ) належить до категорії нових промислових галузей у сфері отримання та оброблення металів. Метод ПМ, за допомогою якого виробляють матеріали та готові вироби з порошоків чистих металів або їх багатокомпонентних поєднань, зокрема з неметалевими складовими, має безліч переваг, найважливішими з яких вважаються:

- економія ресурсів (коефіцієнт утворення відходів наближається до нульового показника за рахунок дуже обмеженої необхідності додаткового оброблення);
- можливість отримання продукції з набором заданих унікальних фізико-хімічних та експлуатаційних параметрів, яку не можна виготовити іншими способами;
- доцільність під час випуску масовими партіями виробів і матеріалів порівняно з використанням традиційних обробних технологій (оброблення методами різання, штампування, кування, лиття тощо) через відносну простоту технологічного циклу і, як наслідок, значно меншу собівартість.

До інших істотних переваг виготовлення продукції за методом порошкової металургії можна віднести:

- успішне вирішення цілої низки серйозних проблем, що виникають під час використання в промислових цілях тугоплавких металевих порошоків із температурою плавлення від 1 500 °С і вище, враховуючи

пористі та фільтрувальні матеріали, комбіновані продукти зі складових із різною температурою плавлення (бронзи та вольфраму, заліза та графіту тощо);

- можливість виготовляти вироби з порошкових інгредієнтів високої чистоти, оскільки, на відміну, наприклад, від ливарного виробництва, у цьому разі практично неможливі будь-які забруднення матеріалу, що переробляється, сторонніми домішками;

- можливість виготовляти деталі складних геометричних контурів;

- відсутність необхідності використання високооплачуваного кваліфікованого персоналу через простоту технології ПМ;

- можливість провести автоматизацію на різних етапах технологічного процесу без розроблення складних орієнтувально-транспортувальних агрегатів, бункерів та інших технічних пристроїв, які потрібні під час штучного випуску виробів.

Проте властиві методу порошкової металургії й певні недоліки, до яких, зокрема, належать:

- складність технічного процесу отримання металевих порошків і, як наслідок, їхня висока собівартість;

- необхідність здебільшого проводити спікання сформованих порошкових заготовок у тому чи іншому відновно-захисному середовищі, що також підвищує рівень кінцевої собівартості металокерамічної продукції;

- виникнення технологічних проблем під час компактування;

- необхідність застосування чистих вихідних порошків із метою отримувати чисті метали та сплави;

- труднощі під час випуску виробів, що мають значні габаритні параметри та криволінійну конфігурацію.

До недоліків порошкової металокераміки відносять

також обумовлену певними специфічними особливостями формування залишкову пористість, від ступеня якої залежить міцність отримуваних продуктів. Нерідко цей фактор перешкоджає досягненню тих самих функціонально-експлуатаційних параметрів, які отримують під час використання методів лиття або кування.

Сутність технології методу ПМ полягає в отриманні порошків чистих металів і багатокомпонентних сплавів з їх подальшим безвідходним поетапним перетворенням у готові до експлуатації матеріали, вироби й покриття необхідних функціональних параметрів.

Загальнотехнологічний процес містить низку таких послідовно реалізованих етапів:

- виробництво порошків;
- попередню підготовку порошкової суміші (шихти);
- формування;
- спікання;
- додаткові операції.

6.2.1. Методи отримання порошків та їх характеристики

Отримання порошків – найбільш складна в технічному відношенні, найзатратніша й найтрудомісткіша стадія процесу ПМ. На сьогоднішній день розроблено значну кількість способів їх отримання, що забезпечує можливість наділення кінцевих продуктів тим чи іншим набором властивостей, які визначають сферу застосування.

Виготовлення порошків здійснюється двома основними методами:

- фізико-механічним;
- хіміко-металургійним.

Фізико-механічний метод. У межах цього методу

вихідна сировина перетворюється на порошок без порушення хімічного складу, за допомогою механічного подрібнення як у твердому агрегатному стані, так і у вигляді рідкого розплаву.

Фізико-механічне подрібнення проводять такими способами:

- дроблення та розмелювання;
- розпилення та грануляції.

Під час дроблення та розмелювання твердої сировини початкові розмірні параметри частинок зменшуються до заданих значень. Цей спосіб найдоцільніше використовувати під час подрібнення матеріалів високого ступеня крихкості, зокрема, Si, Sb, Cr, Mn, сплаву Al + Mg, а також феросплавів на основі Fe.

Механічне подрібнення може проводитися шляхом:

- стиснення (статичне подрібнення);
- удару, роздавлювання, стирання;
- розколювання тощо (динамічне подрібнення,

рис. 6.1).

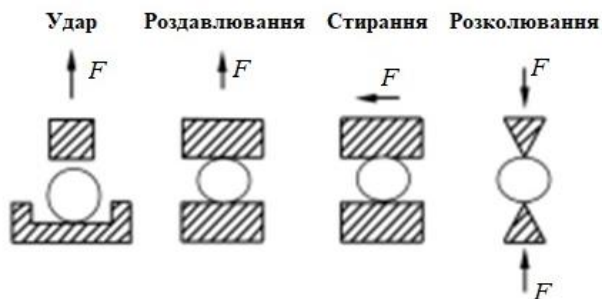


Рисунок 6.1 – Основні види динамічного подрібнення

Фаза дроблення частинок до розмірів від 1 мм до 10 мм (грубе подрібнення) виконується з використанням дробильних агрегатів різних типів конструкції (шнекових, валкових, конусних, бігункових та ін.). Для тонкого та

надтонкого подрібнення частинок після дроблення (розмельювання до стадії порошоків) застосовують спеціальні млини, переважно барабанного типу з електроприводом (рис. 6.2 і рис. 6.3).



Рисунок 6.2 – Кульовий млин барабанного типу з електроприводом [26]

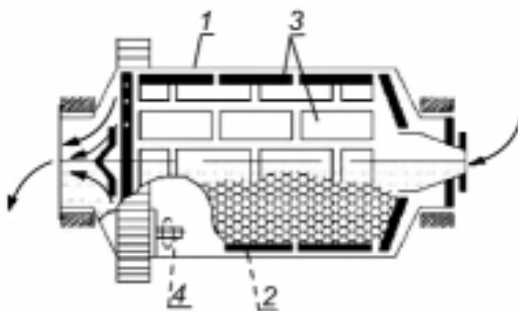


Рисунок 6.3 – Принцип дії кульового млина барабанного типу: 1 – кожух барабана; 2 – розмельювальні кулі; 3 – плити для футерування; 4 – електропривод [26]

У робочий барабан млина поміщають сталеві або тврдосплавні кулясті розмельювальні елементи, а потім –

матеріал, що піддається розмелюванню. Залежно від інтенсивності обертання барабана розмелювальні елементи можуть підніматися на різну висоту, внаслідок чого розмелювання можливе в різних режимах (ковзання, перекочування, вільне падіння), а також у режимі найвищої інтенсивності.

Виготовлення порошків шляхом розпилення та грануляції рідких розплавів металів. Найменш складним і водночас чи не найменш витратним вважається спосіб виготовлення порошків шляхом розпилення та грануляції рідких розплавів металів, температура плавлення яких не перевищує 1 650 °С (Al, Zn, Cu, Pb, Ni, Fe, феросплави та ін.). Суть цього методу механічного подрібнення полягає в дробленні струменя розплаву на дрібні краплі під впливом енергонасиченого рідинного або газового потоку, які, охолоджуючись, осідають у вигляді частинок порошку. Утворення розплавів відбувається в спеціальних електричних печах, нерідко в захисних середовищах, утворених інертними газами.

Хіміко-металургійний метод отримання металевих порошків також можна реалізовувати різними способами, серед яких найбільш затребуваними є:

- хімічне відновлення металу з вихідної сировини (відновний спосіб);
- електроліз (електролітичний спосіб);
- термокарбонільна дисоціація (карбонільний спосіб).

Відновлені порошки виготовляють із застосуванням різних хімічних речовин – відновників, якими впливають на солі та оксиди металів для відділення неметалічної фракції (сольового залишку, газів). Цей спосіб застосовується, зокрема, для отримання порошків Co, Ni, W, Mo, Fe, Cu, Nb та інших металів.

Спосіб виготовлення **електролітичних порошків**

полягає в осадженні частинок чистого металу на катоді під впливом постійного струму на відповідний електроліт у вигляді розчину або розплаву. Цим способом отримують, зокрема, електролітичні порошки W, Ni, Fe, Cu, Ti, Zr, Nb, Ta, U та ін.

Карбонільні порошки виготовляють шляхом розкладання в заданому температурному режимі карбонільних металевих сполук на вихідні складові: частинки чистого металу й газоподібний монооксид вуглецю, який видаляється. Карбонільний спосіб застосовують для отримання карбонільних порошків W, Mo, Fe та інших металів.

6.2.2. Властивості порошків

Порошки металів розрізняються за своїми фізико-хімічними та технологічними властивостями.

До категорії *фізичних властивостей* належать форморозміри та гранулометричний склад частинок, характеристики їх питомої поверхні, а також щільність (пікнометрична / насипна) та здатність деформуватися, що називається мікротвердістю.

Набір *хімічних властивостей* визначається хімічним складом сировини та методу / способу виготовлення. Допустима концентрація в готовій порошковій продукції небажаних домішок не повинна перевищувати значення 1,5–2 %. Однією з найважливіших хімічних властивостей є ступінь газонасиченості порошку, що особливо актуально для порошків, отриманих шляхом відновлення, зі складу яких важко видалити певну частину газоподібних відновників і продуктів реакції. В електролітичних порошках може бути деяка частка катодного водню. У складі порошків карбонільного генезу можуть у розчиненому стані бути O₂, CO, CO₂ та інші гази, через збільшення відсоткового вмісту яких зростає ступінь

крихкості порошку, що ускладнює процес формування з них заготовок майбутніх виробів. До категорії хімічних належать і такі властивості порошоків, як ступінь токсичності та пірофорності. Більшість металевих порошоків токсичні, причому ступінь токсичності тим нижчий, чим менші розміри мають частинки. Під пірофорністю розуміють здатність порошоків деяких активних самозаймистих аж до вибуху під час контакту з киснем повітря. Будь-які роботи з такими порошками необхідно проводити в межах найсуворішого дотримання заходів безпеки.

До технологічних властивостей порошоків належать показники їх плинності, пресованості та формованості.

Перетворення вже виготовленого металевого порошку на кінцеві вироби починається з попередньої підготовки вихідної суміші (шихти), яка в подальшому піддаватиметься формуванню й спіканню.

Процес підготовки вихідної шихти є триетапним і послідовно здійснюється у вигляді:

- відпалу;
- сортування за фракціями (класифікації);
- безпосередньо змішування.

6.2.3. Пористі підшипники. Пористі порошкові матеріали

Відмінною особливістю цієї групи матеріалів є наявність рівномірної об'ємної пористості, яка дозволяє отримати необхідні експлуатаційні властивості. Пористість для фрикційних матеріалів становить 10–13 %, для антифрикційних – 15–35 %, для фільтрів – 25–50 %, для високопористих і піноматеріалів – 95–98 % [26–28].

Антифрикційні матеріали для підшипників ковзання – це один з найпоширеніших видів продукції ПМ. Більшість із них є пористою основою, яка просочена

мастилом. Мастило надходить із пор на поверхню і підшипник стає самозмазувальним, що не потребує підведення мастила ззовні. Це є істотною перевагою для чистих виробництв – у фармацевтичній, харчовій та інших галузях. Крім того, такі підшипники майже не зношують поверхню вала, шум від них в 3–4 рази менший, ніж від кулькових підшипників. За малих швидкостей самозмазувальні пористі підшипники витримують більші навантаження, ніж литі; збільшення швидкості приводить до зростання допустимого навантаження для литих підшипників і зменшення її для самозмазувальних пористих підшипників. Тому більшість пористих спечених підшипників працює під час швидкості ковзання до 6 м/с. Технологічна схема виготовлення підшипникових втулок складається з пресування й спікання порошків, просочення виробу мастилом і калібрування пресуванням. Отримані вироби не потребують остаточного механічного оброблення [26–28].

За складом пористі підшипники спочатку копіювали литу підшипникову бронзу, пізніше з метою підвищення міцності й економії кольорових металів замість бронзи стали застосовувати просто залізо, залізо-графіт із додаванням 5–7 % міді. Виготовляють також мідно-графітні й бронзово-графітні підшипники, але вони працюють за менших механічних і теплових навантажень, ніж залізні. Графіт, змішуючись із мастилом у порах, поліпшує умови роботи мастила й покращує працездатність підшипника.

Просочення пористих залізних підшипників розплавленою сіркою дозволяє підвищити робочі швидкості до 80 м/с і збільшити допустимі робочі температури. Такий підшипник повністю самозмазувальний. Позитивні результати отримані під час введення в склад підшипника як твердого мастила,

дисульфіда молібдену і під час просочення підшипників синтетичними смолами.

Розроблені також підшипникові спечені матеріали на основі тугоплавких з'єднань (боридів, карбідів та ін.), які містять як тверде мастило – сульфід, селенід, так і гексагональний нітрид бору. Такі підшипники працюють за температур до 500 °С і мають гарну працездатність у високому вакуумі.

Вкладиші для підшипників автомобільних двигунів нерідко роблять тришаровими: на сталеву стрічку напікають пористий шар суміші мідь – нікель – графіт і просочують його зверху бабітом, формуючи на спечений шар, шар бабіту завтовшки 20–75 мкм. Такий підшипник має більш високі антифрикційні властивості й більшу довговічність, ніж звичайний сталевий із заливкою бабітом.

В останні роки все ширше застосовують металопластмасові антифрикційні матеріали: спечені бронзографіти, титан, нержавіючі сталі, зокрема сульфидовані, які просочують фторпластом Ф-4Д або Ф-4ДП. Отримують корозійностійкі та зносостійкі вироби. Термін служби металопластмасових матеріалів приблизно вдвічі більший, ніж антифрикційних матеріалів інших типів. Під час сухого тертя кращі властивості має пропитана фторпластом бронза [26, 29].

6.3. Полімери: молекулярна структура та термомеханічні властивості

Полімери – це речовини, макромолекули яких складаються з численних елементарних ланок, які повторюються і становлять однакову групу атомів. Молекулярна маса таких молекул становить від 500 до 1 000 000.

У молекулах полімерів розрізняють головний

ланцюг, побудований із великого числа атомів. Бічні ланцюги мають значно меншу протяжність. Полімери, головний ланцюг яких містить однакові атоми, називаються *гомоцепними полімерами*, а якщо це атоми вуглецю – *карбоцепними полімерами*. Полімери, в головному ланцюзі яких містяться різні атоми, називаються *гетероцепними полімерами*. Атоми головного ланцюга зв'язані міцним хімічним ковалентним зв'язком, енергія якого становить 330–360 кДж/моль.

За формою макромолекули полімерів поділяють на лінійні, розгалужені, плоскі (паркетні), стрічкові (драбинні), просторові або сітчасті (рис. 6.4).

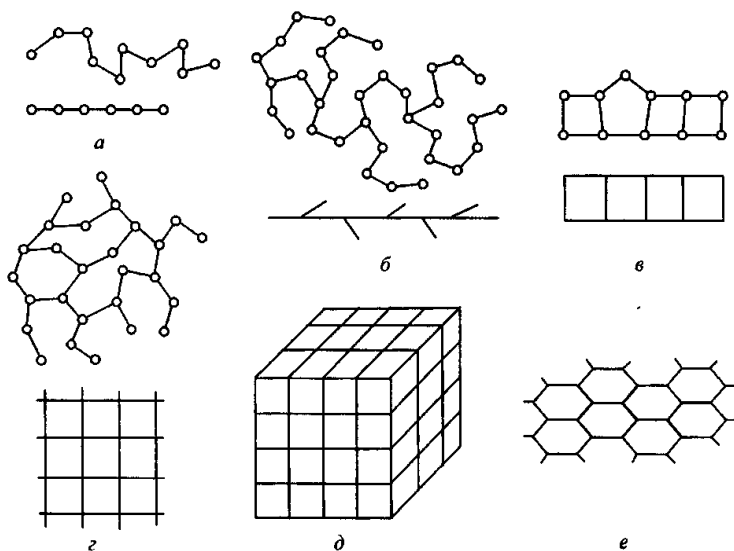


Рисунок 6.4 – Форми макромолекул полімерів:
 а – лінійна; б – розгалужена; в – драбинна; г – сітчаста;
 д – просторова; е – паркетна

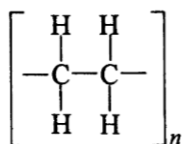
Лінійні макромолекули полімеру – довгі зигзагоподібні й скручені в спіраль ланцюжки (рис. 6.4 а).

Розгалужена макромолекула містить бічні відгалуження (рис. 6.4 б), що затрудняє зближення макромолекул і знижує міжмолекулярну взаємодію. Полімери з подібною формою макромолекул відрізняються зниженою міцністю, підвищеною плавкістю й рихлістю. Міжмолекулярна взаємодія має фізичну природу. Енергія такого зв'язку досягає 5–40 кДж/моль.

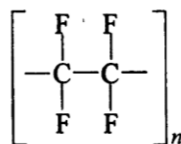
Зшиті форми макромолекул (драбинна, сітчаста, рис. 6.4 в, г) властиві міцнішим, нерозчинним і неплавким полімерам, які схильні до набухання в розчинниках і розм'якшення під час нагрівання.

Полімери із зшитою тривимірною формою макромолекули (рис. 6.4 д) відрізняються крихкістю і високою стійкістю до зовнішніх дій (нездатні розм'якшуватися й набухати). Макромолекули полімерів володіють гнучкістю, тобто здатністю переміщення їх окремих ділянок одна щодо іншої.

За **полярністю** полімери поділяють на **полярні полімери**, в макромолекулах яких центри тяжіння різнойменних зарядів збігаються, і **неполярні полімери** – де в макромолекул центр тяжіння електронів зсунутий у бік більш електронегативного атома й центри тяжіння різнойменних зарядів не збігаються. Неполарні полімери мають симетричне розміщення функціональних груп і дипольні моменти зв'язків атомів взаємно компенсуються:



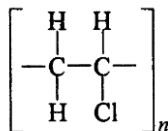
поліетилен



фторопласт-4

У молекулах полярних полімерів наявні або полярні зв'язки угруповань (-C1, -F, -OH), або несиметричність в їх

структурі:



полівінілхлорид

За *фазовим станом* полімери поділяють на аморфні й кристалічні.

Аморфні полімери є пачками ланцюгових макромолекул. Пачка складається з численних лав макромолекул, що розміщені послідовно одна за одною. Аморфні полімери можуть бути побудовані з молекул, згорнутих у глобули. Глобулярна структура аморфного полімеру надає їм невисокі механічні характеристики в зв'язку з крихким руйнуванням по межах глобул.

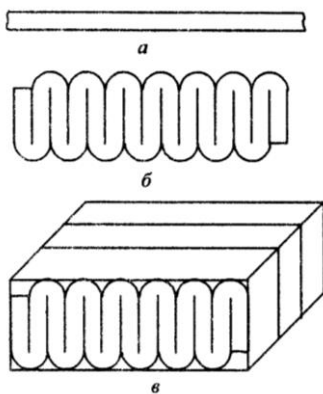


Рисунок 6.5 – Схема утворення пластини (а) з стрічки (в), отриманих із випрямленої пачки (б)

Кристалічні полімери – це такі, в яких макромолекули мають регулярну структуру й відрізняються достатньою гнучкістю. Формування просторових ґрат кристалів починається з перебудови всередині пачок. Гнучкі пачки (рис. 6.5 а) внаслідок

багаторазового повороту на 180° складаються в стрічки (рис. 6.5 б). Стрічки також, приєднуючись один до одної плоскими сторонами, утворюють пластини (рис. 6.5 в). Накладення декількох таких пластин приводить до утворення кристала. Кристали полімерів можуть формуватися безпосередньо з їх розплавів під час охолодження.

6.3.1. Загальна характеристика пластмас

Пластична маса (пластмаса) – матеріал, основою якого є полімер, що перебуває під час формування виробу у в'язкорідкому чи високоеластичному стані, а під час експлуатації – у склоподібному чи кристалічному стані.

Сировиною, з якої отримують синтетичні високомолекулярні матеріали, є нафта, природний газ, кам'яне вугілля, сланці.

Основні позитивні властивості пластмас: простота виготовлення з них виробів, низька густина, значна тривкість проти агресивних середовищ, добрі діелектричні й теплоізоляційні властивості, а також задовільні міцність і жорсткість.

Залежно від кількості компонентів пластмаси поділяють на однокомпонентні та композитні.

Однокомпонентні пластмаси складаються з одного компонента – високомолекулярної сполуки (наприклад, поліетилену, поліпропілену, полівінілхлориду, полістиролу тощо).

Композитні (складні) пластмаси, крім високомолекулярної сполуки, містять ще й інші компоненти (зміцнювальні, пластифікатори, мастильні речовини, каталізатори, барвники, стабілізатори, антипірени, антистатики, пароутворювачі) сумарною кількістю 20–80 % за об'ємом. **Високомолекулярні сполуки** в полімерних композитних матеріалах виконують

роль матриці, тобто зв'язувальної речовини, їх отримують внаслідок реакції полімеризації або поліконденсації.

Полімеризація – утворення високомолекулярної сполуки (полімеру) із низькомолекулярних сполук (мономерів), під час якого не виділяються побічні продукти реакції. Прикладом реакції полімеризації може бути утворення твердої високомолекулярної речовини поліетилену $(-\text{CH}_2-\text{CH}_2-)_n$ з n -ї кількості молекул мономера у вигляді газу етилену $\text{CH}_2 = \text{CH}_2$ за підвищених тиску й температури:



Отже, молекули мономеру послідовно з'єднуються між собою, утворюючи довгі ланцюгові макромолекули нової речовини такого самого складу, як і мономер. Знак «-» означає ковалентний зв'язок, за якого два електрони стають спільними для сусідніх атомів. Утворений полімер за своїми властивостями істотно відрізняється від мономера. Кількість молекул мономеру в одній макромолекулі полімеру становить 10^3 – 10^5 .

Поліконденсація – утворення високомолекулярної сполуки (полімеру) із низькомолекулярних сполук (мономерів), яке супроводжується здебільшого виділенням побічних речовин (H_2O , HCl , NH_3 та ін.). Унаслідок поліконденсації, наприклад, утворюється смола з фенолу і формальдегіду.

6.3.2. Склад пластмас і характеристика компонентів

Зміцнювальні компоненти (наповнювачі) пластмаси – органічні й неорганічні речовини у вигляді порошоків, волокон або листів, що додаються для підвищення міцності, жорсткості, теплостійкості, зменшення усадки, а також зниження вартості пластмаси.

Пластифікатори пластмаси підвищують

пластичність і полегшують перероблення пластмас у виробі, водночас пластифікатори зменшують міцність і жорсткість пластмаси. До них належать малолеткі органічні речовини типу гліцерину та касторової олії, які проникають у пластмасу, зменшуючи взаємодію між молекулами.

Мастильні речовини пластмаси (стеарин, олеїнова кислота та ін.) усувають прилипання матеріалу до прес-форми та збільшують його текучість, зменшуючи тертя між частинками композиції.

Каталізатори пластмаси (уротропін, оксиди металів) прискорюють твердіння пластмаси.

Барвники пластмаси (пігменти, природні лаки) надають пластмасовим виробам естетичного вигляду.

Стабілізатори пластмаси (нафталін, сажа, антрацен) – речовини, що сповільнюють атмосферне старіння пластмас під дією світла, теплоти, кисню й озону. Старіння супроводжується поступовою зміною структури й погіршенням властивостей матеріалу.

Антипірени (ізоціаніти, сполуки стибію) зменшують горючість полімерів.

Антистатики перешкоджають виникненню й нагромадженню статичного електричного заряду у виробках із полімерних матеріалів.

Види компонентів та їх кількісне співвідношення впливають на властивості пластмас.

Пороутворювачі – речовини, які розпадаються під час нагрівання, виділяючи гази, що спінують смолу, внаслідок чого утворюється пориста структура в поро- та пінопластах.

Залежно від поведінки під час нагрівання та твердіння пластмаси поділяють на термопластичні й терморективні (рис. 6.6).

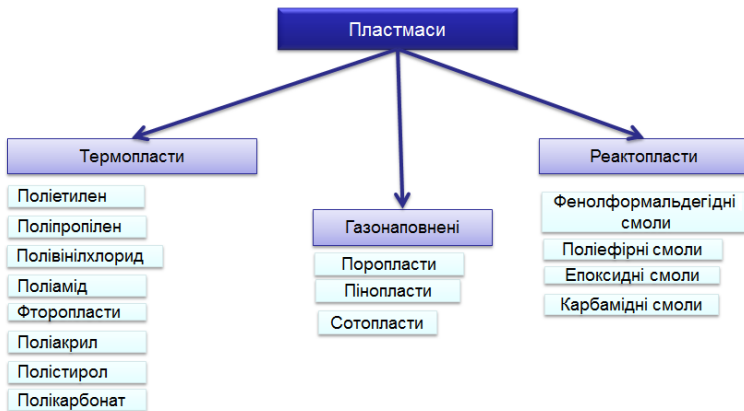


Рисунок 6.6 – Спрощена класифікація пластмас [4]

Термопластичні пластмаси (термопласти) під час кожного нагрівання спочатку розм'якають і переходять у рідкотекучий стан, а під час охолодження тверднуть.

Терморективні пластмаси (реактопласти) під час нагрівання спочатку розм'якають, а згодом за певної температури тверднуть унаслідок утворення міцних ковалентних поперечних зв'язків між макромолекулами. Деякі терморективні полімери (наприклад, епоксидні смоли) тверднуть під дією затверджувача навіть за кімнатної температури. Затверділі реактопласти неможливо перевести, повторно нагріваючи, у рідкотекучий стан.

За формою макромолекул розрізняють полімери лінійної, розгалуженої, сітчастої та просторової будови. **Макромолекула лінійної будови** має вигляд довгого ланцюга з послідовно з'єднаних структурних ланок. Під структурною ланкою розуміють групу атомів, наприклад $(-CH_2-CH_2-)$, за допомогою якої можна описати будову макромолекули. **Макромолекула розгалуженої будови**, залишаючись лінійною, має бічні короткі ланцюги з невеликою кількістю ланок. Чим більша кількість бічних

ланок у молекулі, тим слабша взаємодія сусідніх молекул і м'якший та еластичніший полімер. *Сітчасту будову* утворюють довгі основні ланцюги макромолекул, з'єднані між собою атомами, групами атомів, або структурними ланками. Якщо макромолекули лінійної будови утворюють тривимірну густу сітку, що складається з коротких ланцюгів лінійної будови, то маємо *просторову* будову полімеру.

6.3.3. Фізичні стани полімерів

Полімери можуть перебувати у *трьох фізичних станах*: склоподібному, високоеластичному та в'язкорідкому. *Склоподібний стан полімеру* тоді, коли він є твердим і пружним тілом, в якому атоми коливаються лише навколо положення рівноваги, а макромолекули чи їх ланки нерухомі. Під навантаженням унаслідок деякого збільшення відстані між атомами пружна деформація не перевищує кількох відсотків і практично моментально зменшується до нуля після зняття навантаження. *Високоеластичний стан полімеру* тоді, коли він може зазнавати значної оборотної деформації в певному температурному інтервалі під дією невеликих напружень. За зазначених умов деякі ділянки макромолекул випрямляються, а після зняття напружень поступово повертаються до вихідних конфігурацій, унаслідок чого zdeформоване тіло набуває попередньої форми та розмірів. Відновлення форми й розмірів тіла може тривати доволі довго. Це явище називають пружною післядією. *В'язкорідкий стан полімеру* нагадує рідину з дуже високою в'язкістю. За температури переходу від високоеластичного до в'язкорідкого стану сили міжмолекулярної взаємодії істотно зменшуються, внаслідок чого макромолекули можуть порівняно легко переміщуватись. Зі зняттям напружень плинність рідини

припиняється.

Охарактеризовані вище фізичні стани полімеру добре виявляються під дією температури й напруження. Графічна залежність деформації (що розвивається завдяки заданому напруженню впродовж заданого часу) від температури називається *термомеханічною кривою*. На рисунку 6.7 зображена типова термомеханічна крива для аморфного полімеру.

За температури склування t_c аморфний полімер переходить зі склоподібного *I* у високоеластичний *II* стан, а за температури початку в'язкої плинності t_T – з високоеластичного у в'язкорідкий *III* стан. За температур, нижчих за температуру склування, деформація невелика й одночасно зі зняттям навантаження тіло повертається до попередніх розмірів.

За температури t_c аморфні полімери починають розм'якати й втрачати свої експлуатаційні властивості. Отже, за температури t_c можна оцінити теплостійкість пластмаси.

Вироби з пластмас формують у високоеластичному та в'язкорідкому станах, після чого знижують їх температуру. Тому температури (t_c) і (t_T) є важливими технологічними характеристиками полімерів.

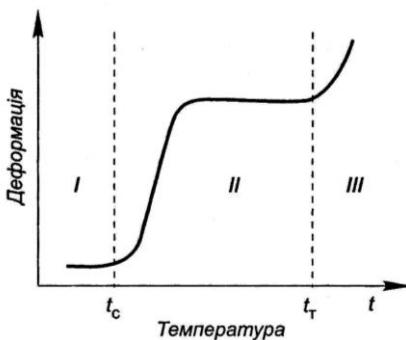


Рисунок 6.7 –
Термомеханічна крива аморфного лінійного полімеру: температури склування (t_c) і початку в'язкорідкого (t_T); ділянки склоподібного (I), високоеластичного (II) та в'язкорідкого (III) станів

Термопластичні пластмаси – це полімери лінійної або розгалуженої будови. Вони мають порівняно невисоку верхню межу робочої температури.

З-поміж термопластів найпоширенішими є поліестери (рис. 6.8 а), поліетилен (рис. 6.8 б), поліпропілен (рис. 6.8 в), полівінілхлорид (рис. 6.8 г), полістирол (рис. 6.8 д). Промислове значення мають також органічне скло (рис. 6.8 е), політетрафторетилен (фторопласти, флубони) (рис. 6.8 ж) та багато інших.



Рисунок 6.8 – Різновиди термопластичних пластмас

Терморективні пластмаси (рис. 6.9), що входять у полімерні композитні матеріали, виготовляють переважно на основі синтетичних смол.



Рисунок 6.9 – Різновиди терморективних пластмас

На стадії формування виробу створюють умови для утворення в полімері сітчастої або просторової будови. Крім полімеру, до складу термореактивних пластмас входять зміцнювальні та деякі інші компоненти. Реактопласти відрізняються від термопластів вищою теплостійкістю, нерозчинністю та стабільністю властивостей у робочому інтервалі температур. Найпоширенішими синтетичними полімерами для термореактивних пластмас є карбамідоформальдегідні, меламіноформальдегідні та епоксидні смоли.

Наприклад, волокніт – пластмаса на основі фенолоформальдегідної смоли з наповнювачем із бавовняної целюлози (шківи, шестерні тощо); скловолокніт – пластик на основі термореактивних смол із наповнювачем – різаним скловолокном (межа міцності 250–270 МПа, водостійкий, вогнестійкий, ізоляційний і фрикційний матеріал); скловолоконний анізотропний матеріал (СВАМ) – з орієнтованими довгими скляними волокнами, просоченими смолою (межа міцності 480–560 МПа, для хімічно стійких труб, резервуарів, човнів тощо); азбоволокніт складається з азбестового волокна (мінерал) і добавок (тальку) (водо- та теплостійкий, має гарні електроізоляційні властивості).

6.4. Композити. Композиційні матеріали

Композиційні матеріали (КМ) – це штучно створювані матеріали, які складаються з двох або більше хімічно різних компонентів, які істотно відрізняються за властивостями й розділені добре вираженими міжкомпонентними межами. Будь-який композиційний матеріал складається з безперервної у всьому його обсязі матриці та зміцнювального компонента (арматури), розміщеного в ній за заданою закономірністю.

6.4.1. Галузі застосування композиційних матеріалів

Галузі застосування КМ необмежені (рис. 6.10): в авіації для високонавантажених деталей літаків, наприклад, обшивки, ланжеронів, панелей і двигунів (лопаток компресора й турбіни тощо); у космічній техніці – для вузлів силових конструкцій апаратів, що піддаються нагріванню, елементів жорсткості панелей; у ракетній техніці – для корпусів двигунів, обтікачів та ін.; в автомобілебудуванні – для полегшення кузовів, ресор, рам, під час виготовлення панелей кузовів, бамперів, газових балонів високого тиску тощо. У гірській промисловості з КМ виготовляють буровий інструмент, деталі комбайнів і т. ін.; у цивільному будівництві – прольоти мостів, елементи збірних конструкцій висотних споруд; у хімічній промисловості – ємності, трубопроводи, арматуру.



Рисунок 6.10 – Зовнішній вигляд виробів із композиційних матеріалів

Найпоширеніші галузі застосування КМ

1. Товари широкого споживання: залізобетон – один із найстаріших і найпростіших композиційних матеріалів; вудилища для рибного лову з склопластика і вуглепластика; човни зі склопластику; автомобільні покривки.

2. Авіація та космонавтика: виготовлення силових конструкцій літальних апаратів, штучних супутників, теплоізолювальних покриттів шатлів, космічних зондів; для виготовлення обшивок повітряних і космічних апаратів, і найбільш навантажених силових елементів.

3. озброєння та військова техніка: завдяки своїм характеристикам (міцності й легкості) композиційні матеріали застосовуються у військовій справі для виробництва різних видів броні – бронешитів, броні для військової техніки.

6.4.2. Класифікація і характеристика композиційних матеріалів

Усі композиційні матеріали можна умовно класифікувати за такими ознаками: матеріалу композиції, типу арматури та її орієнтації, способу отримання композиції та виробів із них.

Матеріал матриці визначає загальну назву КМ. *Матриця* – це порівняно пластичний матеріал, вона надійно з'єднана з компонентом, що зміцнює, дає готовому виробу потрібну форму, міцність і жорсткість і захищає зміцнювальний компонент від можливих пошкоджень.

Залежно від матеріалу матриці, композиційні матеріали можна поділити на такі основні групи: композиції з металевою матрицею – металеві композиційні матеріали (МКМ), з полімерної – полімерні композиційні матеріали (ПКМ), з гумової – гумові композиційні матеріали (ГКМ) та з керамічної – керамічні композиційні матеріали (ККМ).

Назву КМ зазвичай присвоюють залежно від армованого матеріалу. Наприклад, ПКМ, армовані скляними волокнами, називають склопластиками. Аналогічно отримали назви вуглепластики, боропластики тощо.

За типом арматури та її орієнтації КМ поділяють на дві основні групи: ізотропні та анізотропні. Ізотропні КМ мають однакові властивості в усіх напрямках. До цієї групи належать КМ із порошкоподібними наповнювачами.

До ізотропних умовно належать КМ, армовані короткими (дискретними) частинками. В анізотропних матеріалів властивості залежить від напрямку армованого матеріалу. Їх поділяють на односпрямовані, шаруваті та тривимірно-спрямовані. Анізотропія матеріалів закладається конструктором для одержання КМ із заданими властивостями.

Односпрямовані КМ найчастіше проектують для виготовлення виробів, які працюють на розтяг. Анізотропія КМ, «запроектована» заздалегідь з метою виготовлення з КМ конструкцій, називається конструкційною. Існують також технологічна анізотропія, що утворюється внаслідок пластичної деформації ізотропних матеріалів, та фізична, властива кристалам і пов'язана з особливостями будови їхньої кристалічної ґратки.

Гібридними називають КМ, що містять у своєму складі три або більше компонентів. Залежно від розподілу компонентів гібридні КМ зазвичай поділяють на такі класи: однорідні КМ, із рівномірним розподілом кожного армованого компонента по всьому обсягу композиції.

Композиційні матеріали розрізняють за типом армування і напрямками армованої фази. Існують хаотично армовані, односпрямовані, трансармовані, ортогонально армовані тощо. У загальному випадку композити мають або не мають анізотропії властивостей (рис. 6.11).

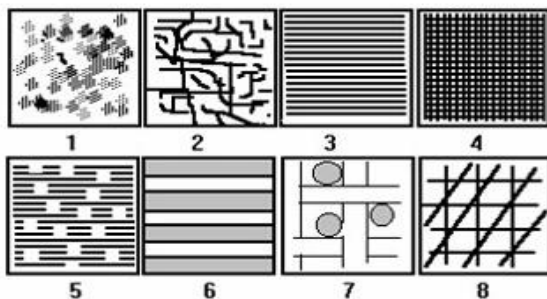


Рисунок 6.11 – Структури композиційних матеріалів:
 1 – хаотичні частки; 2 – хаотичні волокна; 3 – безперервні односпрямовані волокна; 4 – сітки (тканини); 5 – дискретні волокна; 6 – фольги; 7 – ортогональні безперервні волокна; 8 – двовимірні волокна

Зміцнювальний компонент композиційних матеріалів повинен мати високу міцність і жорсткість, малу щільність, гарну хімічну міцність і температурну стійкість, а також максимально досягну технологічність. Для армування композиційних матеріалів застосовують порошкові компоненти (рис. 6.12 а), волоконні (рис. 6.12 б) і шаруваті компоненти (рис. 6.12 в).

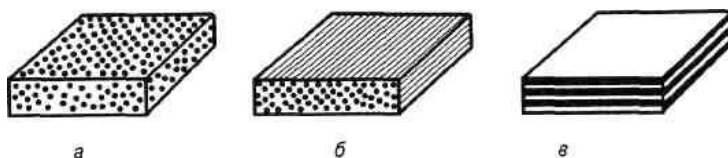


Рисунок 6.12 – Схема будови композиційних матеріалів:
 а – дисперснозміцнених; б – волоконних; в – шаруватих

За структурою композиційні матеріали поділяються на дисперснозміцнені (армовані нульмірним наповнювачем), волоконні (армовані одновимірним наповнювачем) і шаруваті (армовані двовимірним наповнювачем) (рис. 6.13).

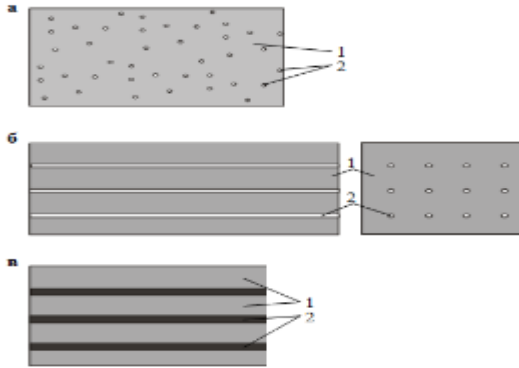


Рисунок 6.13 – Класифікація композиційних матеріалів за структурною ознакою: а – дисперснозміцнені (1 – матриця, 2 – дисперсні включення); б – волокнисті (1 – матриця, 2 – волокна); в – шаруваті (1 – матричні шари, 2 – армовані шари)

У дисперснозміцненому композиті дисперсні включення рівномірно розподілені в матриці, відстані між сусідніми частинками задаються їх об'ємною часткою (рис. 6.13 а). У волокнистих композитах (рис. 6.13 б) волокна в матриці можуть розміщуватися спрямовано або хаотично (спрямовано армовані і хаотично армовані матеріали). За спрямованого армування проводиться укладання волокон із заданим кроком, за хаотичного армування відстані між сусідніми відрізками волокон, також як і в разі дисперснозміцнених матеріалів, визначаються їх об'ємним вмістом. Структура шаруватих композитів (рис. 6.13 в) має вигляд почергових змін матричних і армованих шарів. Матричними вважаються шари великі за товщиною. Об'ємна частка армованих шарів, очевидно, задається співвідношенням товщини матричного й армованого шарів.

Порошкові зміцнювальні компоненти – це зазвичай тверді тугоплавкі дрібні частинки карбідів,

оксидів, нітридів, які не розчиняються в матриці в усьому інтервалі температур експлуатації КМ. Зі зменшенням їх розмірів і відстаней між ними підвищується міцність композиційного матеріалу.

Волоконні зміцнювальні компоненти – це безперервні та короткі волокна неорганічного та органічного походження, металевий дріт і сітки на їх основі. Волокна в КМ гальмують поширення тріщини в напрямку, перпендикулярному до них, і практично унеможливають раптове руйнування конструкції. Міцність волокноподібних кристалів залежить від гладкості їх поверхні та площі поперечного перерізу. Що гладкіше волокно, то менші мікрodefекти на його поверхні і воно міцніше. Як **шаруватий зміцнювальний компонент** використовують, наприклад, тканину, шпон, папір.

Комплекс властивостей композиційного матеріалу залежить не лише від властивостей матриці та зміцнювального матеріалу, а й від міцності зв'язку між ними, об'ємної частини зміцнювального компонента, розмірів та орієнтації волокон, їхньої термічної стійкості. Головну роль у зміцненні КМ відіграють армовані компоненти. Якщо на межі розподілу між матеріалами матриці та зміцнювального компонента утворюються тверді розчини або хімічні сполуки, надійність сполуки компонентів висока.

6.5. Адитивні технології в матеріалознавстві

Адитивні технології або технології 3D-друку – це одні з найсучасніших технологій, що швидко розвиваються в промисловості. Ринок адитивних технологій зростає на 30 % щорічно і, за експертними оцінками, це зростання триватиме щонайменше 5 років. Відповідно на ринку праці дуже затребувані фахівці, які розуміють можливості та

обмеження адитивних технологій [30–31].

Застосування 3D-принтерів спільно з комп'ютерним інжинірингом і знаннями матеріалознавства дозволяє знизити масу виробів, об'єднати кілька деталей в одну, виготовити перший візуальний макет, функціональний прототип або оснастку для збирання за кілька днів або годин, а не чекати на результати тижнями. Знання можливостей та обмежень адитивних технологій, а також уміння їх грамотно застосувати мають незаперечну перевагу в будь-якій інженерній діяльності (рис. 6.14).



Рисунок 6.14 – 3D-принтер і вироби, надруковані на ньому

Адитивна технологія виробництва полягає в з'єднанні матеріалів для створення об'єктів із даних 3D-моделі шар за шаром, що кардинально відрізняє цю технологію від звичайних субтрактивних, які

виготовляються механічним обробленням, тобто видаленням речовини із заготівлі. Створення об'єкта відбувається поступово та дозволяє детально простежити всі етапи виготовлення [31, 33].

Існує безліч типів технологій 3D-друку:

1. Екструзія.
2. Фотополімеризація.
3. Формування на вирівняному шарі порошку.
4. Подання дротяного матеріалу.
5. Ламінування.
6. Точкова подача порошку.
7. Струминний друк.

Залежно від технології об'єкт може будуватися знизу вгору і навпаки. У результаті виходить прототип, максимально наближений до реального об'єкта.

Безперечними перевагами цього підходу є:

1. Економія сировини – в процесі побудови використовується та кількість матеріалу, яка необхідна для виробництва.

2. Проектування складних виробів – завдяки пошаровому наплавленню можна отримати деталі, які важко реалізувати практично, наприклад, неподільні чи внутрішні елементи.

3. Економія часу та мобільність – за рахунок комп'ютерної реалізації зникає необхідність у витратах на розроблення інженерних креслень і громіздких макетів.

4. Низька вартість обладнання та витратних матеріалів.

5. Можливість реалізувати унікальні проекти, які неможливо створити будь-якими іншими субтрактивними технологіями.

У сучасному світі адитивні технології застосовуються в різних галузях – авіаційній промисловості, медицині, енергетиці, електротехніці,

транспортному машинобудуванні – і потенційно можуть використовуватись у будь-якому виробництві. Подібний спосіб виготовлення зменшує вартість виробу та прискорює процес його виробництва [31–33].

Застосування адитивних технологій у промисловості дозволяє виробникам прискорити прототипування нових зразків і скоротити шлях від ідеї до реалізації.

Запитання для самоконтролю

1. Що таке порошкові матеріали?
2. Назвіть переваги порошкової металургії.
3. У чому полягає сутність технології методу порошкової металургії?
4. Які етапи містить загальнотехнологічний процес порошкової металургії?
5. Дайте класифікацію методів отримання порошків.
6. Охарактеризуйте фізико-механічний метод отримання порошків.
7. Що таке механічне подрібнення порошків?
8. Як відбувається виготовлення порошків шляхом розпилення та грануляції рідких розплавів металів?
9. Охарактеризуйте хіміко-металургійний метод отримання порошків.
10. Назвіть основні властивості порошків.
11. Що таке пористі порошкові матеріали?
12. Як виготовляють пористі підшипники?
13. Що таке полімери і як їх розрізняють залежно від головного ланцюга?
14. Як полімери поділяють за формою макромолекули?
15. Як полімери поділяють за полярністю?
16. Які бувають полімери згідно фазового стану?

17. Дайте визначення пластмаси.
18. Що є сировиною, з якої отримують синтетичні високомолекулярні матеріали?
19. У чому полягають основні позитивні властивості пластмас?
20. Як поділяють пластмаси залежно від кількості компонентів?
21. Що таке полімеризація й поліконденсація?
22. Що таке мономер?
23. Як залежно від поведінки під час нагрівання та твердіння поділяють пластмаси?
24. Для чого використовують зміцнювальні компоненти, пластифікатори та мастильні речовини під час виготовлення пластмаси?
25. Що таке каталізатори для барвників і стабілізатори пластмаси?
26. Для чого потрібні антипірени, антистатики і пороутворювачі в пластмасах?
27. Чим термопласти відрізняються від реактопластів?
28. Як полімери поділяють за формою макромолекул?
29. В яких фізичних станах можуть перебувати полімери?
30. Що таке термомеханічна крива?
31. Що таке композиційні матеріали?
32. Для чого необхідна матриця в композиційних матеріалах?
33. Дайте класифікацію композиційним матеріалам.
34. Для чого необхідний зміцнювальний компонент у композиційних матеріалах?
35. Які бувають види зміцнювальних компонентів?
36. Що таке адитивні технології?
37. Для чого можна застосовувати адитивні технології?

РОЗДІЛ 7 СПЛАВИ ТА ЇХ РІЗНОВИДИ. ДІАГРАМИ СТАНУ ТА ОСНОВНІ ПРАВИЛА ЇХ ВИВЧЕННЯ

7.1. Поняття про сплав. Тверді розчини. Хімічні сполуки. Механічні суміші

Сплав – це складна речовина, отримана сплавленням двох або більше компонентів, переважно металевих. Сплави можна отримати також плазмовим напилюванням, спіканням за високих температур порошків, спресованих із різних компонентів, та іншими методами [1, 4, 6, 34].

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 межу міцності близько 150 МПа, а сплави на його основі – понад 2 000 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 за температури 68 °С, тоді як найбільш легкоплавкий із його компонентів – Sn – має температуру плавлення 232 °С.

Усі ці приклади не лише виявляють можливість зміни властивостей металів під час сплавлення 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, що залежать від

компонентів [6].

Компонентами називають хімічні елементи та їх сполуки, на основі яких формується цей сплав [1].

Зазвичай більшість технічних сплавів є багатокомпонентними, але практично завжди можна виділити 2–3 основних компоненти, а решта коригує властивості сплаву.

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

Фазою називають однорідну за складом і будовою частину сплаву, що відокремлюється від інших частин поверхнею розділу, під час переходу через яку стрибкоподібно змінюються хімічний склад і властивості [5].

Під час кристалізації залежно від фізико-хімічних властивостей компонентів їх атоми взаємодіють. Унаслідок такої взаємодії формуються *структури* у вигляді [3]:

- твердого розчину;
- хімічної сполуки;
- механічної суміші.

ТВЕРДІ РОЗЧИНИ. Тверді розчини є кристалічними фазами змінного складу. Атоми розчиненого елемента В розміщуються в кристалічних ґратках розчинника – елемента А, або заміщуючи атоми у вузлах ґраток, або проникаючи в міжвузловини – пори. *За характером розподілу* атомів розчиненої речовини в кристалічних ґратках розчинника розрізняють тверді розчини [2]:

- заміщення;
- проникнення;
- віднімання.

Тверді розчини заміщення (рис. 7.1 а) – це сплави,

в яких атоми одного з компонентів, розчинника (А), зберігають свою кристалічну ґратку, а атоми другого, розчиненого компонента (В) заміщують частину атомів у ґратці першого, змінюючи її розміри. Кількість заміщених атомів може змінюватись у широкому діапазоні.

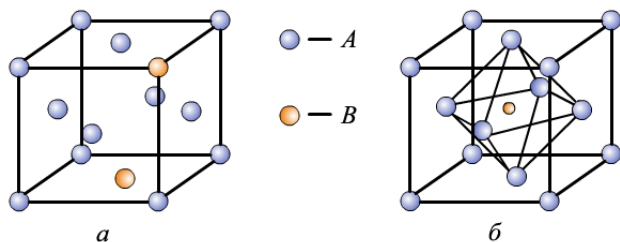


Рисунок 7.1 – Елементарна кристалічна комірка твердих розчинів заміщення (а) та проникнення (б): А – атом компонента-розчинника; В – атом розчиненого компонента [1, 3]

Хімічний або спектральний аналіз показує в твердих розчинах наявність двох або більше елементів, тоді як, за даними металографічного аналізу, такий сплав, як і чистий метал, має однорідні зерна (рис. 7.2). Рентгенівський аналіз виявляє у твердому розчині, як і у чистому металі, лише один тип кристалічної ґратки.

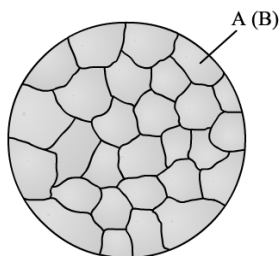


Рисунок 7.2 – Схема мікроструктури твердого розчину компонентів А і В

Утворення твердих розчинів заміщення

характеризується такими умовами:

- елементарні комірки повинні бути подібними;
- необмежена розчинність може бути лише в тому разі, коли різниця в діаметрах атомів елементів не перевищує 8 %;

- під час різниці в розмірах атомів від 8 % до 15 % спостерігається обмежена розчинність, а під час різниці понад 15 % тверді розчини заміщення практично не утворюються;

- будова електронних оболонок атомів ідентична;
- немає великої різниці в температурах плавлення компонентів розчину – чим менша ця різниця, тим вища їх розчинність.

Під час утворення твердих розчинів заміщення відбувається процес об'ємної деформації, обумовлений різницею розмірів діаметрів атомів. Залежно від величини розмірів атомів розчинюваного елемента параметри кристалічної ґратки розчинника можуть збільшуватись або зменшуватись.

Тверді розчини заміщення можуть бути *обмеженими та необмеженими*. Під час необмеженої розчинності будь-яка кількість атомів А може бути замінена атомами В. Отже, якщо збільшується концентрація атомів В, то все більше й більше атомів В розміщуватиметься у вузлах ґратки замість атомів А до того часу, поки всі атоми А не будуть замінені атомами В і, так, ніби плавно здійсниться перехід від металу А до металу В (рис. 7.3). Це звичайно можливо за умови, якщо обидва метали мають однакову кристалічну структуру, тобто обидва компоненти є ізоморфними.

Отже, першою умовою утворення необмеженої низки твердих розчинів є наявність в обох компонентів однакових кристалічних ґраток, тобто умова ізоморфності компонентів.

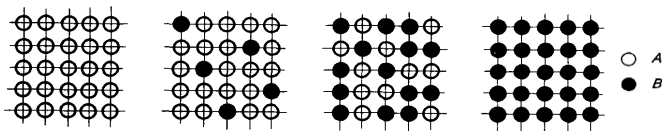


Рисунок 7.3 – Кристалічні ґратки твердих розчинів заміщення під час необмеженої розчинності А і В [5]

Якщо в двох металів з однаковими кристалічними ґратками сильно відрізняються атомні радіуси, то утворення твердих розчинів між цими металами дуже спотворює кристалічну ґратку, що призводить до накопичення в ґратці пружної енергії. Коли це спотворення досягає певної величини, кристалічна ґратка стає нестійкою і настає межа розчинності.

Необмежені тверді розчини утворюють такі пари компонентів: мідь – золото, мідь – нікель, ванадій – титан та інші.

Тверді розчини бувають *впорядкованими та невпорядкованими* (рис. 7.4) [3].

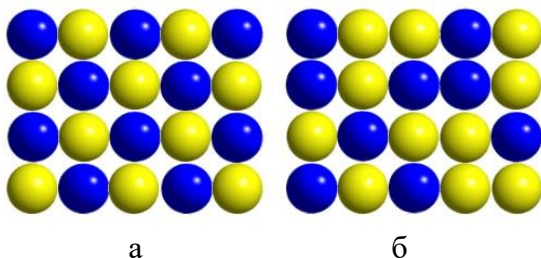


Рисунок 7.4 – Кристалічна ґратка твердого розчину:
а – впорядкованого; б – невпорядкованого

Окремі тверді розчини заміщення під час повільного охолодження або тривалого нагрівання за певних температур утворюють упорядковані тверді

розчини, в яких атоми компонентів займають чітко визначені положення у вузлах просторової кристалічної ґратки. Умовою повної впорядкованості атомів компонентів є співвідношення між їх кількістю, що визначається цілими числами, як, наприклад, 1:1, 1:2, 1:3 і т. д. Тоді сплав із упорядкованим розміщенням атомів можна умовно приписати хімічній сполуці, зокрема CuZn, CuAu, Cu₃Au. Коректніше впорядковані тверді розчини необхідно розглядати як проміжні структури між твердими розчинами й хімічними сполуками.

Коли відхилення від поданих вище співвідношень незначні, маємо лише часткову впорядкованість. Під час нагрівання вона поступово зменшується і навіть зовсім зникає.

Виникнення й зникнення впорядкованості атомів супроводжується зміною властивостей сплаву. Впорядковані тверді розчини порівняно з неупорядкованими характеризуються підвищеними твердістю, міцністю й електропровідністю, проте зниженою пластичністю.

Тверді розчини проникнення утворюються тоді, коли атоми розчиненого компонента В (див. рис. 7.1 б) можуть перебувати в міжатомних порожнинах просторової кристалічної ґратки компонента – розчинника А.

Умовою для утворення твердого розчину проникнення є розмірний фактор у вигляді співвідношення [1, 2, 35]:

$$\frac{r_x}{r_M} < 0,59, \quad (7.1)$$

де r_x – радіус атома металу, що проникає; r_M – радіус атома основного металу.

Зважаючи на невеликі розміри порожнин кристалічної ґратки металу – розчинника, можна

стверджувати, що в них можуть перебувати лише атоми неметалів із малими розмірами (карбон, нітроген, бор).

Зазначимо, що в металах із ГЦК-коміркою та ГЦУ-коміркою розмір найбільшої міжатомної порожнини становить $0,41 r_M$ і в металах з ОЦК-коміркою – відповідно $0,29 r_M$. Ось чому метали з ОЦК-коміркою практично не утворюють твердих розчинів проникнення. Тверді розчини проникнення бувають лише *обмеженими*, концентрація розчиненого компонента в них практично не перевищує 2%. У твердому розчині проникнення карбону в залізі з ГЦК-коміркою – *аустеніті* – максимальна розчинність становить 2,14% С.

Утворення твердих розчинів супроводжується зміною параметрів кристалічної комірки металу – розчинника, з чим пов'язують зміну властивостей твердого розчину. Тверді розчини проникнення мають спотворенішу кристалічну ґратку, ніж тверді розчини заміщення. Тому зі збільшенням концентрації компонента проникнення в них сильніше зростають твердість і міцність під час одночасного зменшення пластичності. У металознавстві прийнято позначати компоненти великими літерами латинського алфавіту (А, В, С), тверді розчини – малими літерами грецького алфавіту (α , β , γ), а впорядковані тверді розчини – α' , β' , γ' .

У *твердих розчинах віднімання* внаслідок недостатньої кількості атомів розчинника у кристалічній ґратці з'являються вільні вузли. Утворення таких розчинів можливе лише на основі хімічних сполук, наприклад, карбідів титану, цирконію, ванадію або нітридів різних елементів.

ХІМІЧНІ СПОЛУКИ. Хімічна сполука найчастіше утворюється з елементів, що істотно відрізняються за будовою та властивостями [3]. Співвідношення кількості атомів елементів, що входять до складу сполуки, строго

визначене й виражається простою формулою: A_mB_n (де A та B – хімічні елементи (компоненти), а m і n – прості цілі числа). Елементарна кристалічна комірка хімічної сполуки відмінна від кристалічних комірок компонентів, що її утворили (рис. 7.5). Хімічні елементи в ній займають певні визначені положення. Властивості хімічної сполуки істотно відрізняються від властивостей компонентів.

На відміну від твердих розчинів хімічні сполуки мають сталу температуру плавлення (дисоціації), характеризуються стрибкоподібною зміною властивостей під час зміни складу (так звану сингулярністю властивостей).

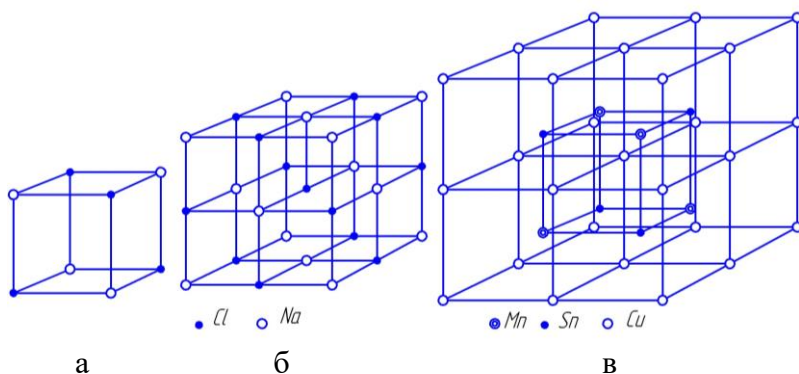


Рисунок 7.5 – Кристалічні ґратки: а, б – хімічна сполука NaCl; в – хімічна сполука Cu_2MnSn [1, 3]

Переважно хімічним сполукам характерні низька пластичність і висока твердість, яка істотно перевищує твердість компонентів, що їх утворюють.

МЕХАНІЧНІ СУМІШІ. Механічна суміш – це сплав, що утворюється тоді, коли компоненти (A та B) не здатні розчинятися в твердому стані і не вступають у хімічну реакцію з утворенням сполуки. За таких умов структура сплаву містить кристали компонентів A та B

(рис. 7.6), які за достатнього збільшення виявляються як окремі складові.

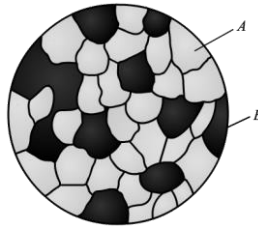


Рисунок 7.6 – Схема мікроструктури механічної суміші

Рентгенограма сплаву покаже наявність двох ґраток компонентів А та В. Якщо досліджувати в такому сплаві окремо властивості кристалів А і кристалів В, то вони були б тотожні властивостям чистих металів А та В.

Механічні властивості сплаву залежать від кількісного співвідношення компонентів, а також від розміру й форми зерен. Значення властивостей сплавів проміжні між значеннями компонентів, що їх утворюють.

7.2. Діаграми стану

Діаграма стану – це графічне зображення стану сплавів залежно від їх хімічного складу й температури. Вона повинна будуватися в координатах, що пов'язують концентрацію з температурою, і в цих координатах повинна містити лінії, які визначають зміни фаз у сплавах [1, 34].

Побудову діаграми стану проводять в умовах, максимально близьких до рівноважних. *Рівноважний стан* характеризується мінімальною вільною енергією і виникає під час дуже повільного охолодження або нагрівання. Відхід від рівноважних умов зумовлює нагромадження в сплаві надлишку вільної енергії і водночас певні зміни в його структурі.

Діаграми стану несуть цінну інформацію про температуру плавлення (кристалізації) і наявність чи відсутність структурних перетворень у твердому стані. Діаграми набули широкого практичного використання в промисловості (ливарне виробництво, гаряче оброблення металів тиском, зварювальне виробництво, термічне та хіміко-термічне оброблення, обґрунтування вибору того чи іншого сплаву для конкретних умов експлуатації тощо).

Існує декілька *методів побудови діаграм стану* [6]:

- за зміною термодинамічних потенціалів сплавів;
- тепловий (за кривими охолодження);
- дилатометричний (за зміною довжини зразка зі зміною температури);
- пробних гартувань.

Знаючи діаграму стану, можна надати повну картину формування структури будь-якого сплаву, визначити оптимальну температуру заливки сплаву для отримання литих деталей, оцінити рідкоплинність вибраного сплаву, можливість одержання хімічної неоднорідності, зробити висновок про можливість і умови оброблення тиском.

Якщо система однокомпонентна, то діаграма стану матиме один вимір (шкала температур), і відповідні точки на прямій покажуть рівноважну температуру зміни агрегатного стану (рис. 7.7).

Якщо в системі два компоненти, то другий вимір покаже концентрацію сплаву: діаграму будують у двох вимірах (температура – концентрація) (рис. 7.8).

По осі ординат відкладають температуру, по осі абсцис – концентрацію.

Загальний вміст обох компонентів у сплаві дорівнює 100 %, і кожна точка на осі абсцис відповідає певному вмісту кожного компонента. У точці С 40 % В і 60 % А; у точці Д 60 % В і 40 % А і т. д. У міру віддалення

від точки А збільшується кількість компонента В і в точці В його буде 100 %. Отже, крайні ординати на діаграмі відповідають чистим компонентам, а ординати між ними – подвійним сплавам.

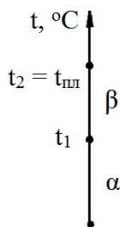


Рисунок 7.7 – Зміна агрегатного стану однокомпонентної системи залежно від температури [3]

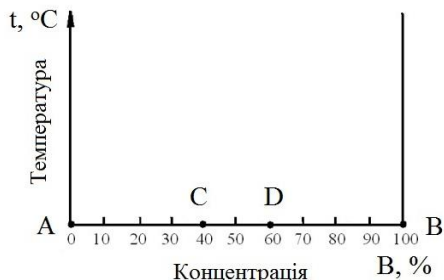


Рисунок 7.8 – Координати для зображення станів двокомпонентної системи [3]

Діаграма стану сплавів із трьома компонентами має просторовий вигляд (дві осі концентраційні й одна – температурна).

Вид діаграми визначається характером взаємодій, що виникають між компонентами в рідкому й твердому станах.

ПРАВИЛО ФАЗ. Правило фаз (Гіббса) виражає залежність між кількістю ступенів вільності S , компонентів K і фаз Φ , що перебувають у рівновазі, й у загальному вигляді описується рівнянням [5]

$$S = K - \Phi + 2, \quad (7.2)$$

де 2 – кількість зовнішніх змінних параметрів (температура й тиск).

Фаза – однорідна (гомогенна) частина сплаву, що має певний хімічний склад, кристалічну будову (винятком є рідкий стан) і властивості [2]. У металевих сплавах

фазами можуть бути хімічні елементи, тверді й рідкі розчини на їх основі та хімічні сполуки.

Очевидно, що фазами системи можуть бути або чисті елементи, або хімічні сполуки, або розчини і водночас окремо в кожному з можливих фізичних (агрегатному або поліморфному) станів.

Наприклад, у сплаві, що являє собою *систему з компонентів – металів А та В* як фази, *можуть бути*:

– самі компоненти: 1) твердий А; 2) рідкий А; 3) твердий В; 4) рідкий В; 5) кожна з їх алотропічних модифікацій;

– їх розчини (А:В): 1) рідкий; 2) твердий із можливими його модифікаціями;

– хімічні сполуки типу A_mB_n , кількість яких може бути різною залежно від природи компонентів, і які також можуть утворювати окремі фази: 1) у рідкому вигляді; 2) у твердому вигляді з можливими модифікаціями.

Нарешті, в загальному випадку можна мати ще й газоподібну фазу (пари).

Система – це будь-яка речовина, що складається з компонента або сплаву заданого складу чи сукупності нескінченно великої кількості сплавів, утворених певними компонентами [1, 2, 6, 34]. Система характеризується температурою і масовими частками компонентів. Система може бути простою й складною. **Проста система** складається з одного якого-небудь хімічного індивіда (чистого елемента або хімічної сполуки): всі перетворення, що можуть у цьому разі відбуватися в простій системі, полягають лише у фізичних змінах: переході з твердого в рідкий або газоподібний стан, з однієї алотропічної модифікації в іншу і т. п. У **складній системі** ми маємо вже два або декілька хімічних індивідів; і в ній, крім фізичних змін, можуть спостерігатися й хімічні взаємодії (утворення твердих розчинів, хімічних сполук і т. п.), так

що перетворення, які відбуваються в цих системах, можуть бути як фізичними, так і хімічними, що супроводжуються зміною складу або концентрації утворених тіл. Для прикладу розглянемо сплав, що складається з двох металів Pb і Sb, то в цьому разі формується складна система й перетворення, що здійснюється в ній, полягатимуть не лише у тому, що метали плавитимуться (або випаровуватимуться), а й у тому, що вони можуть взаємно розчинятися один в одному, утворюючи розчин деякої концентрації, або, навпаки, виділятися з розчину в чистому вигляді.

Компонент системи – це речовина, що утворює сплав. До компонентів належать хімічні елементи або стійкі хімічні сполуки. Очевидно, що в простій системі повинен бути один компонент, у складній – два й більше, але під час урахування кількості компонентів завжди потрібно мати на увазі, що до цієї кількості входило якнайменше індивідів, цілком достатніх для утворення системи, і щоб вони були незалежні один від одного. Наприклад, для системи Fe – Fe₃C: компоненти – залізо (Fe), цементит (Fe₃C); фази – рідка (P), аустеніт (A), ферит високотемпературний і ферит низькотемпературний (Ф), цементит (Ц) [17].

У тому разі, коли система проста і в усіх точках перебуває в однаковому фізичному стані (наприклад, абсолютно чисте тверде залізо або чиста рідка вода без навколишньої пари), вона називається **однорідною або гомогенною**. В усіх інших випадках, де трапляються тіла в різному фізичному стані або настільки розрізняються хімічно, що ми можемо встановити між ними (фізичні) поверхні розділу, система називається **неоднорідною, або гетерогенною**.

У загальному випадку система неоднорідна, складається із частин, які самі по собі є вже однорідними:

це означає, що в неоднорідній системі ми можемо механічно виділити (найчастіше лише в думках) такі окремі складові, які самі по собі є абсолютно однорідними і, отже, в яких ми вже не можемо фізично виділити ще які-небудь складові. Звідси бачимо, яку велику різноманітність фаз може мати навіть нескладна система (сплав), що утворюється всього лише з двох компонентів. Проте в одній системі (сплаві) не можуть бути всі можливі фази одночасно. Спрогнозувати, визначити кількість фаз, що буде існувати в системі певного концентраційного складу за певних умов (температура, тиск), ми можемо у разі, коли сплав перебуває в рівновазі, і всі перетворення відбуваються в ньому нормально.

Правило фаз дає нам інформацію про те, яка кількість фаз може існувати в сплаві (системі) в умовах його рівноваги залежно від його складу, тобто кількості компонентів, та від температури й тиску [1].

Ступінь вільності – кількість незалежних один від одного визначальних факторів рівноваги (концентрація, температура, тиск), що можна змінювати в певних межах без зміни кількості фаз.

Оскільки зміни атмосферного тиску практично не впливають на фазову рівновагу металевих сплавів, то одним із двох зовнішніх факторів (тиском) можна знехтувати і тоді рівняння (7.2) набирає такого вигляду:

$$C = K - \Phi + 1. \quad (7.3)$$

Розглянемо можливі випадки рівноваги для *однокомпонентної системи* (наприклад, чистого металу).

Якщо в однокомпонентній системі за певної температури наявна лише одна фаза, тобто $K = 1$, $\Phi = 1$, то згідно з формулою (7.3) $C = 1 - 1 + 1 = 1$. Ступінь свободи дорівнює одиниці, така система називається *моноваріантною*. Це означає, що за даних умов можна нагріти або охолодити метал у певному інтервалі

температур і зберегти його однофазним – рідким або твердим.

Якщо в однокомпонентній системі за певної температури наявні дві фази (рідкий і твердий агрегатні стани хімічного елемента), то $K = 1$, $\Phi = 2$ і, отже, $C = 1 - 2 + 1 = 0$, тобто не існує жодного ступеня вільності системи. Така система називається *нонваріантною*. Ця рівновага можлива лише за постійної температури. Іншими словами, перетворення починається й закінчується за сталої температури.

Загальне положення: C не може бути меншим від нуля ($C \geq 0$); Φ не може бути більшим від $K + 1$ ($\Phi \leq K + 1$) [5].

Розглянемо можливі випадки рівноваги для *двокомпонентної системи*.

Якщо в подвійному сплаві є одна фаза: $K = 2$, $\Phi = 1$ і $C = 2 - 1 + 1 = 2$, тобто два ступені свободи. Це означає, що за цих умов можна у певних межах змінювати температуру й концентрацію сплаву, не змінюючи числа фаз. Така система називається *біваріантною*.

Якщо в подвійному сплаві за певних температурних умов у рівновазі перебувають дві фази, то $C = 2 - 2 + 1 = 1$ – система моноваріантна.

Якщо число рівноважних фаз у подвійному сплаві три, то $C = 2 - 3 + 1 = 0$, – система нонваріантна (не можна змінювати ні температуру, ні концентрацію сплаву, не змінюючи числа фаз).

ПРАВИЛО ВІДРІЗКІВ. Правило відрізків дає можливість визначити склад фаз і кількісне співвідношення між ними за різних температур у двофазній області діаграми стану сплавів [1]. В однофазній області правило відрізків не застосовують.

Перше положення правила відрізків: для визначення рівноважного фазового складу сплаву в будь-

якій точці через неї проводять коноду – пряму, паралельну осі складу, що перетинається з лініями, які обмежують цю двофазну область. Проекції точок перетину коноди з цими лініями показують концентрацію компонентів у відповідних фазах, що утворюють цю двофазну область.

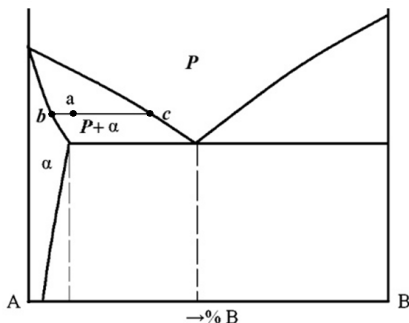


Рисунок 7.9 – Склад подвійного сплаву з компонентів А і В у точці а

Друге положення правила відрізків дає можливість визначити масову частку кожної з двох фаз за заданої температури. *Масова частка однієї фази у вибраній точці* дорівнює відношенню довжини відрізка, що межує з областю іншої фази, до довжини всього відрізка – коноди.

Наприклад, відповідно до другого положення правила відрізків для подвійної діаграми, що складається з компонентів А і В, – рисунок 7.9.

Масова частка Q_p рідини P у точці a становить

$$Q_p = \frac{ba}{bc} \cdot 100 \% , \quad (7.4)$$

і масова частка Q_α твердого розчину α

$$Q_\alpha = \frac{ac}{bc} \cdot 100 \% . \quad (7.5)$$

7.2.1. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють необмежені тверді розчини

Діаграми стану сплавів із необмеженими твердими розчинами утворюють компоненти, що розчиняються необмежено і в рідкому, і в твердому станах [1, 4, 17]. Необмежена розчинність компонентів у твердому стані забезпечується виконанням умов Юма-Ротері. Система Cu – Ni є прикладом діаграми стану сплавів, що утворюють необмежені тверді розчини. *Компоненти системи:* мідь і нікель. *Фази системи:* рідкий розчин P та α -твердий розчин.

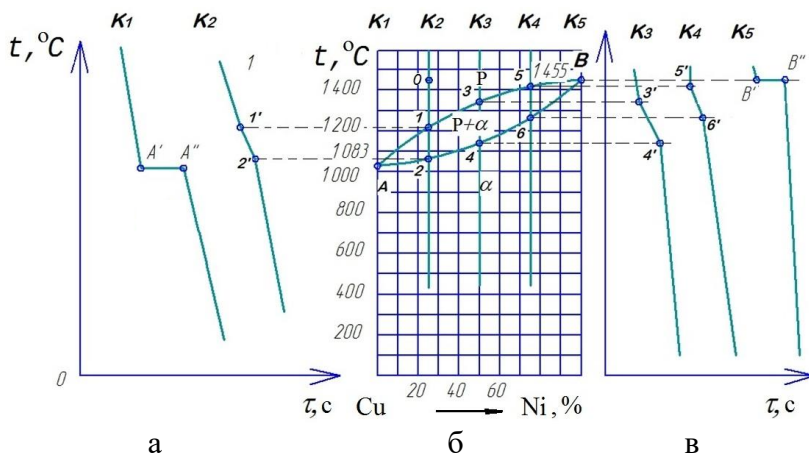


Рисунок 7.10 – Діаграма стану сплавів системи Cu – Ni (б) та криві охолодження Cu – концентрація K_1 (а); Ni – концентрація K_5 (в) і сплавів концентрацій K_2 , K_3 і K_4 (а, в); t – температура; τ – час

Розглянемо методику побудови діаграми стану сплавів на прикладі системи Cu – Ni. Побудову виконаємо в такій послідовності. Спочатку намалюємо систему координат: на осі ординат – температуру t (рис. 7.10 б) і на осі абсцис – зміну концентрації компонентів у сплаві.

Очевидно, що початок осі абсцис відповідає 100 % Cu (0 % Ni), а її кінець – 100 % Ni. Потім за експериментальними даними, одержаними в рівноважних умовах, намалюємо в координатах температура t – час τ криві охолодження Cu (рис. 7.10 а), Ni (рис. 7.10 в) та декілька їх сплавів різної концентрації (рис. 7.10 а, в).

Температурні горизонтальні ділянки $A' - A''$ і $B' - B''$ на кривих охолодження чистих металів і точки перетину $1', 2', 3', 4', 5', 6'$ на кривих охолодження сплавів є **критичними температурами**, в межах яких відбувається процес кристалізації, що супроводжується виділенням теплоти. Отже, кристалізація починається в точках $A', 1', 3', 5', B'$ і закінчується в точках $A'', 2', 4', 6', B''$. Вище і нижче від зазначених точок маємо відповідно рідкий розплав P і твердий розчин α , а між ними – обидві фази P і α .

Числові значення критичних температур перенесемо на відповідні вертикальні лінії концентрації K_1 (0 % Ni), K_2 (25 % Ni), K_3 (50 % Ni), K_4 (75 % Ni), K_5 (100 % Ni) (див. точки $A, 1, 2, 3, 4, 5, 6, B$ на рис. 7.10 б). З'єднавши плавною кривою точки $A, 1, 3, 5, B$, одержимо лінію початку кристалізації сплавів – **лінію ліквідус**, і з'єднавши точки $A, 2, 4, 6, B$, одержимо лінію кінця кристалізації, що має назву **лінії солідус**. Очевидно, що вище від лінії ліквідус усі фази перебувають у рідкому агрегатному стані, нижче від лінії солідус – у твердому стані – фазі α , а між цими лініями – у $P + \alpha$.

Проаналізуємо процес кристалізації сплаву концентрації K_2 (рис. 7.10 б). За температури точки 0 сплав однофазний – рідкий розплав P . У точці 1 починається кристалізація сплаву, в точці 2 вона закінчується. Нижче від точки 2 жодних фазних і структурних перетворень у сплаві немає.

Виберемо на лінії концентрації K_2 точку a

(рис. 7.11). У цій точці в рівновазі перебувають дві фази – рідкий розплав P і твердий розчин α . Щоб визначити склад фаз за температури точки a , скористаємося першим положенням правила відрізків і проведемо через цю точку горизонтальну лінію до перетину з лініями ліквідус у точці b і солідус у точці c . Спроектувавши на вісь складу ці точки, одержимо точки b_1 і c_1 , які показують склад рідкого розплаву й твердого розчину відповідно. Аналогічно за температури початку кристалізації склад рідкого розплаву визначається точкою l_1 , а за температури кінця кристалізації – точкою d_1 . Відповідно склад твердого розчину за температури початку кристалізації ілюструє т. f_1 , за температури кінця кристалізації – т. 2_1 .

Отже, склад рідкого розчину під час кристалізації змінюється по лінії ліквідус на відріжку ld , а склад твердого розчину – по лінії солідус на відріжку f_2 . Якщо кристалізація відбувається за рівноважних умов, то вирівнюється хімічний склад твердого розчину завдяки дифузії, внаслідок чого за температури точки 2 весь твердий розчин буде мати склад цієї точки.

Масова частка Q_p рідкого розчину P для точки a відповідно з другим положенням правила відрізків становить:

$$Q_p = \frac{ac}{bc} \cdot 100 \%,$$

і масова частка Q_α твердого розчину α :

$$Q_\alpha = \frac{ba}{bc} \cdot 100 \%.$$

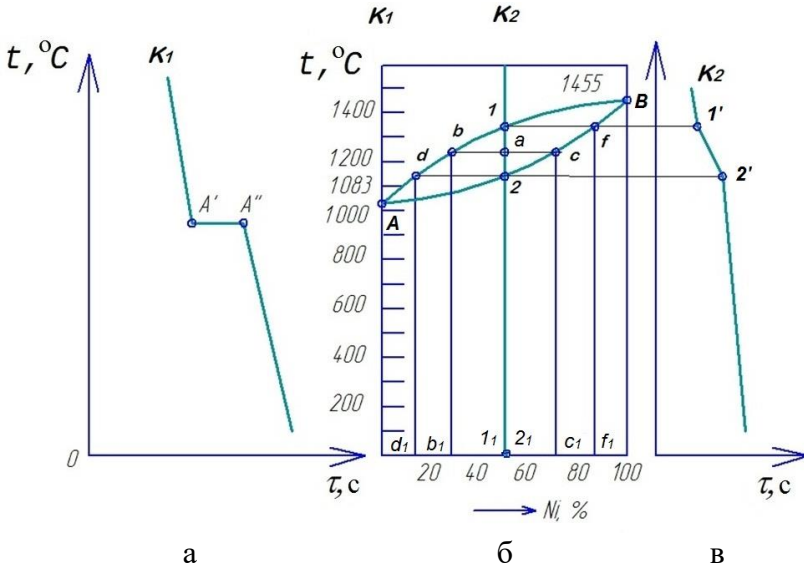


Рисунок 7.11 – Діаграма стану сплавів системи Cu – Ni (б) і криві охолодження міді (а) та сплаву складу K_2 :
 t – температура; τ – час

Крива охолодження сплаву концентрації K_2 (рис. 7.11 в) складається з трьох ділянок: верхньої, що лежить над точкою 1', середньої – між точками 1' і 2' та нижньої – під точкою 2'. Між верхньою та нижньою ділянками маємо по одній фазі – рідкий розплав P і твердий розчин α відповідно, а в межах середньої ділянки – одночасно дві фази ($P + \alpha$). Кут нахилу середньої ділянки до осі абсцис менший, ніж відповідні кути нахилу верхньої та нижньої ділянок, що пояснюється ефектом виділення прихованої теплоти кристалізації. Середня ділянка починається в точці 1' і закінчується – у точці 2'. Кристалізація сплаву в деякому інтервалі температур характерна, коли є **моноваріантна рівновага**, коли кількість ступенів свободи дорівнює одиниці ($C = K - \Phi + 1 = 2 (\text{Cu, Ni}) - 2 (P, \alpha) + 1 = 1$).

Крива охолодження міді (рис. 7.11 а) складається також із трьох ділянок: верхньої, середньої та нижньої. У межах середньої ділянки між точками A' і A" ($t = 1083\text{ }^{\circ}\text{C}$) маємо одночасно дві фази – кристали міді й рідину. Таке співіснування двох фаз в однокомпонентній речовині можливе лише за сталої температури, коли кількість ступенів свободи дорівнює нулю, що підтверджується правилом фаз ($C = K - \Phi + 1 = 1 (\text{Cu}) - 2 (\text{P, Cu}) + 1 = 0$).

7.2.2. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють обмежені тверді розчини та евтектику

Діаграми стану сплавів з обмеженими твердими розчинами та евтектикою утворюють компоненти, які в рідкому стані розчиняються необмежено, а в твердому стані – обмежено й здатні до евтектичного перетворення [4, 17]. У системах з обмеженими твердими розчинами компоненти помітно відрізняються розмірами атомів, фізико-хімічними властивостями, а також кристалічною будовою, тобто в них відсутні умови для формування необмежених твердих розчинів. Обмежену розчинність можуть мати й тверді розчини заміщення, й тверді розчини проникнення.

Однією з діаграм цього типу є діаграма системи Al – Si. *Компоненти системи* – алюміній і кремній. *Фази системи*: рідкий розплав P, α – твердий розчин Si в Al і β – твердий розчин Al в Si.

Кристалізація сплавів починається на лінії *ліквідус* AEB (рис. 7.12) і закінчується – на лінії *солідус* ACEDB. Тут на ділянці AE лінії ліквідус утворюються кристали α_1 , а на ділянці EB – кристали β_1 . Між лініями ліквідус і солідус у рівновазі одночасно перебувають дві фази: зліва від точки E – рідкий розчин P і кристали α_1 , справа від точки E – рідкий розчин P і кристали β_1 . Склад рідкого розчину P під час зниження температури змінюється по

лініях АЕ та ВЕ, а склад твердих розчинів α_1 і β_1 – по лініях АС та ВD відповідно.

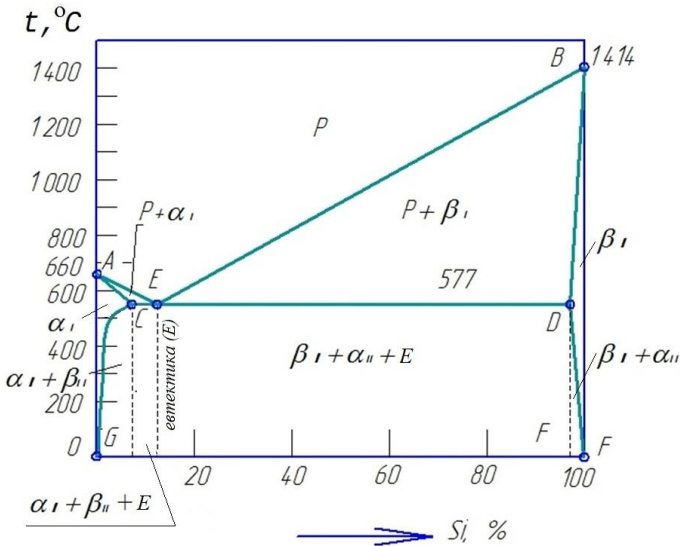
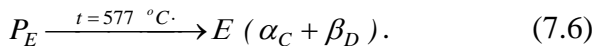


Рисунок 7.12 – Діаграма стану сплавів системи Al – Si

За температури, що відповідає лінії CED (577 °C), кристали α мають склад точки C (1,65 % Si), кристали β – склад точки D (0,5 % Al), а рідкий розчин P – склад точки E (11,7 % Si). Як бачимо, лінії АЕ, ВЕ і CED перетинаються в точці Е, що належить обом ділянкам лінії ліквідус і одночасно збігається з лінією солідус. Рідкий розчин складу точки Е (P_E) за температури 577 °C зазнає *евтектичного перетворення* за реакцією



Сплав, у якому відбувається одночасно кристалізація двох фаз за сталої температури, називають *евтектичним*, а утворену за реакцією (7.6) двофазну структуру – *евтектикою*.

Під час евтектичного перетворення згідно з правилом фаз ($C = K - \Phi + 1 = 2 (Al, Si) - 3 (P, \alpha, \beta) + 1 = 0$) існує **нваріантна рівновага** – всі перетворення відбуваються за сталої температури.

Користуючись правилом відрізків, можна довести, що рідкий розплав концентрації C – D (1,65–99,5 % Si) під час досягнення температури 577 °С набуває складу точки E, під час подальшого охолодження він зазнає евтектичного перетворення на всій лінії CED. Отже, в момент закінчення евтектичного перетворення доевтектичні сплави між т. С і т. E мають структуру [$\alpha_C + E (\alpha_C + \beta_D)$], евтектичні сплави складу точки E – структуру [$E (\alpha_C + \beta_D)$], а заевтектичні сплави концентраційного складу інтервалу E – D-структуру [$\beta_D + E (\alpha_C + \beta_D)$].

Однією з особливостей діаграми цього типу є структурні перетворення в твердому стані, про що свідчать лінії CG і DF, розміщені нижче від лінії солідус. CG є **лінією граничної розчинності** Si в Al, а DF – **лінією граничної розчинності** Al в Si. На цих лініях маємо насичені тверді розчини, а лівіше від CG і правіше від DF – ненасичені тверді розчини. Зі зниженням температури гранична розчинність одного компонента в іншому зменшується, внаслідок чого виділяються вторинні кристали.

Отже, **вторинна кристалізація** – це виділення кристалів надлишкової фази з твердого розчину внаслідок зменшення розчинності одного компонента в іншому зі зміною температури. Вторинним кристалом присвоюють індекс II (α_{II}, β_{II}) на відміну від первинних кристалів (α_I, β_I), що виділились із рідкого розчину. Евтектичний сплав K_3 (рис. 7.13) перетворюється за реакцією (7.6). Під час охолодження його до кімнатної температури з кристалів евтектики α та β виділяються вторинні кристали α_{II} і β_{II} .

Заевтектичний сплав K_4 кристалізується аналогічно сплаву K_2 . Виберемо на лінії складу K_4 точку b , що лежить у двофазній області між лініями ліквідус і солідус. Проекція точки a коноди на лінію складу відповідає вмісту кремнію в рідкому розчині, а проекція точки c – умісту кремнію в твердому розчині. Масова частка Q_p рідкого розчину P для точки b за правилом відрізків становить

$$Q_p = \frac{bc}{ac} \cdot 100 \%,$$

і масова частка Q_β твердого розчину β :

$$Q_\beta = \frac{ab}{ac} \cdot 100\%.$$

Структура заевтектичного сплаву після повного охолодження

$$[\beta_{IF} + \alpha_{IG} + E (\alpha_G + \beta_{IF} + \beta_F + \alpha_{IG})].$$

Криві охолодження для сплавів K_1, K_2, K_3, K_4 зображені на рисунку 7.13 б, г.

7.2.3. Діаграма стану сплавів з утворенням хімічної сполуки

Діаграма стану сплавів із хімічною сполукою утворюється з компонентів, які розчиняються необмежено в рідкому стані, обмежено – в твердому стані, а їх атоми помітно відрізняються розмірами, кристалічною будовою і властивостями [4, 17]. Відомо декілька різновидів діаграм з утворенням хімічної сполуки. Нижче зупинимося на такому з них, де взаємна розчинність компонентів у твердому стані й у хімічній сполуці мала і нею можна знехтувати.

Компоненти системи: хімічні елементи, умовно позначені А та В. *Фази системи:* рідкий розчин Р, кристали компонентів А і В та кристали хімічної сполуки A_nB_m .

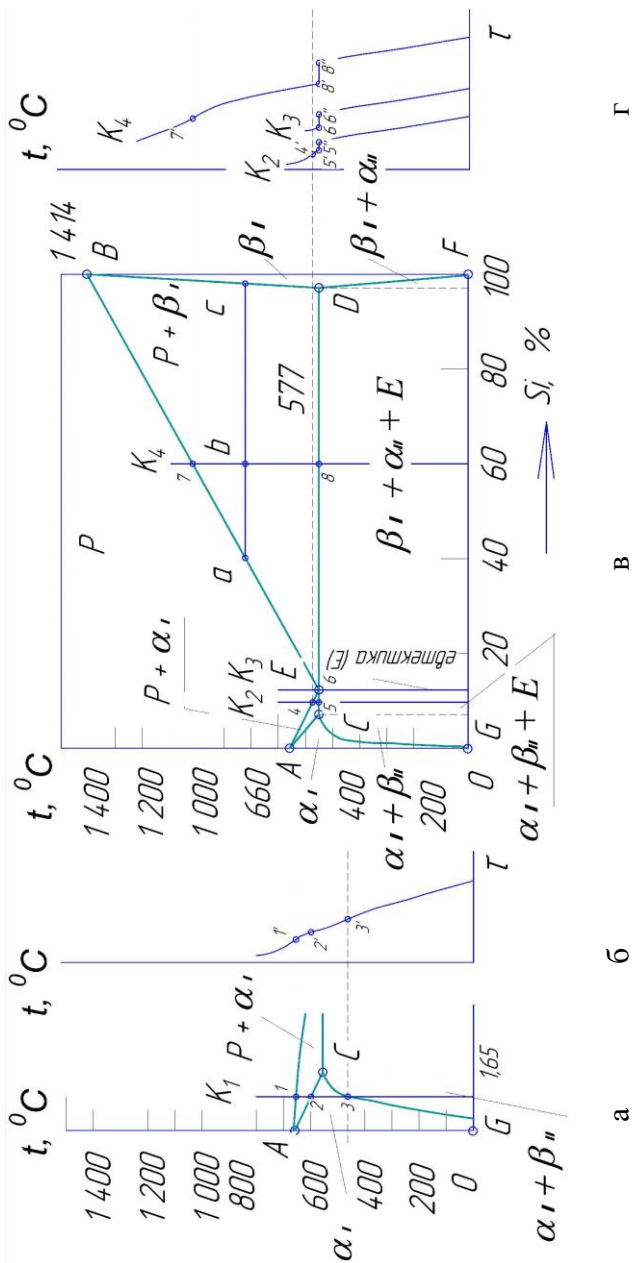


Рисунок 7.13 – Діаграма стану сплавів системи Al – Si (а, в) і криві охолодження сплаву складу К₁ (б) і сплавів складу К₂, К₃, К₄ (г): t – температура; τ – час

На рисунку 7.14 зображено діаграму стану з утворенням стійкої хімічної сполуки. **Стійка** – це така сполука, яка під час нагрівання не розкладається і плавиться за сталої температури. CE_1DE_2F є лінією ліквідус і ME_1NKE_2L – лінією солідус діаграми.

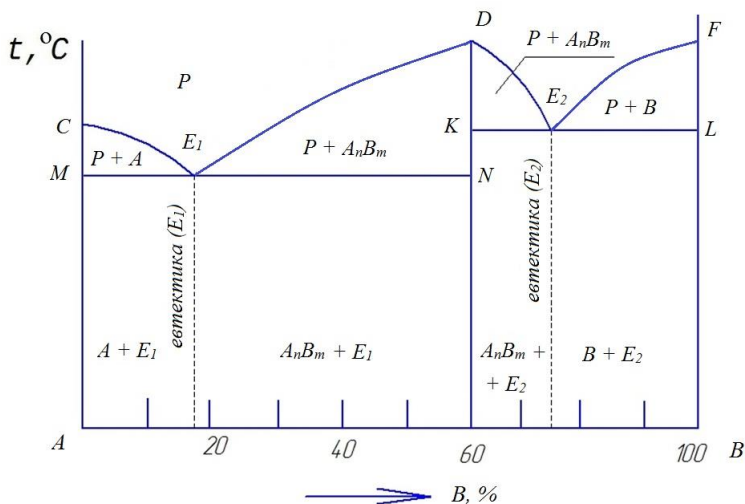


Рисунок 7.14 – Діаграма стану сплавів з утворенням хімічної сполуки

На ділянці CE_1 лінії ліквідус випадають кристали компонента А, на ділянці E_1DE_2 – кристали хімічної сполуки A_nB_m на ділянці E_2F – кристали компонента В. На ділянках ME_1N і KE_2L лінії солідус відбуваються відповідно два **евтектичні перетворення**:

$$P_{E_1} \xrightarrow{t=t_{E_1}} E_{E_1} (A + A_nB_m),$$

$$P_{E_2} \xrightarrow{t=t_{E_2}} E_{E_2} (A_nB_m + B).$$

Цю діаграму можна трактувати як дві об'єднані діаграми з утворенням евтектик. Перша з них має

компоненти A та A_nB_m , а друга – компоненти A_nB_m і B . Розмежовує ці діаграми вертикальна лінія, що впирається в гостру вершину лінії ліквідус. Ця вершина є температурою плавлення хімічної сполуки.

7.2.4. Діаграма стану сплавів із перитектичним перетворенням

Діаграма стану сплавів із перитектичним перетворенням утворює компоненти, що розчиняються необмежено в рідкому стані, обмежено – в твердому стані й здатні до перитектичного перетворення [1, 4–5, 17].

Перитектичне перетворення – це таке перетворення, під час якого внаслідок взаємодії рідкого розчину P із раніше утвореним твердим розчином β за сталої температури утворюється новий твердий розчин α .

Компоненти системи: хімічні елементи умовно позначені як A та B . *Фази системи:* рідкий розчин P і тверді розчини α та β .

Діаграму з перитектичним перетворенням бачимо на рисунку 7.15 б. ECD є лінією ліквідус, а $EFLD$ – лінією солідус.

На ділянці DC лінії ліквідус випадають первинні кристали β_1 , на ділянці CE – первинні кристали α_1 . Первинна кристалізація твердого розчину β_1 закінчується на ділянці DL лінії солідус, а первинна кристалізація твердого розчину α_1 – на лінії FE .

Правило відрізків свідчить, що для всіх сплавів у межах концентрацій $C-L$ під час зниження температури до лінії CFL рідкий розчин P_C відповідає складу точки C , а твердий розчин β_1 – складу точки L . На лінії CFL відбувається перитектичне перетворення: рідкий розчин P_C і твердий розчин β_{1L} утворюють інший твердий розчин α_{1F} за реакцією

$$P_C + \beta_{I_L} \stackrel{t=t_F}{=} \alpha_{I_F}. \quad (7.7)$$

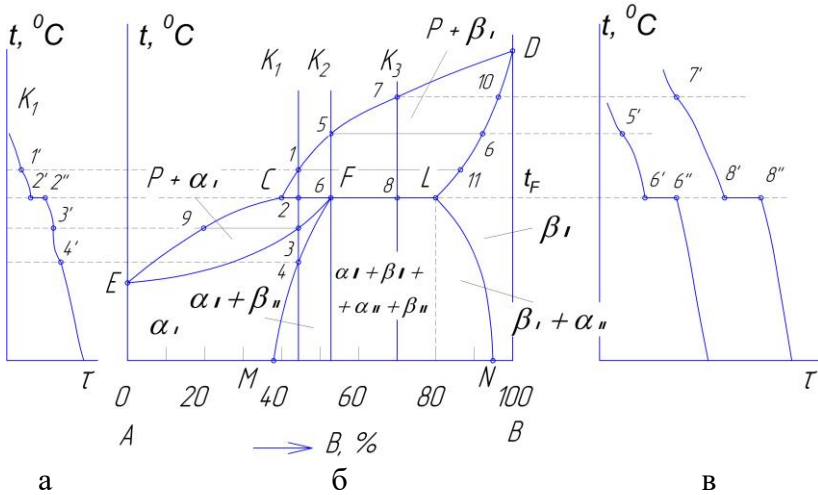


Рисунок 7.15 – Діаграма стану сплавів із перитектичним перетворенням (б) і криві охолодження сплаву складу K_1 (а) і сплавів складу K_2, K_3 (в): t – температура; τ – час

Отже, в перитектичній реакції беруть участь три фази, вона є **нонваріантною** ($C = K - \Phi + 1 = 2 (A, B) - 3 (P, \alpha, \beta) + 1 = 0$), тобто відбувається за сталої температури t_F . Лінія CFL , що відповідає перитектичній реакції, називається **лінією перитектичного перетворення**. Щоб на момент закінчення реакції (7.7) сплав складався лише з кристалів α_{IF} , необхідно мати на початку реакції кількість рідкого розчину P_C , пропорційну довжині відрізка FL , і кількість твердого розчину β_I – пропорційну довжині відрізка CF . Коли ця умова не виконується, залишається надлишок непрореагованої фази (P_C або β_{II}).

Гранична розчинність у твердому стані компонента B у компоненті A відповідає лінії FM , і гранична розчинність компонента A в компоненті B – лінії LN . Зі

зниженням температури від t_F до кімнатної виділяються вторинні кристали β_{II} і α_{II} відповідно із твердих розчинів α_1 та β_1 .

У сплаві концентрації K_1 між точками 1 і 2 утворюються первинні кристали β_1 . Водночас склад рідкого розчину змінюється по лінії 1C, а твердого розчину – по лінії 11L. У точці 2' (рис. 7.15 а) розпочинається перитектичне перетворення відповідно до реакції (7.6), а в точці 2'' воно закінчується. Сплав має більше рідкого розчину P_C (відрізок 2L), ніж це необхідно для перитектичної реакції (відрізок FL), тобто $2L > FL$. Надлишок рідкого розчину P_C , що залишився після перитектичної реакції, поступово переходить у твердий розчин α_1 між точками 2'' й 3' (рис. 7.15 а). Зміна складу рідкого розчину відбувається по лінії C9 і твердого розчину – по лінії F3. У точці 4 твердий розчин α_1 стає насиченим. Тому, коли далі знижувати температуру від точки 4 до кімнатної, із первинних кристалів α_1 виділяються вторинні кристали β_{II} . Водночас склад твердого розчину α_1 змінюється по лінії 4M.

K_2 є сплавом перитектичного складу. В ньому первинна кристалізація з виділенням β_1 розпочинається у точці 5 і закінчується у точці F без надлишкової фази. Між точками 6' і 6'' відбувається перитектичне перетворення (рис. 7.15 в). Коли далі охолоджувати, із кристалів α_1 виділяються вторинні кристали β_{II} по лінії FM. У сплаві концентрації K_3 між точками 7 і 8 відбувається первинна кристалізація, а між точками 8' і 8'' – перитектичне перетворення. Склад рідкого розчину P змінюється по лінії 7C, а склад твердого розчину β_1 – по лінії 10L. За температури t_F кількість кристалів β_1 (відрізок 8C) більша, ніж це потрібно для перитектичної реакції (відрізок FC), тобто $8C > FC$.

Перитектичні перетворення проходять у подвійних

системах Zn – Cu, Sn – Cu та інших.

7.2.5. Зв'язок властивостей сплаву з типом діаграми (правило Курнакова)

Як уже зазначалося, кожен тип діаграми характеризує певна структура, що зазнає відповідних змін залежно від кількісного співвідношення компонентів. Відомо також, що існує зв'язок між структурою сплаву та його властивостями, рисунок 7.16 ілюструє цей зв'язок для діаграм різних типів.

1. Під час утворення механічних сумішей (рис. 7.16 а) властивості сплаву змінюються за лінійним законом (адитивно). Відповідно значення властивостей сплаву розміщені в інтервалі між властивостями чистих металів, що утворюють цей сплав.

2. Під час утворення твердих розчинів (рис. 7.16 б) властивості сплаву змінюються за криволінійною залежністю, причому деякі властивості, насамперед електроопір можуть істотно відрізнитися від властивостей компонентів. Відповідно під час утворення механічних сумішей електроопір збільшується на незначну величину, а під час утворення твердих розчинів – досить відчутно. Тому розпад твердого розчину на дві чи більше фази приводить до збільшення електропровідності (згідно з правилом Курнакова).

3. Під час утворення обмежених твердих розчинів (рис. 7.16 в) властивості в інтервалі концентрацій, що відповідають однофазним твердим розчинам, змінюються за криволінійним, а в двофазній області діаграми – за прямолінійним законом. Причому крайні точки на прямій мають властивості чистих фаз, насичених твердих розчинів, що утворюють цю суміш.

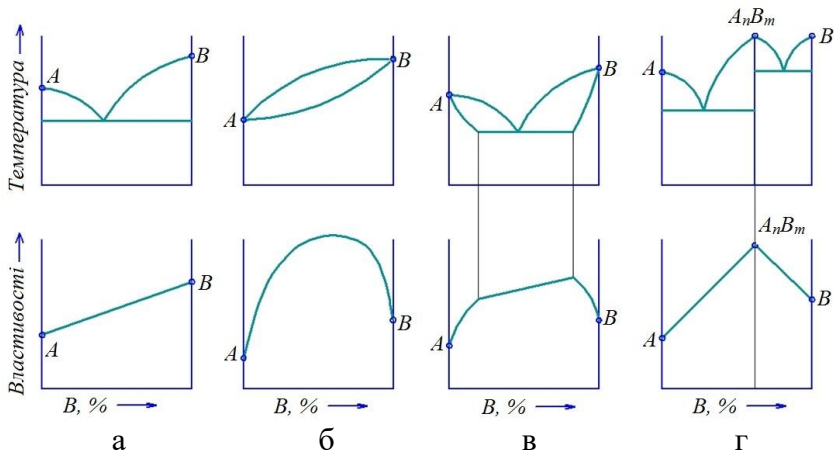


Рисунок 7.16 – Зміна властивостей сплавів залежно від типу діаграми [1, 3]

4. Під час утворення хімічної сполуки на діаграмі концентрація – властивості (рис. 7.16 г) концентрація хімічної сполуки відповідає максимуму (чи мінімуму) на кривій (у цьому разі злам на кривій). Точка зламу, що відповідає хімічному з'єднанню, називається **сингулярною точкою**.

Подані залежності не можна вважати універсальними, оскільки вони описують властивості сплавів переважно в рівноважному стані й часто не враховують таких структурних особливостей, як дефекти кристалічної будови, розміри й форму зерен, дисперсність фаз тощо. Водночас використання подібних залежностей, навіть спрощених, істотно полегшує роботу над створенням нових сплавів із заданими властивостями й сприяє раціональному застосуванню наявних.

Запитання для самоконтролю

1. Що таке сплав і які різновиди сплавів ви знаєте?
2. Назвіть види твердих розчинів.
3. Чим твердий розчин заміщення відрізняється від твердого розчину проникнення?
4. Які розчини мають необмежену та обмежену розчинність?
5. Дайте визначення хімічній сполуці.
6. Що таке механічна суміш?
7. Для чого і в яких координатах будують діаграму стану сплавів?
8. Сформулюйте правило фаз (Гіббса).
9. Дайте визначення фази, компонента, системи, ступеня вільності.
10. Сформулюйте положення правила відрізків.
11. Опишіть методику побудови діаграми стану сплавів на прикладі системи Cu – Ni.
12. Які температури називають критичними?
13. Дайте визначення лінії солідуса та лінії ліквідуса.
14. Яку рівновагу називають моноваріантною та нонваріантною?
15. Як знайти фазовий склад у заданій точці діаграми?
16. Що таке евтектичний сплав та евтектика?
17. Які компоненти утворюють діаграми стану сплавів з обмеженими твердими розчинами та евтектикою?
18. Що таке стійка сполука?
19. Як утворюється діаграма стану сплавів із хімічною сполукою?
20. Дайте визначення перитектичного перетворення.
21. Які компоненти утворюють діаграму стану сплавів із перитектичним перетворенням?
22. Наведіть зв'язок властивостей сплаву з типом діаграми.

РОЗДІЛ 8 ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ

8.1. Діаграма стану залізо – вуглець

Серед металевих матеріалів сплави заліза з вуглецем – сталі й чавуни – найпоширеніші. Їх використовують в усіх галузях промисловості, тому діаграма залізо – вуглець має важливе теоретичне й прикладне значення.

На рисунку 8.1 схематично наведена діаграма залізо – вуглець й та частина, що використовується в промисловості, – діаграма залізо – цементит.

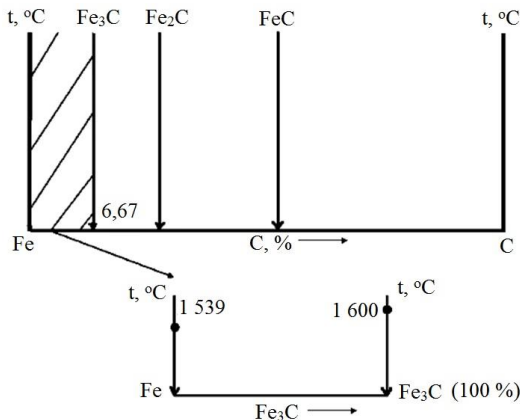


Рисунок 8.1 – Діаграма залізо – вуглець (Fe – C)

КОМПОНЕНТИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ. Компонентами залізівуглецевих сплавів є два хімічні елементи – залізо та вуглець [1–3].

Залізо – сріблясто-білий метал із температурою плавлення 1539 $^\circ\text{C}$ і густиною $7,87 \cdot 10^3$ $\text{кг}/\text{м}^3$. Атомний номер – 26. Атомний радіус – $1,27$ Å . Залізо дуже поширене в природі. У земній корі його міститься $5,1\%$. Чисте залізо містить $99,999\%$ Fe. Технічне залізо (Армко)

містить 99,8–99,9 % Fe. Йому властиві гарна пластичність, невисока міцність і низька твердість. Залізо може мати дві кристалічні модифікації: модифікацію γ (ГЦК) в інтервалі температур 911–1392 °С та модифікацію α (ОЦК) за температур, нижчих від 911 °С, та в межах високих 1392–1539 °С температур (див. раніше). Високотемпературну модифікацію іноді позначають літерою δ . Густина α -заліза – 7,68 г/см³, а Fe- γ – 8,0–8,1 г/см³. Під час перетворення Fe- α на Fe- γ відбувається стиснення матеріалу. Об'ємний ефект стискання становить $\approx 1,0$ %.

Вуглець є неметалевим елементом. Атомний номер – 6, атомний радіус – 0,77 Å. Густина – 2,5 г/см³, температура плавлення – 3500 °С. Існує в двох модифікаціях: графіт та алмаз. Вуглець може перебувати в сплавах у вигляді цементиту, в твердих розчинах проникнення, а також графіту. Графіт має просту гексагональну кристалічну комірку з координаційним числом 6 (Г6). Він характеризується низькою міцністю та поганою пластичністю. Вуглець розчиняється в залізі в рідкому й твердому станах, а також утворює хімічну сполуку Fe_3C – карбід заліза (цементит), що разом із залізом є компонентом діаграми залізо – цементит.

ФАЗИ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО – ЦЕМЕНТИТ. До фаз системи залізо – цементит належать: рідкий розчин (Р), ферит (Ф), аустеніт (А) і цементит (Ц).

Рідкий розплав (Р) – однорідна рідина, що складається з заліза та вуглецю. Рідкий розплав існує як окрема фаза над лінією ліквідус, а між лініями ліквідус та солідус він перебуває в рівновазі з твердою кристалічною фазою (високотемпературним феритом, аустенітом або цементитом).

Ферит (Ф) – твердий розчин проникнення вуглецю в α -залізі. Розрізняють низькотемпературний α -ферит і високотемпературний δ -ферит. Максимальна розчинність

вуглецю у α -фериті становить 0,023 % і в δ -фериті – 0,1 %. Така незначна розчинність пояснюється малими розмірами порожнин в об'ємноцентрованому кубі заліза порівняно з розмірами атома вуглецю. *Ферит* має ОЦК-гратку, розчинність вуглецю в якій мала. Атом вуглецю розміщується в гратці фериту в центрі грані куба, а також у вакансіях, на дислокаціях. Це м'яка, пластична фаза. Нелегований ферит має такі механічні властивості: $\sigma_b = 25\text{--}30$ кгс/мм²; $\delta = 50$ %; НВ = 80–90 кгс/мм². Ферит є магнітним і пластичним, має зернисту будову. Під мікроскопом виявляється у вигляді світлих поліедричних зерен (рис. 8.2 а).

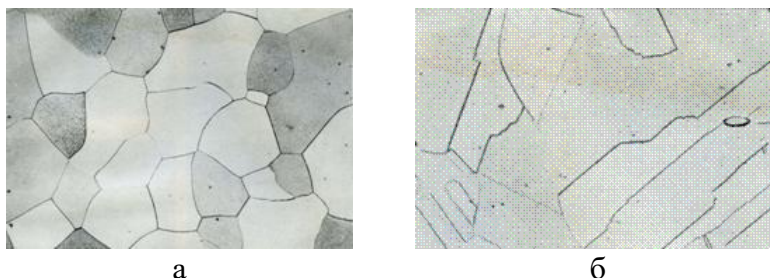


Рисунок 8.2 – Мікроструктура фериту (а) та аустеніту (б),
× 500

Аустеніт (А) – твердий розчин проникнення вуглецю в γ -залізі з максимальною розчинністю 2,14 % С (за $t = 1147$ °С). Має ГЦК-гратку (рис. 8.3 а). Атом вуглецю може перебувати в центрі ГЦК. Аустеніт немагнітний, досить пластичний і має твердість, за Брінеллем, у межах 170–220 кгс/мм². Мікроструктура аустеніту – поліедричні зерна з двійниками (рис. 8.2 б).

Цементит (Ц) (карбід заліза) – хімічна сполука заліза з вуглецем Fe_3C , що відповідає концентрації вуглецю 6,67 %. Твердість цементиту дуже висока (800 НВ), але він крихкий. Має складну ромбічну гратку з

щільним упакуванням атомів (рис. 8.3 б). Температура плавлення $t_{пл} = 1\ 550\ ^\circ\text{C}$. До температури $210\ ^\circ\text{C}$ цементит феромагнітний. Цементит – метастабільна фаза. В умовах рівноваги в сплавах із високим умістом вуглецю утворюється графіт.

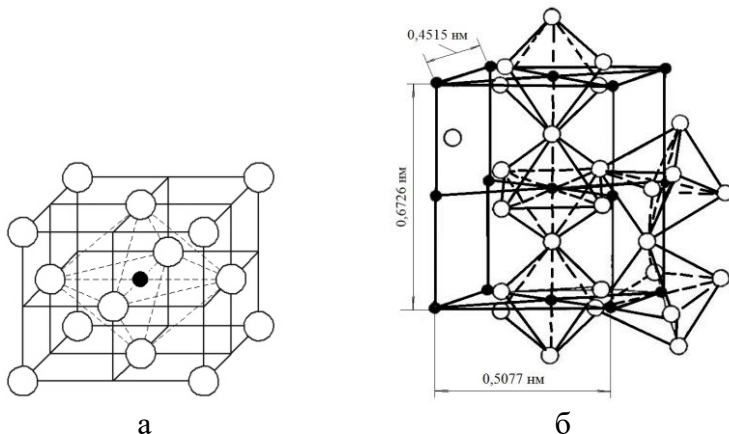
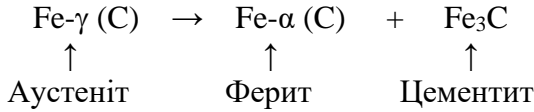


Рисунок 8.3 – Кристалічна ґратка: аустеніту (а) та цементиту (б): \circ – атом заліза; \bullet – атом вуглецю

Структурні складові діаграми залізо – цементит – *ледебурит* і *перліт* – неоднорідні та являють собою механічні суміші (евтектика та евтектоїд відповідно).

Ледебурит – евтектика, механічна суміш аустеніту та цементиту. Утворюється в процесі первинної кристалізації за $t = 1\ 147\ ^\circ\text{C}$, мінімальної температури кристалізації для сплавів Fe – C. Ледебурит містить 4,3 % C. За температури, нижчої від $727\ ^\circ\text{C}$, складається з перліту й цементиту, $HV = 700\ \text{кГс/мм}^2$.

Перліт – евтектоїд, механічна суміш фериту й цементиту. Перліт містить 0,8 % C, утворюється за температури $727\ ^\circ\text{C}$ в процесі розпаду аустеніту:



Залежно від форми частинок цементиту розрізняють перліт пластинчастий і зернистий.

Розглянемо частину діаграми залізо – вуглець (рис. 8.4). За масової частки вуглецю 6,67 % утворюється стійка хімічна сполука Fe_3C – карбід заліза, або цементит. Отже, діаграму залізо – цементит можна розглядати як окремий елемент системи залізо – вуглець. Сплави з концентрацією вуглецю, що перевищує 6,67 %, практично не використовують через їх незадовільні механічні властивості.

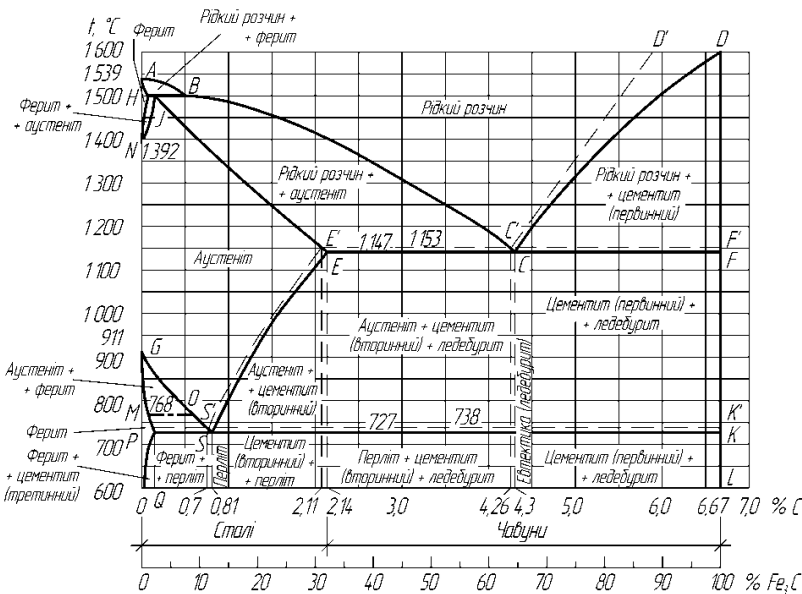
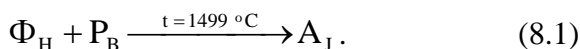


Рисунок 8.4 – Діаграма стану залізо – цементит (основні лінії) та залізо – графіт (штрихові лінії) [1–4, 34]

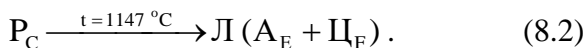
Діаграма залізо – цементит (рис. 8.4) подана в координатах температура – концентрація компонентів. На ній нанесені лінії діаграми, на кожній з яких відбуваються певні фазові перетворення. Розглянемо ці перетворення під час охолодження. На лінії *ліквідус* ABCD маємо початок, а на лінії *солідус* – АНЕССF – завершення кристалізації.

На ділянці АВ лінії ліквідус рідкий розчин перетворюється на ферит, на ділянці ВС – на аустеніт, а на ділянці CD – на цементит первинний C_1 . Кристалізація фериту закінчується на ділянці АН, а аустеніту – на ділянці ЕС лінії солідус. Зупинимось окремо на двох перетвореннях, що відбуваються за сталих температур на лініях НJB і ЕСF.

За температури 1 499 °С (лінія НJB) відбувається *перитектична реакція*, під час якої із фериту Ф концентрації вуглецю в точці Н (0,1 % С) та рідкого розчину Р концентрації вуглецю в точці В (0,5 % С) утворюється аустеніт А концентрації вуглецю в точці J (0,16 % С):



За температури 1 147 °С (лінія ЕСF) рідкий розчин Р концентрації складу точки С (4,3 % С) *евтектично перетворюється*, внаслідок чого виникає дрібна двофазна структура, що називається ледебуритом Л:



Отже, на лінії солідус закінчується *первинна кристалізація*, і нижче від цієї лінії починається вторинна кристалізація.

Вторинна кристалізація зумовлена двома причинами:

- поліморфізмом заліза;
- температурною зміною розчинності вуглецю у

фериті та аустеніті.

Як відомо, під час поліморфних перетворень один тип кристалічної ґратки перебудовується в інший. На лінії HN маємо початок перетворення фериту (ОЦК) на аустеніт (ГЦК), а на лінії JN – кінець такого перетворення. Також на лініях GS і GP аустеніт починає й закінчує перетворюватись на ферит. Тому нижче від лінії GP маємо однофазну феритну структуру з концентрацією вуглецю до 0,023 %. Залізівуглецеві сплави з кількістю вуглецю від 0 % до 0,023 %, які за температури 727 °С (точка P) мають лише однофазну феритну структуру, називаються **технічним залізом** (рис. 8.5 а, б).

Залізівуглецеві сплави з концентрацією вуглецю від 0,023 % до 2,14 %, що за температури 1 147 °С (точка E) мають лише однофазну аустенітну структуру, називаються **сталями**. Оскільки пластичність аустеніту висока, то сталі добре обробляються тиском, особливо якщо їх нагріти вище від ліній GSE.

Розчинність вуглецю в аустеніті й фериті залежить від температури. ES є лінією граничної розчинності вуглецю в аустеніті. Зі зниженням температури від 1 147 °С (точка E) до 727 °С (точка S) максимальна розчинність вуглецю в аустеніті зменшується від 2,14 % до 0,8 %. Вуглець виділяється із γ -заліза з утворенням **вторинного цементиту** Ц_{II} , який, на відміну від первинного цементиту, виділяється не з рідкого, а з твердого розчину.

PQ – **лінія граничної розчинності** вуглецю у фериті. Зниження температури від 727 °С (точка P) до 0 °С (точка Q) зменшує максимальну розчинність вуглецю у фериті від 0,023 % до 0,006 % , що зумовлює виділення з фериту **третинного цементиту** Ц_{III} .

За хімічним складом цементити первинний, вторинний і третинний однакові: описуються формулою Fe_3C і містять 6,67 % вуглецю.

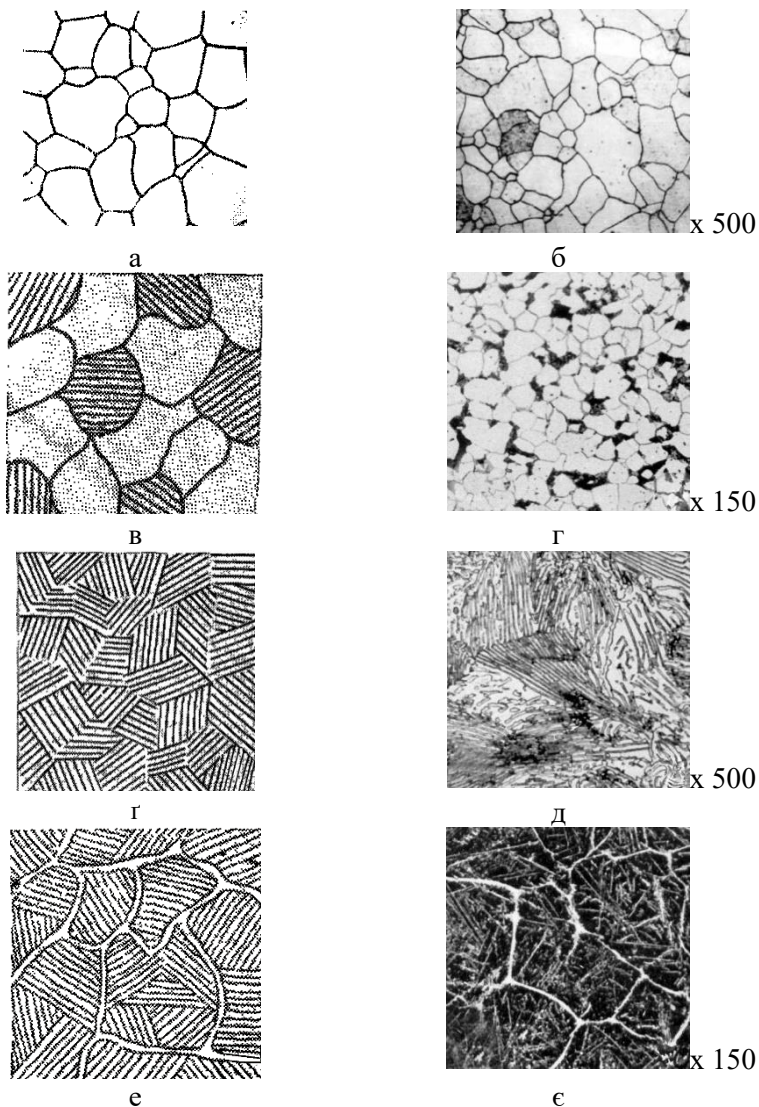
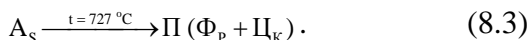


Рисунок 8.5 – Схеми (а, в, г, е) та мікроструктури (б, г, д, е) сталей: а, б – технічно чистого заліза (Ф); в, г – доевтектоїдної (Ф + П); г, д – евтектоїдної (П); е, є – заевтектоїдної (П + Ц_{II}) [17]

Окремо розглянемо *евтектоїдне перетворення*, що нагадує евтектичне, але відрізняється від останнього тим, що в його основі лежить розпад не рідкого, а твердого розчину. Йдеться про розпад аустеніту складу точки S, унаслідок чого утворюється дуже дрібна двофазна суміш фериту й цементиту, що називається *перлітом* П:



У сталях в інтервалі концентрацій вуглецю P – S аустеніт перетворюється у ферит, починаючи від температур лінії GS і закінчуючи температурою лінії PSK. Тут аустеніт збагачується вуглецем відповідно до лінії GS і за температури 727 °С зазнає евтектоїдного перетворення за реакцією (8.3).

Під час охолодження сталей, що лежать правіше від точки S, у межах температур, які відповідають лінії ES, із аустеніту виділяється вторинний цементит. Під час виділення вторинного цементиту (6,67 % С) концентрація вуглецю в аустеніті зменшується по лінії ES, і за температури 727 °С аустеніт із 0,8 % С перетворюється на перліт.

Залежно від вмісту вуглецю та мікроструктури за кімнатної температури сплави за діаграмою поділяють на дві групи: сталі та чавуни. Сплави із вмістом вуглецю до 2,14 % називають **сталями**, а зі вмістом вуглецю понад 2,14 % (у структурі – ледебурит) – **чавунами**.

За *структурою* в рівноважному стані розрізняють *доевтектоїдні, евтектоїдні та заевтектоїдні сталі*.

Доевтектоїдні сталі містять від 0,023 % до 0,8 % вуглецю і мають феритно-перлітну структуру у вигляді світлих зерен фериту (рис. 8.5 в, г) і темних зерен перліту.

Евтектоїдна сталь містить 0,8 % вуглецю, її структура – зерна перліту, що складаються здебільшого з пластинок цементиту та фериту. Пластинки цементиту

порівняно тонші й світліші (рис. 8.5 г, д).

Заевтектоїдні сталі містять від 0,8 % до 2,14 % вуглецю. У структурі цих сталей є зерна перліту темного кольору (рис. 8.5 е, є) і тонка світла мережа вторинного цементиту по межах зерен перліту.

Залізовуглецеві сплави з концентрацією вуглецю від 2,14 % до 6,67 % називають *чавунами*. Якщо весь вуглець у чавунах перебуває у вигляді хімічної сполуки Fe_3C , то такі чавуни називають **білими чавунами**. У структурі білих чавунів наявний ледебурит, що утворився на лінії ECF під час евтектичної реакції (8.2). Чавуни, розміщені зліва від точки С, по закінченні первинної кристалізації мають структуру первинного аустеніту та ледебуриту, а відповідно чавуни справа від точки С – структуру первинного цементиту й ледебуриту. Під час охолодження в інтервалі температур від 1 147 °С (лінія ECF) до 727 °С (лінія PSK) гранична розчинність вуглецю в первинному аустеніті й аустеніті евтектики зменшується від 2,14 % (точка E) до 0,8 % (точка S) та виділяється вторинний цементит. За температури 727 °С аустеніт із концентрацією вуглецю 0,8 % евтектоїдно перетворюється на перліт.

За **структурою** білі чавуни поділяють на:

– **доевтектичні чавуни** (2,14–4,3 % С), структура за кімнатної температури: перліт + вторинний цементит + ледебурит перетворений;

– **евтектичні чавуни** (4,3 % С), структура за кімнатної температури: ледебурит перетворений;

– **заевтектичні чавуни** (4,3–6,67 % С), структура: за кімнатної температури: первинний цементит + ледебурит перетворений.

Отже, у структурі всіх білих чавунів наявна евтектика – ледебурит, дуже твердий (~ 650 НВ) і малопластичний. Ледебурит сформований з окремих зерен – колоній, а кожна колонія складається з суцільної

цементитної матриці 1 (рис. 8.6) і вкраплень аустеніту 2 (перліту). Вкраплення евтектичних структур бувають у вигляді пластинок (рис. 8.6 а), стрижнів (рис. 8.6 б) або глобул (рис. 8.6 в). Аустеніт у структурі ледебуриту є переважно у вигляді стрижнів (рис. 8.6 б), які в перерізі залежно від орієнтації колоній до полірованої поверхні мікросліфа можуть мати довгасту (рис. 8.6 г), овальну (рис. 8.6 д) або кулясту (рис. 8.6 е) форми.

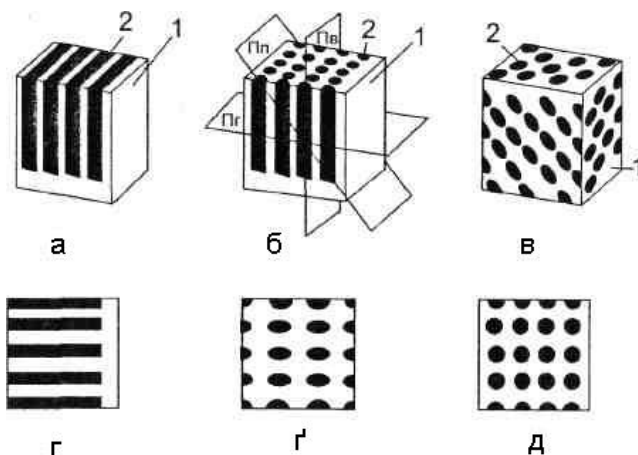


Рисунок 8.6 – Схема будови евтектичної колонії:
 1 – матриця; 2 – вкраплення у вигляді пластинок (а),
 стрижнів (б) і глобулів (в); переріз колонії (б) площиною
 Пв уздовж стрижнів (г), площиною Пп під кутом до них (д)
 і площиною Пг, що проходить перпендикулярно до
 стрижнів (е) [2]

У структурі евтектичного білого чавуну (рис. 8.7 а) бачимо колонії, перлітні стрижні яких потрапили:

- у поперечний переріз (верхня й нижня ліва, середня та нижня права частини фотографії);
- у поздовжній переріз (верхня середня частина фотографії);

– у скісний переріз (верхня права частина фотографії).

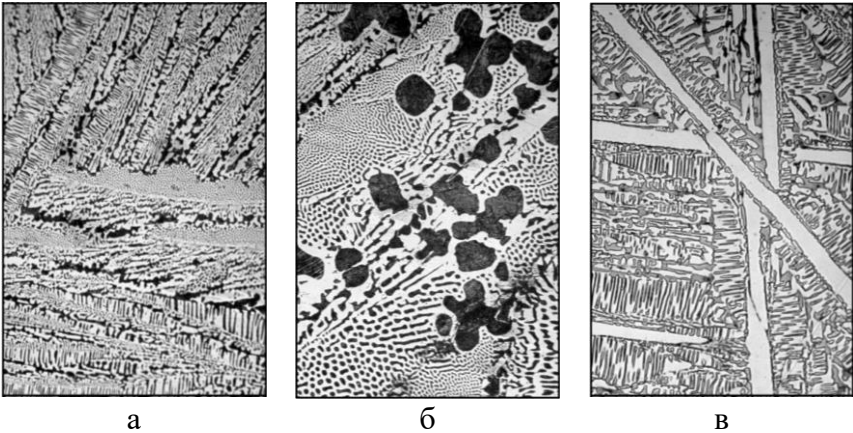


Рисунок 8.7 – Мікроструктура (х 300) білих чавунів: евтектичного (а), доевтектичного (б) і заевтектичного (в)

Матриця цементиту на фотографії – світла, а стрижні перліту – темні.

У структурі *доевтектичного білого чавуну* (рис. 8.7 б) є порівняно великі зерна перліту, що утворились із первинного аустеніту, і ледебурит – цементитна матриця з дрібними вкрапленнями перліту. Вторинний цементит злився з цементитом евтектики, тому не вдається його відокремити як структурну складову.

У структурі *заевтектичного білого чавуну* (рис. 8.7 в) великі голчасті світлі зерна первинного цементиту оточує ледебурит.

Діаграма стану залізовуглецевих сплавів – найважливіша діаграма в металознавстві і має велике практичне значення. Вона може бути використана під час визначення температур плавлення та кристалізації сталі й чавунів у ливарній справі, температурних інтервалів гарячого оброблення сталі тиском, а також температур

нагрівання сталі за різних видів хімічного й хіміко-термічного оброблення.

8.2. Вуглецеві сталі

Вуглецеві сталі промислового виробництва – це багатокомпонентні сплави, які, крім заліза й вуглецю, мають домішки марганцю, кремнію, фосфору, сірки та деякі інші. Кожен із перелічених компонентів впливає відповідним чином на структуру та властивості сталей. Зокрема, найбільший вплив має вуглець.

8.2.1. Вплив вуглецю на властивості сталі

Вуглець (карбон) у сталях перебуває в складі фериту й цементиту. Ферит має невисоку міцність, малу твердість і гарну пластичність, але зі збільшенням кількості вуглецю частка фериту в сталі поступово зменшується, а частка твердого й малопластичного цементиту зростає. Така зміна в співвідношенні фаз фериту й цементиту збільшує міцність σ_B і твердість НВ сталі (рис. 8.8) та зменшує її пластичність δ й ударну в'язкість КСУ. Міцність зростає до того часу, поки частка вуглецю не досягне 0,8–0,9 %. Подальше збільшення вуглецю спричиняє зменшення міцності, що призводить до руйнування під час навантаження крихкої сітки вторинного цементиту навколо перлітних зерен. Разом із механічними властивостями змінюються також і технологічні властивості. Зокрема, зі збільшенням кількості вуглецю в сталі її зварюваність та оброблюваність різанням погіршуються. Сталі добре зварюються, якщо кількість вуглецю в них не перевищує 0,25 %.

8.2.2. Вплив постійних домішок на властивості сталі

Постійні домішки сталей – це марганець, кремній, фосфор, сірка, а також гази – водень, азот і кисень. Домішки переходять у метал із шихтових матеріалів і пічних газів.

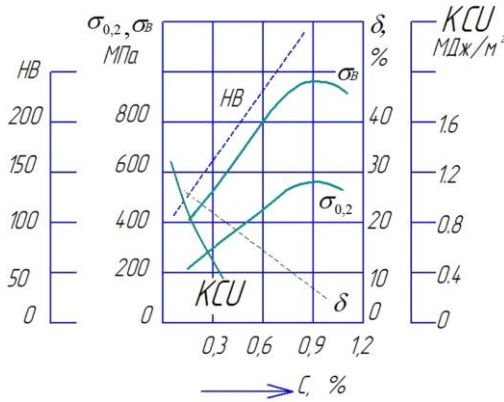


Рисунок 8.8 – Вплив вуглецю на механічні властивості (HV, σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ , КСУ) вуглецевої сталі: HV – твердість за Брінеллем; σ_B – межа міцності на розтяг; $\sigma_{0,2}$ – умовна межа текучості; δ – відносне видовження; КСУ – ударна в'язкість [1, 3]

Марганець, як відомо, використовують у металургії для дезоксидації та десульфурзації рідкого металу. Водночас частина марганцю у вигляді MnO і MnS потрапляє в шлак, який згодом зливають, а інша – залишається в металі в складі фериту й цементиту. Розчинений у фериті марганець спотворює кристалічну ґратку, внаслідок чого помітно підвищується міцність сталі, хоч пластичність змінюється мало.

Кремній застосовують для дезоксидації. Він утворює з феритом твердий розчин, спотворена ґратка

якого збільшує міцність і знижує пластичність сталі.

Фосфор розчиняється у фериті і хоч підвищує міцність, проте зменшує пластичність та ударну в'язкість сталі. Зниження ударної в'язкості стає причиною холодоламкості. **Холодоламкість** – це схильність сталі до крихкого руйнування за низьких температур, що помітно посилюється із збільшенням кількості вуглецю, а також із виникненням поблизу меж зерен ділянок, збагачених фосфором унаслідок ліквації. Отже, фосфор є шкідливою домішкою, хоч і підвищує оброблюваність сталі різанням. Цей вплив ураховують, коли створюють легкооброблювані сплави, призначені для виготовлення маловідповідальних виробів (автоматні сталі).

Сірка не розчиняється в залізі, входить до складу хімічної сполуки FeS, яка разом із залізом утворює евтектику Fe – FeS із температурою плавлення 988 °С. Зазначена евтектика кристалізується наприкінці й розміщується по межах зерен. Низька температура плавлення евтектики спричинює **черволамкість** – схильність сталі до крихкого руйнування під час гарячого оброблення тиском. Тому сталь із підвищеною концентрацією сірки не рекомендують для гарячого оброблення тиском. Сірка, як і фосфор, є шкідливою домішкою.

Негативний вплив сірки істотно пом'якшує марганець, оскільки він утворює хімічну сполуку MnS із температурою плавлення 1 620 °С. У межах температур гарячого оброблення тиском (800–1 200 °С) MnS пластичний і не сприяє крихкому руйнуванню. Водночас необхідно пам'ятати, що сульфіди марганцю за нормальної температури можуть стати центрами зародження тріщин під повторно змінними навантаженнями.

Кисень, азот і водень у сталях можуть перебувати:
– у складі неметалевих вкраплень – оксидів і

нітридів;

- у твердому розчині α -заліза;
- у газоподібному стані в мікропорожнинах.

Неметалеві вкраплення під час вальцювання подрібнюються і розміщуються рядками, що посилює анізотропію механічних властивостей (δ , ψ , КСУ). Як мікроконцентратори напружень вони знижують ударну в'язкість і втомну міцність.

Розчинність кисню, азоту й водню в α -залізі незначна й істотно зменшується зі зниженням температури. Це призводить до виділення в пограничних зонах оксидів чи нітридів. Що стосується водню, то він не утворює із залізом хімічних сполук і може впродовж тривалого часу поступово виділятися зі сталі. Як наслідок, окремі властивості сталі поліпшуються. Якщо водню багато, то він створює в мікропорожнинах високий тиск, що призводить до виникнення внутрішніх тріщин, які називаються **флокенами**. Флокени трапляються в усіх сталях, однак їх найбільше в сталях, що містять хром. Чим більша міцність сталі, тим флокени небезпечніші. Шкідливий вплив газів можна зменшити дегазуючи рідкий метал перед розливанням.

8.2.3. Класифікація вуглецевих сталей

Вуглецеві сталі *класифікують* [4–6]:

- за структурою;
- способом виробництва;
- ступенем дезоксидації;
- якістю;
- призначенням.

Класифікація за *структурою* подана вище (див. підрозділ 8.1).

За *способом виробництва* розрізняють сталі, виплавлені в кисневих конвертерах, електродпечах і

мартенівських печах.

Залежно від *ступеня дезоксидації* сталі поділяють на спокійні, напівспокійні й киплячі. Всі вони за однакової масової частки вуглецю мало відрізняються статичною міцністю, проте мають різні пластичні властивості, зумовлені неоднаковою масовою часткою кремнію, найбільшою в спокійній сталі (0,15–0,30 %) та найменшою – в киплячій (до 0,05 %). Через найменшу кількість кремнію, розчиненого у фериті, кипляча сталь найпластичніша.

За *якістю* розрізняють сталі звичайної якості, якісні й високоякісні. Критерієм якості сталей є масові частки шкідливих домішок – фосфору й сірки.

Відповідно до *призначення* сталі поділяють на конструкційні з масовою часткою вуглецю до 0,65 % та інструментальні з масовою часткою вуглецю в межах від 0,65 % до 1,35 %.

Конструкційні сталі використовують для виготовлення деталей машин, металевих конструкцій і будівельних споруд, а інструментальні сталі – для виготовлення різальних, вимірювальних інструментів і штампів.

ВУГЛЕЦЕВІ СТАЛІ ЗВИЧАЙНОЇ ЯКОСТІ є найдешевшими серед сталей. Вони мають підвищену масову кількість фосфору (до 0,07 %) й сірки (до 0,06 %).

Марки цих сталей позначають літерами та цифрами. Літери Ст означають «сталь», цифри – умовний номер марки (від 0 до 6) залежно від хімічного складу, літери кп, нс, сп – ступінь дезоксидації (кп – кипляча, нс – напівспокійна, сп – спокійна). Хімічний склад сталей за аналізом ковшової проби відповідає нормам, поданим у таблиці 8.1.

Сталі ***звичайної якості*** поділяють за постачанням на такі [1, 4]: сталь групи А, постачається замовникам за

Таблиця 8.1 – Марки та хімічний склад вуглецевих сталей звичайної якості [36]

Марка	Масова частка елементів, %		
	вуглецю	марганцю	кремнію
Ст0	Не більше ніж 0,23	–	–
Ст1кп	0,06–0,12	0,25–0,50	Не більше ніж 0,05
Ст1нс	0,06–0,12	0,25–0,50	0,05–0,15
Ст1сп	0,06–0,12	0,25–0,50	0,15–0,30
Ст2кп	0,09–0,15	0,25–0,50	Не більше ніж 0,05
Ст2нс	0,09–0,15	0,25–0,50	0,05–0,15
Ст2сп	0,09–0,15	0,25–0,50	0,15–0,30
Ст3кп	0,14–0,22	0,30–0,60	Не більше ніж 0,05
Ст3нс	0,14–0,22	0,40–0,65	0,05–0,15
Ст3сп	0,14–0,22	0,40–0,65	0,15–0,30
Ст3Гнс	0,14–0,22	0,80–1,10	Не більше ніж 0,15
Ст3Гсп	0,14–0,20	0,80–1,10	0,15–0,3
Ст4кп	0,18–0,27	0,40–0,70	Не більше ніж 0,05
Ст4нс	0,18–0,27	0,40–0,70	0,05–0,15
Ст4сп	0,18–0,27	0,40–0,70	0,15–0,30
Ст5нс	0,28–0,37	0,50–0,80	0,05–0,15
Ст5сп	0,28–0,37	0,50–0,80	0,15–0,30
Ст5Гнс	0,22–0,30	0,80–1,20	Не більше ніж 0,15
Ст6нс	0,38–0,49	0,50–0,80	0,05–0,15
Ст6сп	0,38–0,49	0,50–0,80	0,15–0,30

механічними властивостями (така сталь може мати

підвищений вміст сірки і фосфору); сталь групи Б – за хімічним складом; сталь групи В – із гарантованими механічними властивостями та хімічним складом.

Перед маркою сталі зазначають її групу. Відзначимо, що група А в позначенні марки не ставиться.

Якщо для виплавлення сталей звичайної якості використовують значну кількість скрапу, то в їх складі допускається масова частка міді до 0,40 %, хрому та нікелю – до 0,35 % кожного.

Сталі звичайної якості постачають замовникам у вигляді листів і вальцьованих напівфабрикатів стандартного профілю. Ці профілі й листи попередньо розрізають до заданих розмірів, після чого з них виготовляють різні металоконструкції або прості заготовки, призначені переважно для малонавантажених деталей. Заготовки складнішої форми отримують куванням або штампуванням.

Застосовуючи термічне оброблення (зокрема й зміцнювальне), можна змінювати в певних межах структуру та властивості сталей звичайної якості.

СТАЛІ КОНСТРУКЦІЙНІ ВУГЛЕЦЕВІ ЯКІСНІ

Ці сталі відрізняються від сталей звичайної якості меншою масовою часткою фосфору (не більше ніж 0,035 %), сірки (не більше ніж 0,040 %), а також меншими частками неметалевих вкраплень і газів [3]. Металургійний завод, що виплавляє ці сталі, гарантує не лише хімічний склад (табл. 8.2), а й механічні властивості.

Марки конструкційних вуглецевих якісних сталей позначають двозначними числами (що означають середню масову частку вуглецю в сотих частках відсотка) й літерами кп (кипляча сталь) або нс (напівспокійна) [36]. Спокійні сталі маркують без індексу сп. Наприклад, сталь 45 – спокійна; вона має в середньому 0,45 % вуглецю. Якісні сталі постачають без термічного оброблення, в стані

Таблиця 8.2 – Марки та хімічний склад конструкційних вуглецевих якісних сталей [36]

Марка сталі	Масова частка елементів, %			
	вуглецю	кремнію	марганцю	хрому, не більше ніж
05кп	Не більше ніж 0,06	Не більше ніж 0,03	Не більше ніж 0,40	0,10
08кп	0,05–0,12	Не більше ніж 0,03	0,25–0,50	0,10
08нс	0,05–0,12	0,05–0,17	0,35–0,65	0,10
08	0,05–0,12	0,17–0,37	0,35–0,65	0,10
10кп	0,07–0,14	Не більше ніж 0,07	0,25–0,50	0,15
10нс	0,07–0,14	0,05–0,17	0,35–0,65	0,15
10	0,07–0,14	0,17–0,37	0,35–0,65	0,15
15кп	0,12–0,19	Не більше ніж 0,07	0,25–0,50	0,25
15нс	0,12–0,19	0,05–0,17	0,35–0,65	0,25
15	0,12–0,19	0,17–0,37	0,35–0,65	0,25
20кп	0,17–0,24	Не більше ніж 0,07	0,25–0,50	0,25
20нс	0,17–0,24	0,05–0,17	0,35–0,65	0,25
20	0,17–0,24	0,17–0,37	0,35–0,65	0,25
25	0,22–0,30	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25
30	0,27–0,35	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25
40	0,37–0,45	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25
50	0,47–0,55	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25
60	0,57–0,65	0,17–0,37	0,50–0,80	0,25

термічного оброблення Т (нормалізація) або в нагартованому (наклепаному) Н-стані. Твердість сталей у

стані Т перевищує твердість у стані Н на 15–35 %.

Зі збільшенням у сталі кількості вуглецю від 0,08 % до 0,60 % її міцність σ_b у нормалізованому стані зростає від 320 МПа до 680 МПа, а відносне видовження δ зменшується від 33 % до 12 %.

Із маломіцних сталей марок 05, 08, 10 завдяки високій пластичності виготовляють вироби холодним штампуванням. Зі сталей марок 30, 35, 40, 45, 50, 55 і 60 виготовляють різноманітні деталі (зокрема й відповідальні), що вимагають нормалізації або поверхневого гартування.

Незважаючи на гарні механічні й технологічні властивості, істотним недоліком вуглецевих сталей є мала прогартованість.

СТАЛІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ НЕЛЕГОВАНІ. Ці сталі бувають якісні й високоякісні [36]. Масова частка шкідливих домішок в якісних сталях становить не більше ніж 0,030 % фосфору й не більше ніж 0,028 % сірки, а у високоякісних сталях – не більше ніж 0,025 % фосфору й не більше ніж 0,018 % сірки (табл. 8.3).

Марки інструментальних нелегованих сталей позначають літерою У (вуглецева) й числами, що означають середню масову частку вуглецю в десятих частках відсотка (У7, У12). У сталі У7 маємо в середньому 0,7 % вуглецю, а в сталі У12 – 1,2 %. За підвищеної кількості марганцю в сталі після числа дописують літеру Г (У8Г). Високоякісні сталі позначають літерою А (У8А, У12А).

Інструменти для різання металів працюють в умовах високого тиску, температури й тертя. Щоб ефективно їм протистояти, ці матеріали повинні мати високу твердість, зносостійкість, теплостійкість і міцність.

Твердість різальної частини інструмента повинна значно перевищувати твердість оброблюваного матеріалу.

Зносостійкість – це здатність інструмента якомога довше протистояти поступовому його руйнуванню з боку матеріалу заготовки. Внаслідок такого руйнування різальний інструмент затуплюється. Чим твердіший матеріал інструмента, тим вищою буде його зносостійкість.

Таблиця 8.3 – Марки та хімічний склад інструментальних нелегованих сталей [36]

Марка сталі	Масова частка елемента, %				
	вуглець	кремній	марганець	сірка	фосфор
				не більше ніж	
У7	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У8	0,75–0,84	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У8Г	0,80–0,90	0,17–0,33	0,33–0,58	0,028	0,030
У9	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У10	0,95–1,09	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У12	1,10–1,29	0,17–0,33	0,17–0,33	0,028	0,030
У7А	0,65–0,74	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У8А	0,75–0,84	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У8ГА	0,80–0,90	0,17–0,33	0,33–0,58	0,018	0,025
У9А	0,85–0,94	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У10А	0,95–0,9	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025
У12А	1,10–1,29	0,17–0,33	0,17–0,28	0,018	0,025

Теплостійкість – це така величина температури, під час нагрівання до якої твердість інструменту починає стрімко знижуватися внаслідок небажаних структурних змін.

Із сталей У7, У7А виготовляють інструменти для оброблення дерева (сокири, стамески, долота) та ударні інструменти (пуансони, молотки). Для виготовлення деревообробних інструментів (фрез, пил, свердел) використовують сталі У8, У8А, У8Г, У8ГА, У9, У9А.

Із сталей У10, У10А, У12, У12А виготовляють металообробний інструмент, що працює за невисоких температур (мітчики, плашки, терпуги).

8.3. Чавуни

8.3.1. Класифікація чавунів

Чавуни – це залізовуглецеві сплави, масова частка вуглецю в яких перебуває у межах від 2,14 % до 6,67 % [5]. Крім заліза та вуглецю, в чавунах промислового виробництва є постійні домішки кремнію, марганцю, фосфору та сірки в кількостях, більших ніж у сталях. Чавуни характеризуються гарними ливарними властивостями, в зв'язку з чим широко використовуються для виготовлення різноманітних виливків. Ливарні властивості чавуну підвищуються зі зменшенням його температурного інтервалу кристалізації. Чавуни мають достатню міцність, а за значної кількості цементиту в структурі – гарну зносостійкість. З огляду на невисоку пластичність чавуни не можна обробляти тиском. Чавун зазвичай дешевший від сталі. Механічні властивості чавунів і галузі їх застосування визначаються структурою, на формування якої впливає не лише хімічний склад, а й швидкість охолодження.

За *структурою* чавуни поділяють на білі, сірі (чавуни з пластинчастим графітом), ковкі (чавуни з пластівчастою формою графіту) та високоміцні (чавуни з кулястим графітом) [1–3].

Білі чавуни. Білі чавуни – це такі, в яких увесь вуглець перебуває в хімічній сполуці Fe_3C . Їх злами мають білий колір.

Формування структури білих чавунів системи $Fe - Fe_3C$ відбувається, коли на лінії ліквідус із рідкого розчину виділяються кристали аустеніту й первинного цементиту (схеми структур подано на рис. 8.9). На ділянці

ECF (див. рис. 8.4) лінії солідус відбувається евтектична реакція з утворенням ледебуриду. Між лініями ECF і PSK з аустеніту виділяється вторинний цементит, а на лінії PSK аустеніт розпадається на дисперсну двофазну суміш – перліт. Отже, в структурі всіх білих чавунів наявна дуже тверда й крихка евтектика – ледебурид. Білі чавуни не застосовують для виготовлення деталей машин, оскільки вони мають високу твердість і крихкість.

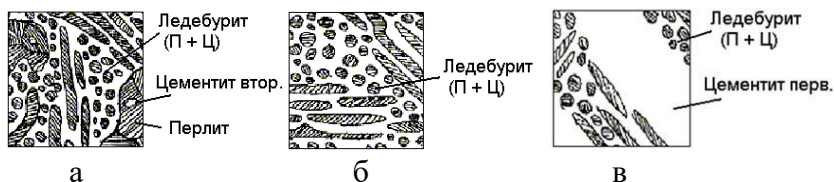


Рисунок 8.9 – Схеми структур білих чавунів: доевтектичного (а), евтектичного (б) та заевтектичного (в) [1, 4]

Графітизація чавунів. На відміну від білих, сірі, ковкі й високоміцні чавуни широко використовують у промисловості як конструкційні матеріали. Характерною структурною особливістю сірих, ковких і високоміцних чавунів є вкраплення графіту в металевій основі. Порівняно з основою міцність і пластичність графіту дуже малі.

Графітизація – виділення графіту з рідкого й твердого розчинів, а також із цементиту. Графіт є однією з модифікацій вуглецю (рис. 8.10). У залізобуглецевих сплавах графіт, як і цементит, може перебувати в рівновазі з рідким розчином, аустенітом і феритом.

Залежно від термодинамічних і кінетичних умов кристалізації у чавунах формується графіт або цементит. Значимо, що за концентрацією вуглецю аустеніт (до 2,14 % С) і рідкий розчин (2,14–6,67 % С) ближчі до

цементиту (6,67 % C), ніж до графіту (100 % C). Зважаючи на важливу роль дифузійних процесів (кінетичних умов) під час формування цементиту й графіту, утворення цементиту ймовірніше, оскільки для його формування потрібні менші сумарні переміщення атомів заліза й вуглецю, ніж для утворення графіту. Водночас вільна енергія суміші аустеніт + цементит вища, ніж суміші аустеніт + графіт, тобто утворення графіту знижує вільну енергію системи. Тому під час тривалого нагрівання з цементиту виділяється графіт. Отже, порівняно з цементитом графіт – стабільніша фаза.

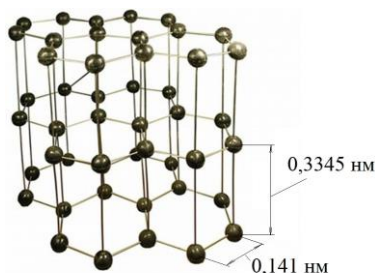


Рисунок 8.10 – Кристалічна структура графіту [3]

Оскільки для виділення графіту необхідна значна інтенсифікація дифузійних процесів, збільшення швидкості охолодження чавуну буде гальмувати ці процеси, створюючи сприятливі умови для утворення метастабільної фази – цементиту.

Знаючи закономірності формування високовуглецевих фаз – графіту й цементиту, можна керувати процесами структуроутворення в чавунах. Якщо графічно подати схему зміни термодинамічного потенціалу G (вільної енергії) під час кристалізації чавунів, то на графіку будуть наявні три лінії (рис. 3.11). Лінія $G_{\text{р}}$ показує зміну G рідкої фази зі зміною температури; лінія $G_{\text{А+Ц}}$ показує зміну G суміші фаз аустеніту й цементиту;

лінія $G_{A+\Gamma}$ – зміну G суміші фаз аустеніту й графіту.

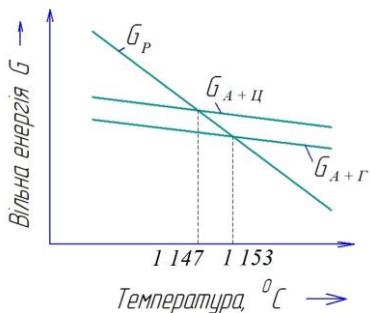


Рисунок 8.11 – Схема зміни термодинамічного потенціалу рідкого сплаву (G_P), сумішей аустеніт + цементит ($G_{A+Ц}$) і аустеніт + графіт ($G_{A+Г}$) зі зміною температури [4, 36]

Види графіту в чавунах наведено на рисунку 3.12.

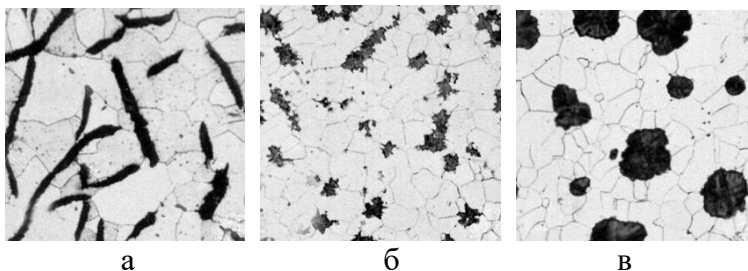


Рисунок 8.12 – Мікроструктури графітних чавунів: а – пластинчастий; б – пластівчастий; в – кулястий. Основа – ферит, $\times 150$

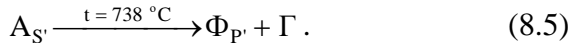
8.3.2. Діаграма стану залізо – графіт

Перетворення, що відбуваються під час графітизації чавуну, можна простежити за діаграмою стабільної рівноваги залізо – графіт (рис. 8.4, штрихові лінії). У стабільній системі на лінії ліквідус $C'D'$ із рідкого розчину виділяється *первинний графіт* [3].

За температури 1153°C (лінія $E'C'F'$) із рідкого розчину, що має концентрацію вуглецю $4,26\%$, утворюється графітова евтектика ($A_E + \Gamma$):



В інтервалі температур між лініями E'C'F' і P'S'K' з аустеніту виділяється **вторинний графіт** на лінії E'S'. За температури 738 °С (лінія P'S'K') аустеніт із концентрацією вуглецю 0,7 % розпадається з утворенням евтектоїду, що складається із фериту й графіту:



Кристали графіту мають вигляд пелюсток, що виходять з одного центра. Вторинний графіт і графіт евтектоїду зазвичай виділяються на утвореннях первинного й евтектичного графіту.

Залежно від виду графіту розрізнять види чавуну, мікроструктури яких наведено на рисунку 8.12.

Сірий чавун (СЧ), в якому весь вуглець або його більша частина перебувають у вільному стані у вигляді пластинчастого графіту (рис. 8.12 а), а вміст вуглецю в зв'язаному стані у вигляді цементиту, становить не більше 0,8 %.

Ковкі чавуни (КЧ) одержують із білих чавунів шляхом відпалу, за якого зв'язаний у Fe₃C вуглець переходить у вільний стан у вигляді пластівчастого графіту (рис. 8.12 б).

Високоміцні чавуни (ВЧ), в яких графіт має кулясту форму (рис. 8.12 в).

8.3.3. Графітні чавуни

Графітизацією називають процес виділення графіту під час кристалізації або охолодження сплавів заліза з вуглецем [6, 22]. Графіт може утворюватись як із рідкої фази під час тверднення чавуну, так і з твердої фази. Утворення графіту бачимо з діаграми стану Fe – С (рис. 8.4). Нижче від 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 низки факторів. До них належать наявність у чавуні центрів графітизації, швидкість охолодження й хімічний склад чавуну.

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 зростання виділень графіту. Під час графітизації цементиту додається необхідність попереднього розпаду Fe_3C і розчинення вуглецю в аустеніті. Чим повільніше охолоджується чавун, тим швидше реалізується процес графітизації.

Вплив домішок і швидкості охолодження на структуру та властивості чавунів. Звичайний промисловий чавун не є подвійним залізовуглецевим сплавом, а містить ті самі домішки, що й вуглецеві сталі. Ці домішки істотно впливають в основному на умови графітизації і, отже, на структуру й властивості чавуну.

Постійні домішки в чавунах: кремній, марганець, сірка та фосфор [3, 6].

Кремній найбільше посилює графітизацію чавуну і під час первинної кристалізації, і під час розкладання цементиту. Підвищуючи вміст кремнію, можна збільшувати кількість графіту й зменшувати кількість цементиту, наближаючись до створення чавуну з феритною металевою основою. Зменшуючи частку кремнію, можна сформувати структуру чавуну з перлітною основою. Вміст кремнію в чавунах коливається в широких межах – від 0,03–0,5 % до 3–5 %.

Марганець протидіє графітизації, сприяючи утворенню цементиту, підвищує здатність чавуну до

відбілювання. Тому кількість марганцю в чавуні не перевищує 1,25–1,4 %. Водночас він дещо поліпшує механічні властивості виливків.

Сірка – шкідлива домішка, що погіршує механічні й ливарні властивості чавуну. Вона сильніше від марганцю протидіє графітизації й сприяє виділенню цементиту. Крім того, сірка знижує рідкоплинність чавуну, збільшує усадку, підвищує схильність до утворення газових пухирців і тріщин. Із цієї причини вміст сірки в чавунах дуже обмежують (до 0,1–0,12 %).

Фосфор практично не впливає на графітизацію. Його використовують у чавунах для підвищення рідкоплинності, твердості та зносостійкості. Фосфор розчиняється у фериті до граничної концентрації 0,3 %. Залежно від кількісного співвідношення компонентів температура плавлення евтектики коливається від 950 °С до 980 °С. Структура фосфідної евтектики характеризується підвищеною твердістю. Чавуни з високою концентрацією фосфору широко використовують для художнього лиття.

Із-поміж **легувальних** (тобто спеціально введених) елементів найпомітніше впливають на графітизацію мідь, нікель і хром. **Мідь і нікель** інтенсифікують графітизацію, а **хром** її послаблює.

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

Збільшення швидкості охолодження, як уже зазначалося, спричиняє все більше відхилення від рівноважних умов кристалізації: гальмує виділення графіту й сприяє утворенню цементиту.

Крім швидкості охолодження, дуже впливають на графітизацію чавуну вуглець і кремній. Зі збільшенням їх сумарної частки графітизація посилюється.

Отже, регулюючи сумарну частку вуглецю і кремнію та швидкість охолодження, можна досягти бажаної структури металевої основи сірого чавуну.

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

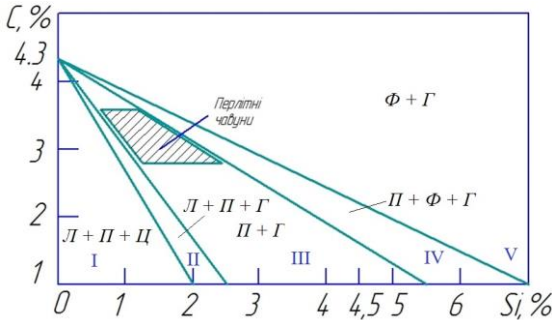


Рисунок 8.13 – Вплив вмісту вуглецю й кремнію на структуру чавуну (заштрихована область – найбільш поширені чавуни): I – область білого чавуну;

II – половинчастий чавун; III – перлітний сірий чавун; IV – феритно-перлітний чавун; V – феритний сірий чавун; Л – ледебурит; П – перліт; Ц – цементит; Г – графіт; Φ – ферит [1, 3]

1. Білий чавун, в якому весь вуглець має вигляд цементиту Fe_3C . Структура такого чавуну – перліт і ледебурит (область I на рис. 8.13).

2. Половинчастий чавун, велика частина вуглецю ($> 0,8\%$) перебуває у вигляді Fe_3C . Структура такого чавуну – перліт, ледебурит і пластинчастий графіт (область II на рис. 3.13).

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

4. *Високоміцні чавуни*, в яких графіт має кулясту форму.

5. *Ковкі чавуни* одержують із білих чавунів шляхом відпалу, за якого зв'язаний у Fe_3C вуглець переходить у вільний стан у вигляді пластівчастого графіту.

Виділяють також *спеціальні чавуни*, які додатково легують для підвищення антифрикційних властивостей, зносостійкості, жаростійкості та корозійної стійкості.

Мікроструктура чавуну складається з металевої основи і графітних включень. Властивості чавуну залежать від властивостей металічної основи і характеру включень графіту. На рисунку 8.14 подана узагальнена класифікація чавуну за будовою металічної основи і формою графіту.


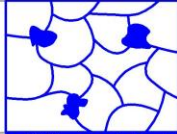
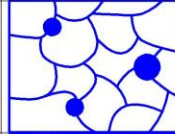
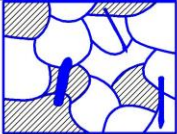

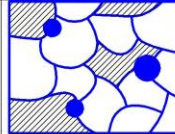


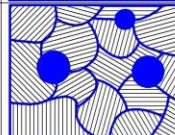
Металева основа	Форма графітних включень		
	пластична	пластівчата	куляста
Ферит			
Ферит+перліт			
Перліт			

Рисунок 8.14 – Класифікація чавуну за структурою металевої основи і формою графітних включень (схеми структур) [1, 4]

Порівняно з металевою основою графіт має низьку міцність. Тому місце його знаходження можна вважати порушеннями суцільності. Чавун можна розглядати як

сталь, що містить включення графіту, які послабляють металеву основу.

СІРІ ЧАВУНИ (З ПЛАСТИНЧАСТИМ ГРАФІТОМ). Чавуни з пластинчастим графітом – це такі чавуни, в структурі яких більша частка вуглецю перебуває у вигляді графіту пластинчастої форми в площині шліфа. Решта вуглецю разом із залізом утворює структуру металевієї основи (феритну, феритно-перлітну або перлітну) (рис. 8.15) [5].

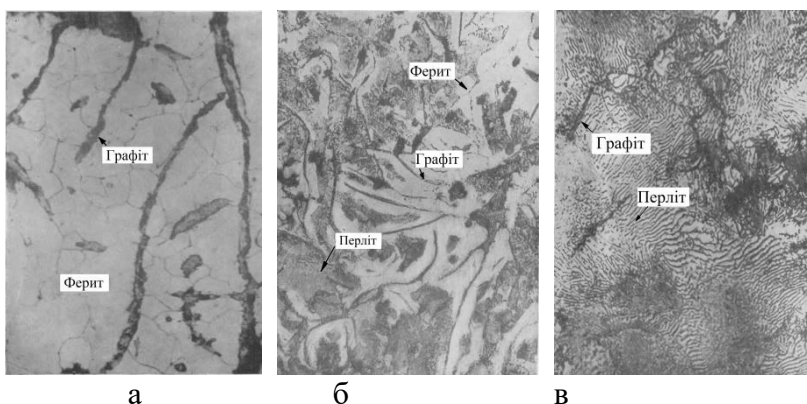


Рисунок 8.15 – Мікроструктура чавунів із пластинчастим графітом: а – феритною основою, (х 500); б – феритно-перлітною (х 200); в – перлітною (х 1000)

Перетворення, що відбуваються під час графітизації в рівноважних умовах, можна простежити за діаграмою залізо – графіт (див. рис. 8.4).

Сірий чавун є по суті сплавом системи Fe – Si – C, що містить домішки Mn, P і S. У структурі сірого чавуну велика частина або весь вуглець розміщені у вигляді графіту.

Кремній, уміст якого в сірому чавуні найчастіше близький до 1,2–3,5 %, значно впливає на будову, а отже, й на властивості чавунів. Кремній сприяє процесу

графітизації, діє в тому самому напрямі, що й уповільнення швидкості охолодження. Змінюючи, з одного боку, вміст у чавуні вуглецю й кремнію та, з іншого – швидкість охолодження, можна одержати різну структуру металевої основи чавуну (рис. 8.13–8.15). За такого вмісту вуглецю чим більше в чавуні кремнію, тим швидше відбувається процес графітизації. Чим більше в чавуні вуглецю, тим менше потрібно кремнію для одержання заданої структури.

Чавуни з пластинчастим графітом мають гарні ливарні властивості, легко обробляються різанням, здатні гасити вібрації, що виникають у конструкціях, є найдешевшими і найпоширенішими серед ливарних сплавів. Водночас чавуни з пластинчастим графітом відзначаються невисокою міцністю ($\sigma_B = 100\text{--}350$ МПа, табл. 8.4) і пластичністю через особливості форми графітових вкраплень із гострими краями. Такі вкраплення можна розглядати як сильні внутрішні концентратори напружень або навіть як мікротріщини.

Таблиця 8.4 – Марки, механічні та фізичні властивості чавунів із пластинчастим графітом [22]

Марка чавуну	Механічні властивості		Фізичні властивості	
	σ_B , МПа, не менше ніж	НВ	густина γ , кг/м ³	лінійна усадка ϵ , %
СЧ 10	100	120–205	6 800	1,0
СЧ 15	150	130–241	7 000	1,1
СЧ 20	200	143–255	7 100	1,2
СЧ 25	250	156–260	7 200	1,2
СЧ 30	300	163–270	7 300	1,3
СЧ 35	350	179–290	7 400	1,3

Умовне позначення марки сірого чавуну має літери СЧ – сірий чавун і цифри – значення мінімальної межі міцності матеріалу на розтяг σ_B , $10^{-1} \cdot \text{МПа}$ [37].

Завдяки наявності графіту чавун має деякі переваги перед сталлю [1]:

- наявність графіту полегшує оброблюваність різанням, робить стружку ламкою;

- графіт підвищує зносостійкість й антифрикційні властивості чавуну внаслідок власної «змащувальної» дії та підвищення міцності плівки змазування;

- наявність графітних включень швидко гасить вібрації й резонансні коливання;

- чавун майже не чутливий до дефектів поверхні, надрізів і т. д. Графіт, порушуючи суцільність металевої основи, робить чавун малочутливим до всіляких зовнішніх концентраторів напружень (дефектів поверхні, надрізів, виточок та ін.). Унаслідок цього сірий чавун має приблизно однакову конструкційну міцність і у виливках простої форми або з рівною поверхнею, і у виливках складної форми з надрізом чи погано обробленою поверхнею;

- необхідно також зазначити про перевагу чавуну перед сталлю за ливарними властивостями. Більш низька температура плавлення та завершення кристалізації за сталої температури (утворення евтектики) забезпечують кращу рідкоплинність і заповнюваність форми.

Відзначені переваги чавуну роблять його цінним конструкційним матеріалом, що широко використовується для виготовлення деталей машин, переважно тоді, коли деталі не мають значних розтягувальних та ударних навантажень.

Сірі чавуни за властивостями і застосуванням можна поділити на групи.

Феритні та феритно-перлітні чавуни (СЧ10, СЧ15)

мають під час розтягування $\sigma_B = 100\text{--}150$ МПа, під час згинання – $280\text{--}320$ МПа. Їх приблизний склад: 3,5–3,7 % С; 2,0–2,6 % Si; 0,5–0,8 % Mn; $\leq 0,3$ % P; $\leq 0,15$ % S. Структура чавуну – перліт, ферит і графіт грубий і середніх розмірів. Ці чавуни застосовують для виготовлення маловідповідальних деталей, що зазнають невеликих навантажень у роботі з товщиною стінки вилівка 10–30 мм. Так, чавун СЧ10 використовують для виготовлення будівельних колон, фундаментних плит, а чавуни СЧ15 та СЧ18 – для литих малонавантажених деталей верстатів, автомобілів і тракторів, арматури.

Перлітні чавуни (СЧ21, СЧ32, СЧ36, СЧ40) застосовують для відливання станин потужних верстатів і механізмів, поршнів циліндрів, деталей, що працюють на зношення в умовах великих тисків (компресорне, турбінне лиття, дизельні циліндри, блоки двигунів, деталі металургійного обладнання). Структура цих чавунів – дрібнопластинчастий перліт (сорбіт) із дрібними завихреними графітними включеннями. До перлітних чавунів належать так звані сталісті та модифіковані чавуни.

Сталісті чавуни (СЧ24, СЧ28) отримують виплавленням із додаванням до шихти 20–30 % сталевого брухту. Чавуни мають знижений вміст вуглецю, що забезпечує отримання більш дисперсної перлітної основи з меншою кількістю графітних включень. Уміст кремнію в цих чавунах повинен бути достатнім для запобігання можливості відбілювання чавуну.

Модифіковані чавуни (СЧ30, СЧ36, СЧ40, СЧ45) отримують додаванням до рідкого чавуну перед розливанням спеціальних модифікаторів. Модифікування застосовують для отримання у великих вилівках із різною товщиною стінок перлітної основи з укріпленням невеликої кількості ізольованих пластинок графіту

середнього розміру.

Міцність чавунів із пластинчастим графітом можна підвищити легуванням, поверхневим гартуванням, механоімпульсним обробленням та іншими методами [10].

КОВКІ ЧАВУНИ (З ПЛАСТИВЧАСТОЮ ФОРМОЮ ГРАФІТУ). Ковкі чавуни отримують унаслідок спеціального довготривалого відпалу виливків із білого чавуну. Щоб одержати ковкий чавун, необхідно виготовити виливки з білого чавуну, потім їх відпалити з метою графітизації. Утворений унаслідок відпалу графіт має компакту майже рівноважну, але не сферичну форму (рис. 8.12). Назва *ковкий чавун* умовна, тому що виливки завжди виготовляють литтям, а не куванням [1]. Графіт пластівчастої форми є слабшим внутрішнім концентратором напружень порівняно з графітом пластинчастим, що міститься в сірому чавуні, внаслідок чого ковкі чавуни міцніші й пластичніші, ніж сірі. Залежно від режиму відпалу металева основа ковкого чавуну може бути феритною, перлітною й рідше – феритно-перлітною.

Щоб не допустити навіть часткової графітизації білого чавуну під час його охолодження в ливарній формі, потрібно вибирати товщину стінок вилівка в межах від 3 мм до 50 мм, а хімічний склад рідкого розчину підтримувати в доволі вузьких межах: 2,4–2,9 % С; 1,0–1,6 % Si; 0,3–1,0 % Mn; до 0,2 % P і до 0,18 % S. Тут привертає увагу порівняно низький вміст вуглецю, кремнію й марганцю. Після відпалу на графітизацію чавуни з такою низькою часткою вуглецю матимуть у структурі небагато компактних графітових включень, що сприятиме поліпшенню їх механічних властивостей (σ_B , НВ, КСЧ, δ). Чим вища міцність ковкого чавуну потрібна, тим менше вуглецю повинно бути у вихідному білому чавуні. Перевищення вмісту вуглецю понад зазначену норму неминуче призведе до часткового виділення

пластинчастого графіту у виливках білого чавуну під час їх охолодження, а підвищення вмісту марганцю негативно вплине на графітизацію під час відпалу.

Ураховуючи низький вміст вуглецю, ковкий чавун виплавляють не у вагранці, а в електропечі. Після заповнення вилки швидко охолоджують і одержують структуру білого чавуну. Потім вилки піддають тривалому відпалу (до 2 діб) – томління, захищаючи їх від окиснення пічними газами, засипанням піском та іншими способами.

Під час нагрівання (рис. 8.16) спочатку відбувається перлітно-аустенітне перетворення, а потім – розчинення вторинного цементиту [3].

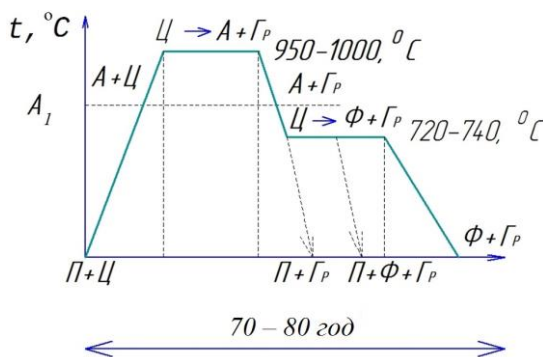


Рисунок 8.16 – Режим відпалу білого чавуну для отримання ковкого чавуну

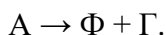
Під час витримки за температури $950-970\text{ }^\circ\text{C}$ упродовж 10 годин відбувається перетворення цементиту евтектичного походження та вторинного цементиту на графіт, і структура з аустенітно-цементитної стає аустенітно-графітною (перша стадія графітизації):



Під час подальшого охолодження впродовж 6–12

годин до температури 720 °С, трохи нижчої за температуру евтектоїдного перетворення, проходить проміжна стадія графітизації – розпад вторинного цементиту з приєднанням утвореного графіту до існуючих включень пластівчастого графіту.

Сповільнене охолодження в інтервалі температур 760–720 °С призводить до евтектоїдного розпаду за схемою (друга стадія графітизації)



Графіт, що утворюється під час евтектоїдного розпаду, як і вторинний графіт, нашаровується на вуглеці відпалу, що утворився на першій стадії графітизації.

Прискорене охолодження на повітрі гальмує другу стадію графітизації, і розпад переохолодженого аустеніту відбувається за схемою $A \rightarrow \Phi + \Pi$, металева основа чавуну стає перлітною. Можливий і проміжний випадок, коли лише частина аустеніту розпадається за схемою $A \rightarrow \Phi + \Gamma$, а частина – переохолоджується сильніше та розпадається за схемою $A \rightarrow \Phi + \Pi$, і металева основа ковкого чавуну стає перлітно-феритною.

Основними перевагами ковких чавунів є однорідність їх властивостей у перерізі виливка та майже повна відсутність залишкових напружень. Водночас варто зазначити, що графітизація є доволі тривалою й енергоємною, що стримує широке використання ковких чавунів.

Залежно від механічних властивостей ковкі чавуни відповідно маркують. **Марки ковких чавунів** (табл. 8.5) позначають літерами КЧ і числами, перше з яких відповідає межі міцності на розтяг σ_B , 10^{-1} МПа, а друге – відносному видовженню – δ , % [37].

Феритні чавуни (КЧ 30-6 – КЧ 37-2) характеризуються високою пластичністю ($\delta = 6\text{--}12\%$), а

перлітні (КЧ 45-7 – КЧ 80-1,5) – підвищеною міцністю й твердістю.

Із ковких чавунів виготовляють виливки, що працюють під ударними або знакозмінними циклічними навантаженнями (корпуси редукторів, корпуси задніх мостів вантажних автомобілів, вилки карданних валів, муфти, арматуру).

Феритні чавуни КЧ37-12, КЧ35-10 використовують для виготовлення деталей, що зазнають високих статичних і динамічних навантажень (картери, ступиці, гаки, скоби), КЧ30-6, КЧ33-8 – для виготовлення менш відповідальних деталей (головки, хомутики, гайки, фланці, муфти).

Твердість феритного чавуну становить НВ ~ 163.

Таблиця 8.5 – Марки та механічні властивості ковких чавунів [22]

Марка чавуну	σ_B , МПа	δ , %	НВ
	не менше ніж		
КЧ 30-6	300	6	100–163
КЧ 33-8	330	8	100–163
КЧ 35-10	350	10	100–163
КЧ 37-12	370	12	110–163
КЧ 45-7	450	7	150–207
КЧ 50-5	500	5	170–230
КЧ 55-4	550	4	192–241
КЧ 60-3	600	3	200–269
КЧ 65-3	650	3	212–269
КЧ 70-2	700	2	241–285
КЧ 80-1,5	800	1,5	270–320

Перлітні чавуни КЧ50-4, КЧ56-4, КЧ60-3, КЧ63-2 мають високу міцність, помірну пластичність і гарні антифрикційні властивості з твердістю НВ ~ 240–270.

Із перлітного ковкого чавуну виготовляють вилки карданних валів, втулки, муфти, гальмівні колодки. Ковкий чавун застосовують в основному для виготовлення тонкостінних деталей, на відміну від ВЧ, який використовують для деталей великого перерізу.

ВИСОКОМІЦНІ ЧАВУНИ (З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ). Структура металевої основи – феритна (рис. 8.14), феритно-перлітна або перлітна. Чавун із феритною основою найменш міцний, але високопластичний, а чавун із перлітною основою – міцний, але малопластичний [1].

Щоб одержати високоміцний чавун, перегрівають рідкий метал і додають до нього модифікатори (магній, цезій, кальцій), що сприяють сфероїдизації графіту під час кристалізації. Кулястий графіт порівняно з пластинчастим є слабшим концентратором напружень. Високоміцні чавуни (табл. 3.3) мають гарні ливарні показники, вони перевершують чавуни з пластинчастим графітом за механічними властивостями ($\sigma_B = 350\text{--}1\,000$ МПа, $\delta = 2\text{--}22\%$) й успішно конкурують із ковкими чавунами та сталями.

Марки чавунів із кулястим графітом (табл. 8.6) позначають літерами ВЧ – високоміцний чавун і двоцифровим числом, що означає мінімальну межу міцності чавуну на розрив, МПа, та через дефіс – мінімальне значення відносного видовження, % [37].

Для наведення форми графіту іноді в маркуванні ставлять букви ШГ (кулястий графіт) або ВГ (вермикулярний графіт)¹⁾. Наприклад: ВЧШГ – високоміцний чавун із кулястим графітом, ВЧВГ – високоміцний чавун із вермикулярним графітом.

¹⁾У державному стандарті використовують аббревіатуру ШГ, що означає кулястий графіт.

Для зняття внутрішніх напружень, підвищення механічних властивостей чавуни піддають термообробленню.

У промислово розвинених країнах частка чавунів із кулястим графітом серед ливарних сплавів становить 20–30 %. Завдяки високій міцності й пластичності високоміцних чавунів із них виготовляють відповідальні деталі: колінчасті вали, валки вальцювальних станів, шаботи ковальських молотів, корпуси парових турбін, супорти, різцетримачі й планшайби металорізальних верстатів.

Таблиця 8.6 – Марки і механічні властивості чавунів з кулястим графітом [1, 4, 37]

Марка чавуну	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	НВ
	не менше ніж			
ВЧ 350-22	350	230	22	140–170
ВЧ 400-15	400	260	15	140–202
ВЧ 450-10	450	320	10	140–225
ВЧ 500-7	500	340	7	153–245
ВЧ 600-3	600	390	3	192–277
ВЧ 700-2	700	420	2	228–302
ВЧ 800-2	800	490	2	248–351
ВЧ 900-2	900	600	2	280–360
ВЧ 1000-2	1000	700	2	270–360

ЛЕГОВАНІ ЧАВУНИ. Під час легування чавунів застосовують ті самі елементи, що й під час легування сталі (хром, нікель, мідь, титан, молібден та ін.) [1, 2, 6]. Чавун із підвищеним умістом кремнію (понад 4 %) і марганцю (вище 2 %) належить до легованих чавунів. Залежно від легування розрізняють низьколеговані (із вмістом легувальних елементів до 1–3 %),

середньолеговані (3–10 %) і високолеговані чавуни (понад 10 %).

Маркування легованих чавунів починається з букви Ч. Наступні букви показують наявність легувальних елементів. Цифри позначають послідовно середній вміст легувальних елементів у відсотках. Буква Ш означає, що графіт у чавуні має кулясту форму.

Усі легувальні елементи змінюють як процес графітизації під час евтектичного перетворення, так і процес формування металевої основи під час евтектоїдного перетворення. Вони збільшують стійкість рідкої фази та аустеніту, сприяючи більшому ступеню переохолодження. Внаслідок цього кристалізація й формування структури металевої основи відбуваються в більш сприятливих умовах для отримання дрібного та середнього графіту й більш дисперсної основи. Правильно підбираючи вміст основних і легувальних елементів, можна отримати феритну, перлітну, сорбітну, троститну, мартенситну та аустенітну структури металевої основи за певних розмірів, форми й розподілу графіту.

За хімічним складом розрізняють кілька груп легованих чавунів: хромисті, крем'яністі, алюмінієві, марганцеві та нікелеві, а за умовами експлуатації – жаростійкі, жароміцні зносостійкі, корозієстійкі та немагнітні. Водночас один і той самий легувальний елемент надає чавуну одночасно кілька спеціальних властивостей [1, 37].

Хромисті чавуни застосовують в основному як жаростійкі, корозієстійкі та зносостійкі матеріали. Зносостійкість чавуну визначається його структурою й твердістю, велика частина високохромистих чавунів успішно працює в умовах ударно-абразивного зношування й стирання.

Крем'яністі чавуни застосовують в основному як

окаліно- і корозієстійкі матеріали. Механічні властивості крем'янистих чавунів відносно низькі як за нормальних, так і за підвищених температур і знижуються зі збільшенням вмісту кремнію. Для підвищення механічних властивостей крем'янисті чавуни іноді легують міддю.

Ливарні властивості низькокрем'янистих чавунів мало відрізняються від властивостей СЧ і ВЧШГ.

Алюмінієві чавуни застосовують як жаростійкі та зносостійкі матеріали. Збільшення вмісту Al до 12 % призводить до безперервного зниження міцності, що в подальшому стабілізується. Максимальну твердість мають чавуни, що містять 10–17 % Al і понад 26 % Al. Найбільш технологічним є чавун, що містить 19–25% Al (ЧЮ22), причому чавун із кулястим графітом має підвищену міцність і жароміцність.

Марганцеві чавуни застосовують як немагнітні, так і зносостійкі матеріали. У марганцевих антифрикційних чавунах, як і у високонікелевих, повільне охолодження і відпуск сприяють випаданню великої кількості карбідів і зниженню легування аустеніту. У структурі антифрикційних марганцевих чавунів міститься 45–55 % аустеніту й 10–30 % карбідів – у литому стані; 80–90 % аустеніту і 5–8 % карбідів – після гартування. Саме тому твердість чавуну в незагартованому стані буває вищою, ніж у загартованому (1 800–2 900 і 1 400–1 800 МПа відповідно).

Нікелеві чавуни – немагнітні, корозієстійкі, жароміцні та холодостійкі матеріали. Міцність і твердість нікелевих чавунів зростають зі збільшенням вмісту Ni, Cr. Аустенітний чавун із ШГ має високу жароміцність. Додаткове легування підвищує жароміцність. Чавун ЧН20ДГ є жароміцним і холодостійким матеріалом.

Запитання для самоконтролю

1. Яка частина діаграми залізо – вуглець має промислове значення?
2. Назвіть основні компоненти залізвуглецевих сплавів і дайте стислу характеристику.
3. Назвіть фази діаграми залізо – цементит.
4. Чим ферит відрізняється від аустеніту?
5. Що таке цементит?
6. Назвіть структурні складові діаграми залізо – цементит і дайте стислу характеристику.
7. Яку назву мають залізвуглецеві сплави з кількістю вуглецю від 0 % до 0,02 %?
8. Охарактеризуйте евтектоїдне перетворення.
9. Які сплави називають сталями і чавунами?
10. Як сталі розподіляють згідно зі структурою?
11. Як за структурою розподіляють чавуни?
12. Назвіть постійні домішки в сталях?
13. Які домішки є корисними в сталях? Чому?
14. Назвіть та охарактеризуйте шкідливі домішки в сталях.
15. Як впливає кисень, азот і водень на властивості сталей?
16. Наведіть класифікацію сталей.
17. Які сталі називають конструкційними та інструментальними?
18. Охарактеризуйте вуглецеві сталі звичайної якості.
19. Назвіть призначення сталей конструкційних вуглецевих якісних.
20. Де використовують інструментальні нелеговані сталі?
21. Що таке теплостійкість і зносостійкість?
22. Як чавуни поділяють за структурою?
23. Де використовують білі чавуни?

24. Дайте визначення поняття «графітизація».
25. Назвіть постійні домішки чавунів і дайте стислу характеристику.
26. Для чого використовують мідь, нікель і хром у чавунах?
27. Назвіть, як позначаються та де використовуються сірі чавуни.
28. Де використовуються та як позначаються чавуни з пластівчастим графітом?
29. Як отримують ковкі чавуни?
30. Назвіть, як позначаються та де використовуються високоміцні чавуни.

РОЗДІЛ 9 ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

9.1. Теорія термічного оброблення сталі

Термічне оброблення (ТО) металів – це теплове оброблення, за допомогою якого змінюють структуру та фізико-механічні властивості металів у заданому напрямку [1, 4, 34].

Змінюючи температуру нагрівання, тривалість витримки за даної температури, швидкість нагрівання та охолодження, можна надавати сплавам різних структур і властивостей.

Основні фактори дії під час термічного оброблення – температура і час, тому режими термічного оброблення являють собою графік із координатами температури t і часу τ . Якщо термічне оброблення складається лише з однієї операції, вона називається простою (рис. 9.1 а), якщо з кількох – складною (рис. 9.1 б).

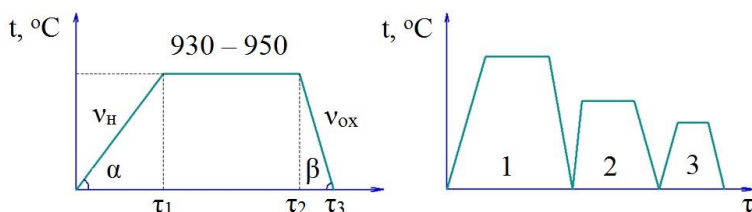


Рисунок 9.1 – Графік термічного оброблення сталі:
а – простої; б – складної [1]

Постійна швидкість нагрівання або охолодження подається на графіку прямою лінією з певним кутом нахилу, водночас кут нахилу характеризує швидкість нагрівання або охолодження (α , β). Загальна тривалість термічного оброблення металу вміщує час нагрівання до заданої температури τ_1 , час витримки за цієї температури $\tau_2 - \tau_1$ і час охолодження до кімнатної температури $\tau_3 - \tau_2$.

Мета термічного оброблення – одержання в заготовці або деталі необхідного комплексу властивостей (механічних, фізичних, хімічних) за рахунок утворення необхідної структури металу [1]. Отже, за своєю метою – зміна властивості матеріалу, а не розмірів і форми заготовки – термічне оброблення відрізняється від інших технологій (лиття, зварювання, оброблення тиском і різання).

Термічне оброблення як сталей, так і чавунів, базується [6]:

- на поліморфному ($\alpha \leftrightarrow \gamma$)-перетворенні;
- на різній розчинності вуглецю в аустеніті та фериті;
- на керуванні дифузійними процесами з метою одержання структур, що мають різні властивості.

Термічне оброблення може бути знеміцнювальним, зміцнювальним, стабілізуювальним, а також мати спеціальне призначення.

Знеміцнювальне термооброблення проводять для надання заготовці необхідних технологічних властивостей (наприклад, оброблюваність різанням вища за низьких твердості та міцності матеріалу), *зміцнювальне* – для одержання необхідних експлуатаційних властивостей деталі; *стабілізуювальне* – для стабілізації структури і, отже, форми й розмірів деталей.

Основні операції, яким піддають деталі та заготовки зі сталей і чавунів, – це відпал, гартування і відпуск. Класифікація видів термічного оброблення наведена на рисунку 9.2.

Оскільки природа перетворень сплавів системи Fe – Fe₃C – сталей і чавунів – під час нагрівання та охолодження однакова, ці перетворення розглядаються на прикладі сталей. Перетворення, тобто зміна структури (фазового складу) відбуваються під час нагрівання сплавів

до критичних точок – температур фазових перетворень. Саме ці температури визначають режими нагрівання сталей і чавунів під час термічного оброблення.

Відповідно до діаграми стану Fe – Fe₃C (див. рис. 8.4) виділимо такі критичні точки [1–3]:

– A₁ – геометричне місце точок на лінії PSK, тобто для всіх сплавів ця температура однакова – 727 °С. Під час нагрівання до цієї температури відбувається перетворення перліту на аустеніт;



Рисунок 9.2 – Класифікація видів термічного оброблення [1, 4]

– A₃ – геометричне місце точок на лінії GS, під час нагрівання до цієї температури закінчується поліморфне перетворення фериту на аустеніт. Для різних сплавів (сталей) ця температура неоднакова, вона знижується через підвищення вмісту вуглецю;

– A_m – геометричне місце точок на лінії SE, під час нагрівання до цієї температури закінчується

розчинення цементиту в аустеніті (під час нагрівання розчинність вуглецю в аустеніті підвищується). Для різних сплавів (сталей) ця температура неоднакова, вона підвищується в міру збільшення вмісту вуглецю.

Температури перетворень (критичні точки) на практиці дещо відрізняються від рівноважних температур, наведених на діаграмі: під час нагрівання вони дещо вищі, під час охолодження – нижчі. Щоб відрізнити критичні точки під час охолодження та нагрівання, їх додатково позначають індексами: с – під час нагрівання (A_{c1} , A_{c3} , A_{cm}) і r – під час охолодження (A_{r1} , A_{r3} , A_{rm}). Відхилення від рівноважних умов спричиняє тепловий гістерезис, тобто розбіжність критичних температур нагрівання та охолодження.

Основою для розгляду видів термічного оброблення сталі є частина діаграми Fe – C, що відповідає вмісту до 2,14 % C і розміщена нижче від лінії солідус (рис. 9.3).

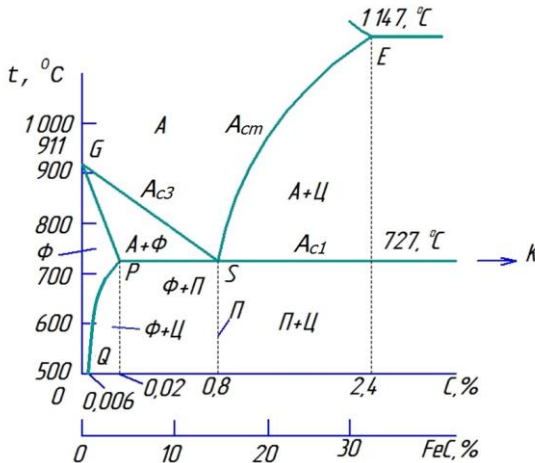


Рисунок 9.3 – Сталевий кут діаграми стану сплаву залізо – цементит

Під час термічного оброблення відбуваються **чотири основні перетворення** в сталі (рис. 9.4) [1, 6]:

- 1) перліту на аустеніт вище від точки A_1 під час нагрівання: $Fe_\alpha + Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma(C)$ або $\Pi (\Phi + \Psi) \rightarrow A$;
- 2) аустеніту на перліт нижче від точки A_1 під час охолодження: $Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C$ або $A \rightarrow \Pi (\Phi + \Psi)$;
- 3) аустеніту на мартенсит за температур, нижчих від температур метастабільної рівноваги цих фаз: $Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha(CCC)$ або $A \rightarrow M$;
- 4) розпад мартенситу: $Fe_\alpha(CCC) \rightarrow Fe_\alpha + Fe_3C$ або $M \rightarrow \Phi + \Psi$.

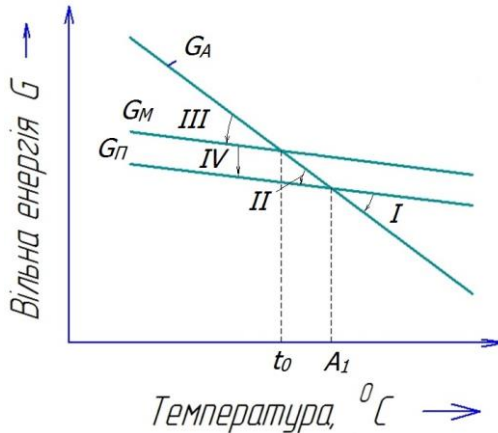


Рисунок 9.4 – Схема зміни вільної енергії аустеніту (G_A), мартенситу (G_M) та перліту (G_P) зі зміною температури

9.1.1. Перше основне перетворення

Перше основне перетворення – це перетворення в сталі під час нагрівання з утворенням аустеніту. Якщо нагрівати дуже повільно, то всі фазові перетворення у вуглецевих сталях описує ліва частина діаграми залізо – вуглець (див. рис. 9.3).

Зупинимося на фазових перетвореннях, що

відбуваються під час нагрівання у доевтектоїдній, евтектоїдній та заевтектоїдній сталях із вихідними рівноважними структурами.

Структура доевтектоїдної сталі за кімнатної температури – ферит + перліт (рис. 9.3). За температури A_{c1} (лінія PSK) перліт перетворюється на аустеніт. Вище від цієї лінії одержимо двофазну структуру: ферит + аустеніт. В інтервалі температур A_{c1} – A_{c3} ферит поступово розчиняється в аустеніті й за A_{c3} зовсім зникає. Вище від A_{c3} маємо лише аустеніт.

В евтектоїдній сталі структура перліту зберігається аж до температури A_{c1} , за якої перліт повністю перетворюється на аустеніт.

У заевтектоїдній сталі з перлітно-цементитною структурою за температури A_{c1} перліт перетворюється на аустеніт, а в інтервалі температур A_{c1} – A_{cm} вторинний цементит поступово розчиняється в аустеніті.

Отже, внаслідок описаних перетворень у сталях формується однофазна аустенітна структура, що займає частину діаграми вище від лінії GSE аж до лінії солідус.

Згідно з нижньою лівою частиною діаграми стану залізо – цементит (рис. 9.3) під час нагрівання сталі перліт перетворюється на аустеніт за температур критичної точки A_1 (лінія PSK, температура 727°C). Насправді перетворення перліту на аустеніт (а також зворотне перетворення аустеніту на перліт) не може відбуватися за 727°C , оскільки за цієї температури вільна енергія перліту дорівнює вільній енергії аустеніту (рис. 9.5). Тому для перетворення перліту на аустеніт температура нагрівання повинна бути обов'язково трохи вищою за рівноважну температуру 727°C , тобто повинно бути так зване перенагрівання, так само як і для перетворення аустеніту на перліт повинно бути обов'язкове деяке переохолодження.

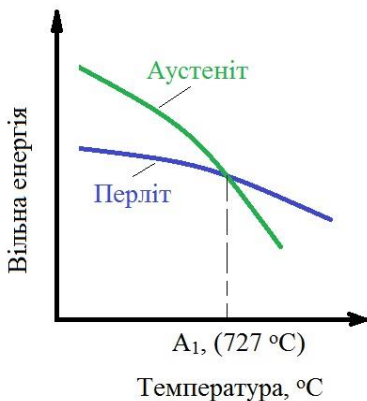


Рисунок 9.5 – Зміна вільної енергії аустеніту та перліту залежно від температури [3]

Процес перетворення перліту на аустеніт в евтектоїдній сталі (що містить 0,8 % С) під час нагрівання показано на рисунку 9.6. Сталь у початковому стані являє собою суміш фериту (α -залізо) та цементиту (рис. 9.6 а). Під час нагрівання дещо вище за критичну точку A_1 (727 °C) на межі феритної й цементитної фаз починається перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$, що призводить до утворення низьковуглецевого аустеніту, в якому розчиняється цементит (рис. 9.6, б–г). Аустеніт, що утворюється, – хімічно неоднорідний. Концентрація вуглецю на межі з цементитом значно вища, ніж на межі з феритом. Перетворення $\alpha \rightarrow \gamma$ проходить швидше, ніж розчинення цементиту, і тому, коли все α -залізо (ферит) перетвориться на γ -залізо (аустеніт), цементит ще залишається (рис. 9.6 г). Після розчинення всього цементиту перетворення закінчується (рис. 9.6 д), але аустеніт, що утворився, має нерівномірну концентрацію вуглецю за об'ємом, що зменшується від центру до периферії зерна. Лише після подальшого підвищення температури або додаткової витримки аустеніт унаслідок дифузії вуглецю стає однорідним за всім об'ємом.

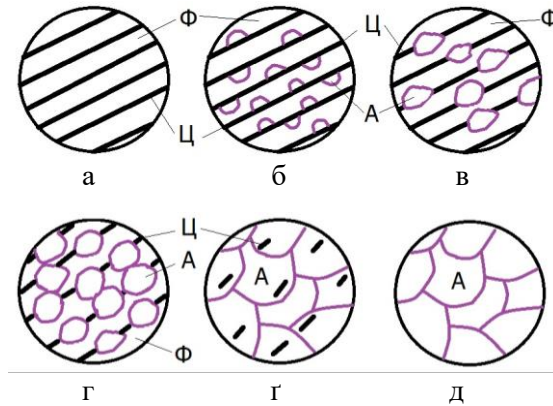


Рисунок 9.6 – Схема утворення аустенітних зерен (0,8 % С)

На швидкість перетворення перліту на аустеніт впливають багато *чинників*: температура перетворення, швидкість нагрівання, дисперсність початкової структури, хімічний склад сталі [1, 30].

На рисунку 9.7 наведена діаграма ізотермічного перетворення аустеніту, побудована в координатах температура – час. Вона показує вплив температури та швидкості нагрівання на перетворення перліту на аустеніт. Для побудови діаграми використані дані випробувань зразків евтектоїдної сталі, кожен з яких нагрівали до заданої температури, що перевищувала A_{c1} , витримували за цієї температури й реєстрували час початку та кінця перетворення перліту П на аустеніт А. З'єднавши точки початку перетворення, одержуємо лінію (П) і, з'єднавши точки кінця перетворення, – лінію (З). Щоб одержати якісну картину перетворень, на діаграму наносимо швидкості нагрівання v_1 , v_2 , v_3 у вигляді прямих. Очевидно, що $v_1 < v_2 < v_3$.

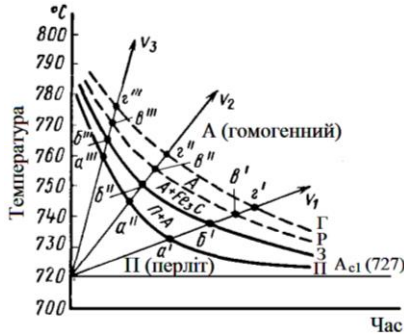


Рисунок 9.7 – Діаграма ізотермічного перетворення перліту на аустеніт за постійної температури та неповному нагріванні (сталь евтектійна): П – початок утворення аустеніту (А); З – завершення утворення аустеніту; Р – завершення розчинення цементиту (Fe_3C); Г – завершення гомогенізації [1, 3]

Із підвищенням температури швидкість перлітно-аустенітного перетворення збільшується. Це пояснюється тим, що перетворення перліту на аустеніт має дифузійний характер, а з підвищенням температури дифузійні процеси прискорюються.

Під час безперервного нагрівання (промені v_1-v_3 , що показують нагрівання з якоюсь певною швидкістю) перетворення відбувається в інтервалі температур між точками а і б (рис. 9.7). Під час нагрівання зі швидкістю, що відповідає променю v_1 , перетворення перліту на аустеніт (П → А) починається в точці а' й закінчується в точці б'. У точці в' закінчується розчинення цементиту і в точці г' – гомогенізація аустеніту. Якщо швидкість нагрівання більша (промінь v_2), то перетворення П → А починається й закінчується за вищих температур (точки а'' і б''). За ще вищих температур (точки а''' і б''') починається й закінчується перетворення П → А під час нагрівання зі швидкістю, що відповідає променю v_3 .

Криві (П) і (З) із часом асимптотично наближаються до критичної температури A_{c1} і на нескінченності зливаються з нею. Збіг кривих початку й закінчення перетворення з критичною температурою A_{c1} відповідає рівноважному перетворенню перліту.

Отже, чим швидше нагрівати, тим за вищих температур починається й закінчується перетворення перліту на аустеніт. Час, необхідний для перлітно-аустенітного перетворення, зменшується з підвищенням швидкості нагрівання.

Аустеніт утворюється на межі феритної та цементитної фаз, тому чим більша протяжність меж між феритом і цементитом та дрібніша (дисперсніша) структура перліту, тим швидше здійснюється перетворення. Найшвидше перетворення відбувається дрібнопластинчастого перліту; повільніше здійснюється за наявності грубозернистого перліту.

Отже, процес перетворення перліту на аустеніт різко прискорюється за таких умов [30]:

- високої температури;
- дрібних ділянок перліту;
- більшого вмісту в сталі вуглецю;
- швидкого нагрівання.

Інтервал температур, в якому відбувається процес аустенізації, тим більший, чим швидше нагрівається метал.

Отже, перехід перліту в аустеніт складається із двох частин: поліморфного перетворення Fe_{α} (фериту) на Fe_{γ} (аустеніт) та подальшого розчинення вуглецю цементиту в аустеніті. Поліморфне перетворення фериту на аустеніт закінчується порівняно швидко, а повне розчинення цементиту вимагає додаткового часу.

Після повного розпаду перліту вуглець нерівномірно розподілений у зернах аустеніту. Його більше там, де були пластинки (зерна) цементиту. Дифузія

поступово вирівнює склад аустеніту.

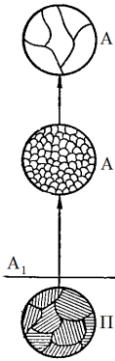


Рисунок 9.8 – Ріст зерна аустеніту з вихідною перлітною структурою [5]

Ріст зерен аустеніту.

Зародки майбутніх зерен аустеніту виникають у перлітних колоніях на межах між феритом і цементитом. Залежно від умов нагрівання можна одержати зерно аустеніту різних розмірів (рис. 4.8). Від розміру кристалів аустеніту залежать властивості продуктів перетворення. Продукти перетворення дрібнокристалічного аустеніту як рівноважні, так і метастабільні, мають більш високу

пластичність і в'язкість, але меншу чутливість до концентраторів напружень, ніж відповідні продукти перетворення великокристалічного аустеніту. Зародження кристалів під час розпаду аустеніту (А) відбувається переважно на межах зерен, тому що чим менше зерно А, тим більше виникає центрів кристалізації і тим дрібнішими будуть новоутворені кристали.

Оскільки в кожній колонії зароджується декілька центрів нових кристалів, то, очевидно, розпад перліту супроводжується здібненням зерен сталі. Їх розмір наприкінці перетворення перліту на аустеніт визначає величину *початкового зерна аустеніту* d_A (рис. 9.9). Подальше підвищення температури нагрівання й тривалості витримки в однофазній аустенітній області спричинює ріст зерен аустеніту, що нагадує збиральну рекристалізацію. Залежно від здатності зерен аустеніту до росту під час нагрівання сталі поділяють на *спадково дрібнозернисті* та *спадково грубозернисті* [1, 6].

Дійсне зерно – це розмір зерна сталі, що одержують

під час термічного оброблення, *початкове зерно* – розмір зерна аустеніту на момент завершення перлітно-аустенітного перетворення; *спадкове зерно* – це здатність аустенітних зерен збільшуватись.

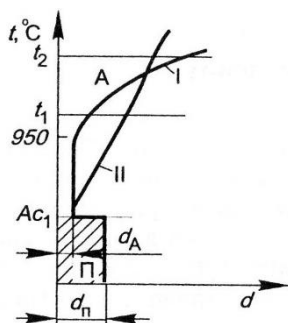


Рисунок 9.9 – Вплив температури нагрівання t на величину зерна d аустеніту спадкових дрібнозернистої (I) і грубозернистої (II) сталей: d_A – розмір початкового зерна аустеніту (A); $d_{\text{п}}$ – розмір вихідного зерна перліту (П)

Спадково дрібнозернисті сталі – це такі, впродовж нагрівання яких до 950–1 000 °С зерна незначно ростуть (крива I), а подальше підвищення температури інтенсифікує цей ріст. Швидкість росту зерен аустеніту залежить від способу дезоксидації та наявності легувальних елементів.

Карбідо- й нітридотвірні елементи (Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr) стримують ріст зерна аустеніту під час нагрівання, причому тим сильніше, чим більш стійку фазу утворює елемент [5]. Такий вплив карбідо- або нітридотвірних елементів пояснюється наявністю нерозчинених в аустеніті дисперсних карбідів і нітридів, які бар'єрно діють на межу зерна, що переміщується. Розчинення та коагуляція дисперсних фаз в аустеніті усуває або знімає ефект бар'єрної дії частинок. Максимальний розмір зерна аустеніту d залежить від розміру частинок та їх кількості [30]:

$$d = \left(\frac{4}{3}\right) \left(\frac{r}{f}\right),$$

де r – радіус частинок; f – їх об'ємна частка.

Отже, чим більша об'ємна частка нерозчинених частинок зберігається в сталі під час нагрівання і чим менший їх розмір, тим більш дрібнодисперсним одержують аустеніт. Для одержання 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 розкиснення (виведення кисню з рідкого металу). Спадково дрібнозернистими є сталі, розкиснені під час виплавлення алюмінієм, ванадієм, титаном. Під час затверднення таких сталей утворюються стійкі оксиди Al_2O_3 , V_2O_5 , TiO_2 та нітриди (наприклад, AlN), що у вигляді дуже дрібних включень розміщуються по межах зерен, перешкоджаючи росту зерна під час нагрівання. Проте таке гальмування росту зерна аустеніту спостерігається лише до певної температури. Під час підвищення цієї температури оксиди та нітриди розчиняються в аустеніті, й зерно росте навіть інтенсивніше, ніж у спадково великозернистій сталі (див. рис. 9.9).

Необхідно зазначити, що вуглець, азот і алюміній, які не зв'язані в карбіди і нітриди, а перебувають у твердому розчині – аустеніті, сприяють росту його зерна. Також збільшують схильність до росту зерна бору, марганцю і кремнію.

Спадково грубозернисті сталі – такі, де зерна ростуть навіть після незначного перегрівання (крива II, рис. 9.9). Росту зерна сприяють марганець і фосфор. Сталі, дезоксидовані лише феромарганцем або феромарганцем і феросиліцієм, належать до спадково грубозернистих. Отже, в спадково дрібнозернистій сталі за температур,

вищих від A_1 , зерно аустеніту дрібніше (крива I), ніж у спадково грубозернистій (крива II). Лише в точці перетину кривих I і II розміри зерен обох сталей рівні, а за подальшого підвищення температури, наприклад до t_2 , зерно спадково дрібнозернистої сталі стає навіть більшим від зерна спадково грубозернистої.

Вплив розміру зерна на властивості сталі. Розмір зерна аустеніту істотно впливає на властивості металу в гарячому стані під час пластичної деформації, особливо на формування структури під час охолодження. Механічні й фізичні властивості за кімнатної температури визначаються дійсним зерном, станом меж зерен і тонкою структурою (розмірами блоків, щільністю дислокацій, величиною внутрішніх напружень та ін.). Межа текучості згідно рівняння Петча – Холла обернено пропорційна розміру зерна [1–5]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}},$$

де σ_T – межа текучості, кгс/мм²;

d – діаметр зерна, мм;

k – стала;

σ_0 – константа, що враховує опір руху дислокацій у тілі зерна.

Під час крихкого руйнування опір руйнуванню також обернено пропорційний діаметру зерна. Тому поріг холодноламкості підвищується зі збільшенням розміру зерна. Характер руйнування за кімнатної температури може змінюватися від в'язкого – для дрібнозернистої до крихкого – для грубозернистої сталі.

У низці випадків сталі з великим зерном краці. Сталі й сплави з великим зерном мають вищий опір повзучості та більшу міцність, ніж сталі з дрібним зерном. Причина цього – наявність за високих температур деформації по межах зерен під дією напруження.

Грубозернистий метал має меншу сумарну протяжність меж зерен, ніж дрібнозернистий. В електротехнічній сталі величина питомих втрат також тим менша, чим більші розміри зерна. Оброблюваність різанням краща в грубозернистій сталі.

Необґрунтовано вибраний режим нагрівання може призвести до перегрівання або перепалення сталі.

Перегрівання характеризує температура початку інтенсивного росту зерна. Щоб усунути грубозернисту структуру, необхідно повторно нагріти сталь до температури меншої, ніж температура перегрівання.

Перепалення сталі настає в окисній атмосфері за температур, близьких до лінії солідус. У результаті на межах зерен утворюються оксиди. Перепалення зумовлює непоправне пошкодження сталі та є причиною браку.

9.1.2. Перетворення в сталі під час охолодження аустеніту

Якщо аустеніт А охолоджувати з підвищеною швидкістю, то він розпадається на феритно-цементитну суміш – перліт – за температур, нижчих від критичної. В умовах переохолодження вільна енергія аустеніту більша за вільну енергію продуктів його розпаду (див. рис. 9.5).

Новоутворені фази істотно відрізняються від аустеніту за хімічним складом, наприклад, ферит і цементит, з яких складається перліт, містять відповідно до 0,02 і 6,67 % С. Отже, щоб відбувалося перетворення $A \rightarrow П$, необхідна **дифузія** вуглецю, яка перерозподіляє його концентрацію. Зі збільшенням переохолодження зростає різниця ΔG вільних енергій аустеніту G_A й перліту G_P : $\Delta G = G_A - G_P$, що пришвидшує процес перетворення. Проте зниження температури сповільнює дифузію атомів вуглецю, що гальмує перетворення. За певного значення ΔG швидкість розпаду аустеніту v досягає максимуму,

після чого вона поступово зменшується і за температур $\sim 200\text{ }^\circ\text{C}$ знову наближається до нуля. У гальмуванні швидкості перетворення аустеніту після її максимального значення вирішальну роль відіграє дифузія, активність якої зі зниженням температури поступово зменшується.

Перетворення аустеніту складається зі стадії зародження центрів нових фаз – фериту та цементиту й стадії подальшого їх росту. Про розпад аустеніту свідчить зміна певних фізичних властивостей матеріалу зразка, наприклад, його магнітних характеристик. Відомо, що аустеніт парамагнітний, а продукти розпаду – ферит і цементит – феромагнітні. Магнітометричним методом можна будь-коли кількісно визначити ступінь перетворення аустеніту. Кінетична крива (рис. 9.10) перетворення ілюструє зростання в часі частки перетвореного аустеніту.

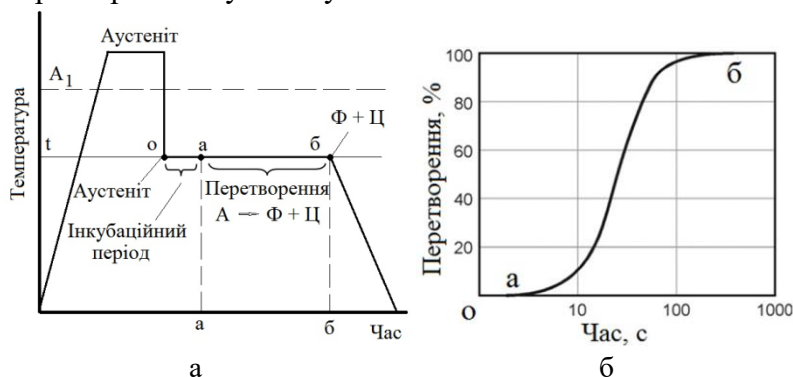


Рисунок 9.10 – Графік (а) і кінетична крива (б) ізотермічного перетворення аустеніту [1, 2]

Якщо нагріту до стану аустеніту сталь швидко охолодити до температури, нижчої за температуру критичної точки A_1 , і потім витримати за цієї температури, то перетворення аустеніту на феритно-цементитну суміш відбуватиметься впродовж певного часу. Після

охолодження сталі до температури t , нижчої за температуру критичної точки A_1 , аустеніт не розпадається впродовж певного часу (відрізок $o - a$ на рис. 9.10 а). Цей період часу називають *інкубаційним періодом*. Після закінчення інкубаційного періоду починається розпад аустеніту на феритно-цементитну суміш. Із часом аустеніт все більше розпадається (відрізок $a - б$). Повний розпад аустеніту завершується після закінчення часу, що дорівнює відрізку $a - б$ (рис. 9.10 б). Отже, для розпаду аустеніту на феритно-цементитну суміш певної температури потрібний якийсь час.

За серією кінетичних кривих перетворення, кожна з яких одержана за іншої температури, будують діаграму ізотермічного перетворення аустеніту в координатах температура t – час τ (рис. 9.11 а). З кожної кінетичної кривої перетворення на діаграму переносять точки (час) початку й закінчення процесу. З'єднавши відповідні точки, одержують *S-подібні криві* – це лінії початку I та закінчення II перетворення (рис. 9.11 б). Зліва від кривої початку перетворення маємо переохолоджений аустеніт A , справа від кривої закінчення перетворення – продукти його розпаду: P , C , T , а між кривими – разом аустеніт і продукти розпаду. Бачимо, що час до початку перетворення – інкубаційний період – найменший для ступеня переохолодження $\Delta t = 150\text{--}200$ °C, відрахованого від A_1 . Лінія M_n відповідає температурі початку, а лінія M_k – температурі закінчення мартенситного перетворення. Залежно від ступеня переохолодження аустеніту розрізняють три температурні області перетворення: перлітну, проміжного (бейнітного) перетворення і мартенситну.

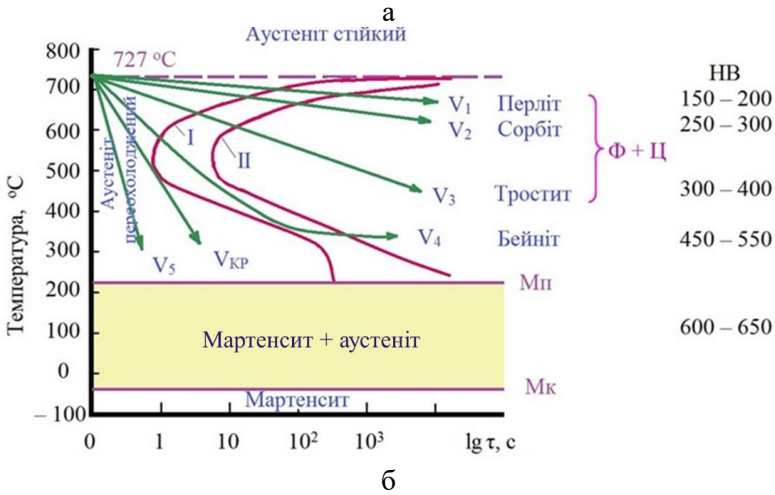
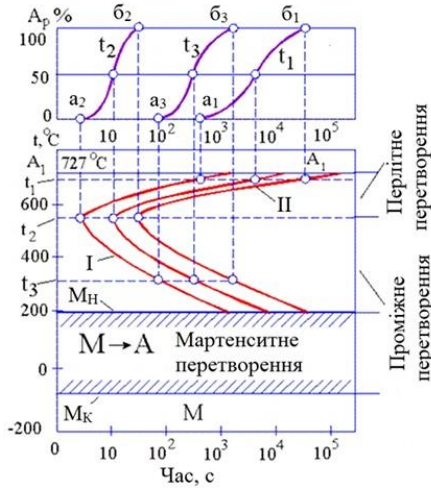


Рисунок 9.11 – Схема побудови діаграми ізотермічного перетворення (а) та діаграма ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту евтектоїдної сталі: I – лінія початку; II – лінія закінчення розпаду переохолодженого аустеніту; M_n і M_k – відповідно лінія початку та закінчення мартенситного перетворення; $v_1, v_2, v_3, v_4, v_5, v_{кр}$ – швидкості охолодження; НВ – твердість; t – температура [1, 2, 5]

9.1.3. Друге основне перетворення

Друге основне перетворення – це перлітне перетворення. Воно полягає в розпаді аустеніту на дві фази – ферит і цементит. Воно відбувається в такій послідовності. Спочатку в дефектних місцях, переважно на межах зерен аустеніту, зароджуються пластинки цементиту як провідної фази (рис. 9.12). Ріст пластинок супроводжується дифузійним перерозподілом вуглецю перед фронтом росту. Внаслідок цього аустеніт біля пластинок цементиту збіднюється на вуглець. Згодом ці ділянки аустеніту з низькою концентрацією вуглецю поліморфно перетворюються $A \rightarrow \Phi$. Ферит, що утворився на межі з цементитом, має вигляд пластинок. Водночас на межі з феритною пластинкою аустеніт збагачується вуглецем. У результаті виникає пластинчаста структура з двох фаз, що чергуються.

Процес триває до того часу, поки весь аустеніт не перетвориться на перліт. Пластинки фериту й цементиту в структурі перліту видимі під час середніх збільшень мікроскопа. За більшого переохолодження зростає дисперсність фаз фериту й цементиту. Такий дисперсніший перліт називається *сорбітом*. Двофазну будову сорбіту можна виявити лише за великих збільшень оптичного мікроскопа. Коли переохолодити ще більше, утворюється структура перлітного типу, що називається *троститом*. Розрізнити фази фериту й цементиту під оптичним мікроскопом у троститній структурі майже неможливо. Для цього потрібний електронний мікроскоп.

Отже, **перліт, сорбіт і тростит** – двофазні пластинчасті (іноді зернисті) структури з різним ступенем дисперсності (рис. 9.13). Пластинчасті структури утворюються з однорідного (гомогенного) аустеніту, а зернисті – з неоднорідного (гетерогенного) за вуглецем аустеніту.

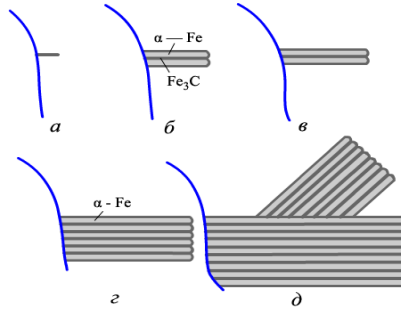


Рисунок 9.12 – Схема зародження та росту колоній перліту в ширину та вздовж: а – зародження перлітної колонії; б – утворення феритних пластин; в – ріст феритних пластин; г – ріст феритної колонії вздовж; д – ріст феритної колонії вшир

Дисперсність перліту, сорбіту й троститу визначається середньою сумарною товщиною пластинок фериту й цементиту – відстанню між пластинами, яка є важливою структурною характеристикою, що визначає механічні властивості сталі. Зі збільшенням дисперсності фаз підвищується твердість НВ сталі (табл. 9.13).

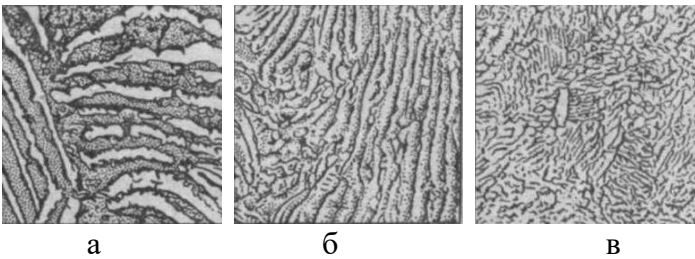


Рисунок 9.13 – Схеми мікроструктур: а – перліту; б – сорбіту; в – троститу

Таблиця 9.1 – Твердість структур евтектоїдної сталі [1, 3]

Характеристика	Структура		
	перліт	сорбіт	тросит
Δа, мкм	0,6–1,0	0,25–0,3	0,1–0,15
НВ	180–250	250–350	350–450

9.1.4. Третє основне перетворення

Третє основне перетворення – це мартенситне перетворення у вуглецевій сталі. Мартенсит має абсолютно відмінну від інших структур природу й утворюється не так, як феритно-цементитна суміш. Характерною особливістю аустенітно-мартенситного перетворення є його *бездифузійний характер* [5].

Мартенсит – це пересичений твердий розчин проникнення вуглецю в α -залізі. Мартенсит утворюється з сильно переохолодженого аустеніту під час поліморфного перетворення кристалічної ґратки γ -заліза (ГЦК) на кристалічну ґратку α -заліза (ОЦК) без виділення вуглецю з твердого розчину.

Якщо в рівноважному стані концентрація вуглецю у фериті не перевищує 0,02 %, то концентрація вуглецю в мартенситі така сама, як і у вихідному аустеніті й може досягати 2,14 %.

Найбільш просто та наглядно утворення мартенситу в сталі можна описати схемою Бейна (рис. 9.14). Атоми вуглецю мартенситу перебувають в октаедричних порах елементарної комірки α -заліза й дуже її деформують.

У результаті елементарна комірка мартенситу замість кубічної стає тетрагональною (рис. 9.14), в якій параметр c більший від a . З підвищенням вмісту вуглецю висота c тетрагональної призми збільшується. Водночас збільшується й співвідношення c/a .

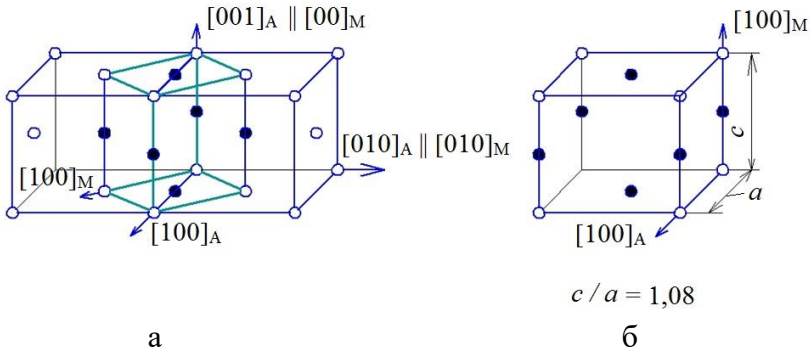


Рисунок 9.14 – Процес утворення (а) та елементарна кристалічна комірка (б) мартенситу: a , c – параметри комірки; \circ – атом заліза; \bullet – атом вуглецю [1, 3]

Перетворення аустеніту в мартенсит відбувається за механізмом *зсуву*, коли атоми заліза зсуваються в просторі на незначні (менші за міжатомні) відстані відносно сусідніх атомів без обміну місцями. Внаслідок такого зсуву відбувається миттєве $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення з величезною швидкістю ($\sim 10^3$ м/с) росту кожної пластини мартенситу. Отже, мартенситне перетворення належить до бездифузійних процесів.

Кристали мартенситу в площині шліфа виглядають як паралельні або розміщені під кутом 60 і 120° пластини (рис. 9.15), що пояснюється утворенням мартенситу лише в певних кристалографічних площинах. Цими площинами кристал мартенситу, що росте, й кристал вихідного аустеніту пов'язані (*когерентні*) (від латинського *cohaerentia* – зв'язок).

Два кристали є когерентними, якщо кристалічні ґратки пов'язані в певній кристалографічній площині. Оскільки мартенсит та аустеніт мають різні питомі об'єми, то в площинах зв'язку виникають напруження, що перевищують межу текучості. Ці напруження зумовлюють порушення когерентності й утворення міжфазної межі з

невпорядкованим розміщенням атомів.

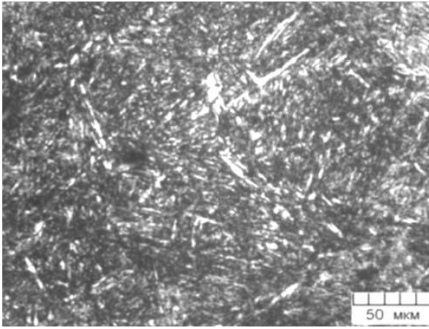


Рисунок 9.15 – Голчаста структура мартенситу (сталь 45, термічне оброблення – повне гартування, структура мартенситу гартування (темні ділянки) і залишковий аустеніт (світлі ділянки)) [30]

Під час охолодження аустеніт починає перетворюватися на мартенсит із певної початкової температури $M_{\text{П}}$, що не залежить від швидкості охолодження, на противагу перлітному перетворенню. Закінчується мартенситне перетворення за кінцевої температури $M_{\text{К}}$. Отже, мартенсит утворюється переважно в інтервалі температур $M_{\text{П}} - M_{\text{К}}$. Якщо призупинити охолодження, то мартенситне перетворення призупиниться.

Кінетику мартенситного перетворення в інтервалі температур $M_{\text{П}} - M_{\text{К}}$ часто подають графічно мартенситною кривою, побудованою в координатах кількість мартенситу – температура t (рис. 9.16). Як бачимо, зі зниженням температури сталі частка утвореного мартенситу збільшується, причому не внаслідок росту кристалів, а через утворення нових кристалів. Із кінцевої температури мартенситного перетворення $M_{\text{К}}$ ще залишається певна кількість неперетвореного аустеніту A , який називають **залишковим аустенітом**. Чим нижча температура $M_{\text{К}}$, тим його більше в загартованій сталі. Залишковий аустеніт спричинює неоднорідність властивостей загартованої сталі.

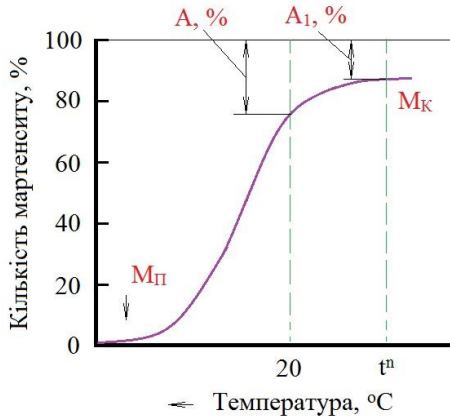


Рисунок 9.16 – Мартенситна крива [5]

На числові значення температури $M_{П}$ і $M_{К}$ істотно впливають концентрація вуглецю в сталі та легувальні елементи. Чим більша концентрація вуглецю, тим нижчий інтервал температур мартенситного перетворення (рис. 9.17).

За концентрації вуглецю понад 0,5 % мартенситне перетворення зсувається в зону мінусових температур. Усі легувальні елементи, за винятком кобальту й алюмінію, знижують положення точок $M_{П}$ і $M_{К}$ (рис. 9.18). Мартенситне перетворення, на відміну від перлітного, не має інкубаційного періоду. Утворений мартенсит характеризується високою твердістю (до 65 HRC), міцністю та крихкістю [2].

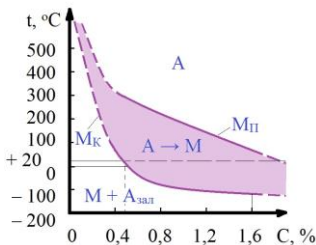


Рисунок 9.17 – Залежність температури початку $M_{П}$ та закінчення $M_{К}$ мартенситного перетворення від концентрації вуглецю в сталі

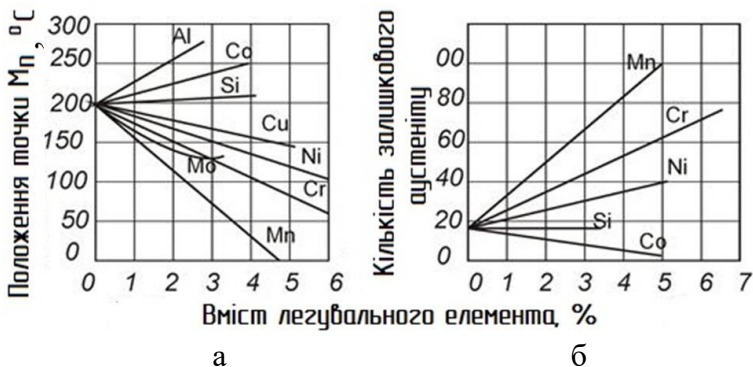


Рисунок 9.18 – Вплив легувальних елементів на M_P (а) і вміст залишкового аустеніту в сталі, що містить 1 % вуглецю (б)

Отже, основні характерні риси мартенситного перетворення вуглецевої сталі [1, 30]:

1) перетворення аустеніту на мартенсит ($\gamma \rightarrow \alpha_M$) полягає лише в зміні кристалічної ґратки твердого розчину. Воно відбувається без зміни концентрації та не вимагає дифузійних процесів для свого проходження. Перетворення аустеніту на мартенсит є бездифузійним;

2) $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення характеризується наявністю певного кристалогеометричного зв'язку між ґратками мартенситу й початкового аустеніту. Ґратки мартенситу закономірно орієнтовані щодо ґратки аустеніту (рис. 9.14);

3) утворення мартенситу відбувається за значного переохолодження початкової фази в певному інтервалі температур. Температура, за якої воно починається, називається температурою початку мартенситного перетворення M_P , а температура, за якої процес припиняється, позначається точкою M_K (рис. 9.16). На діаграмах ізотермічного перетворення переохолодженого

аустеніту точки $M_{\text{П}}$ і $M_{\text{К}}$ зображуються у вигляді горизонтальних ліній (рис. 9.11). Під час досягнення тієї чи іншої температури нижче $M_{\text{П}}$ миттєво утворюється деяка кількість мартенситу, причому в міру витримки, за постійної температури перетворення швидко затухає й припиняється. Хід перетворення можна характеризувати мартенситною кривою, яка є залежністю кількості мартенситу, що утворився, від температури (рис. 9.16);

4) перетворення відбувається практично миттєвим утворенням окремих кристалів мартенситу. Час утворення кожного кристала дуже малий (приблизно 10^{-7} с). Кількість мартенситу збільшується внаслідок появи нових кристалів мартенситу;

5) вище за мартенситну точку перетворення може бути викликана пластичною деформацією аустеніту, за якої кількість мартенситної фази зменшується в міру віддалення від точки $M_{\text{П}}$. Вище за деяку температуру деформація не спричиняє мартенситного перетворення.

9.1.5. Проміжне перетворення

Бейнітне перетворення – це проміжне перетворення. У вуглецевих сталях воно відбувається в інтервалі температур, нижчих від перлітного (дифузійного) і вищих від мартенситного (бездифузійного) перетворень. Тому його часто називають *проміжним*. Під час бейнітного перетворення утворюється **бейніт** – двофазна суміш, що складається з пересиченого вуглецем фериту й карбідів заліза [27].

За температур бейнітного перетворення дифузія заліза практично неможлива. Дифузія вуглецю ще досить інтенсивна, завдяки чому в переохолодженому аустеніті локально перерозподіляється вуглець, утворюючи зони з низькою та високою його концентраціями (рис. 9.19).

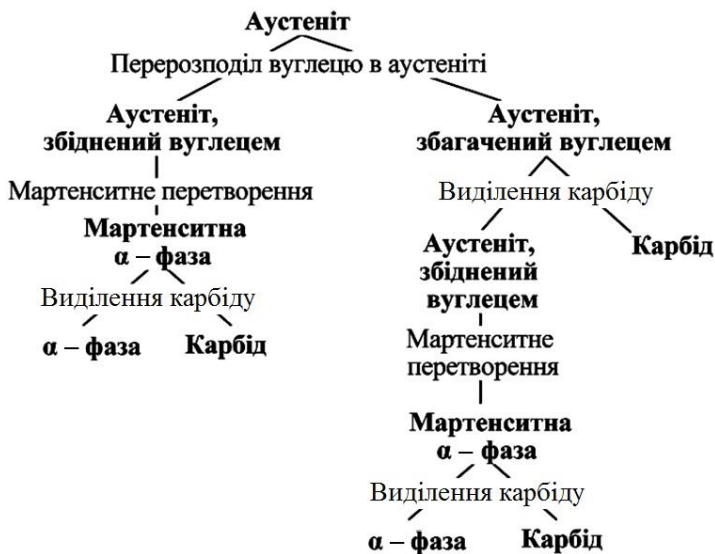


Рисунок 9.19 – Схема бейнітного перетворення

Зони аустеніту з низькою концентрацією вуглецю, для яких точка M_p лежить в інтервалі температур бейнітного перетворення (див. рис. 9.11), зазнають $\gamma \rightarrow \alpha_M$ перетворення за мартенситним (бездифузійним) механізмом, хоч таке перетворення було підготовлене попередніми дифузійними процесами. У зонах збагаченого вуглецем аустеніту під час ізотермічної витримки виділяються карбіди у вигляді дуже дрібних і коротких паличок. Унаслідок виділення цієї високовуглецевої фази (карбідів) суміжні зони аустеніту збіднюються вуглецем. У збіднених зонах знову відбувається бездифузійне $\gamma \rightarrow \alpha_M$ перетворення. Проміжне перетворення не завжди закінчується повним розпадом аустеніту. Якщо далі охолоджувати до кімнатної температури аустеніт, що не зазнав бейнітного перетворення, то він може частково перетворитися на мартенсит.

Залежно від температури утворення бейніт

поділяють на верхній і нижній (рис. 9.20). Умовна межа між ними – температура 350 °С [1].

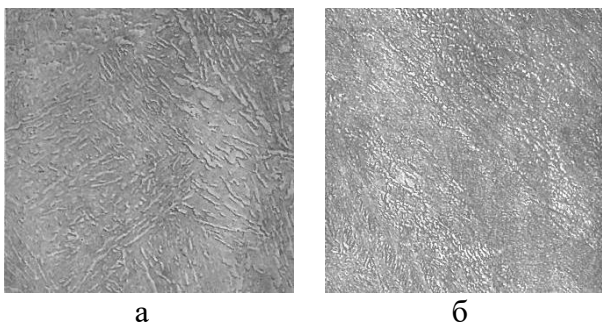


Рисунок 9.20 – Структури верхнього (а) та нижнього (б) бейнітів, отримані за допомогою електронної мікроскопії, х 15 000 [1, 2, 5]

Верхній бейніт утворюється ближче до зони перлітного перетворення. Він складається з коротких, не завжди паралельних пластинок фериту й цементиту. **Нижній бейніт** утворюється ближче до зони мартенситного перетворення. Він має голчасту форму, що нагадує мартенсит.

Верхній бейніт недостатньо міцний і малопластичний, а нижній – високоміцний, проте має задовільну пластичність та ударну в'язкість.

За великих збільшень можна побачити, що голки складаються з дрібних пластинок фериту й цементиту. Твердість бейніту є близькою до 500 НВ.

9.1.6. Перетворення аустеніту під час безперервного охолодження

Схематичні діаграми, що показують вплив швидкості охолодження на температуру розпаду аустеніту і на кількість структурних складових після охолодження вуглецевої евтектоїдної сталі, наведені на рисунках 9.11, 9.21.

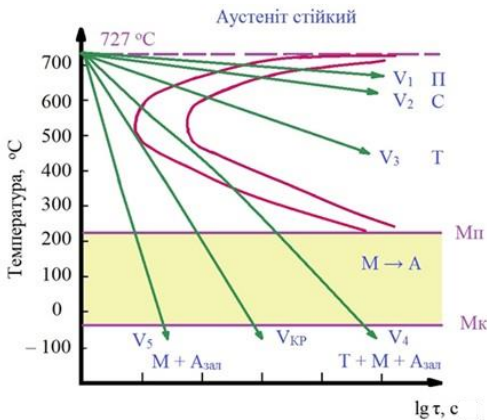


Рисунок 9.21 – Накладання кривих охолодження на діаграму ізотермічного розпаду аустеніту

Чим більша швидкість охолодження і нижча температура розпаду аустеніту, тим дисперсніша утворювана феритно-цементитна структура. Отже, під час невеликої швидкості охолодження V_1 утворюється перліт (рис. 9.11), під час більшої V_2 – сорбіт і за ще більшої V_3 – тростит. Бейніт під час безперервного охолодження вуглецевої сталі здебільшого не утворюється. За високих швидкостей охолодження (крива V_4) частина аустеніту переохолоджується до точки $M_{\text{П}}$ і перетворюється на мартенсит. Структура в цьому разі складається з троститу та мартенситу.

За дуже великої швидкості охолодження дифузійний розпад аустеніту стає взагалі неможливим, і тоді аустеніт переохолоджується до точки $M_{\text{П}}$ і за подальшого охолодження перетворюється на мартенсит – крива V_5 . Перетворення аустеніту на мартенсит не відбувається до кінця, тому в загартованій сталі поряд із мартенситом завжди наявний у деякій кількості залишковий аустеніт.

Мінімальну швидкість охолодження (крива $V_{\text{К}}$), (рис. 9.11, 9.21), за якої весь аустеніт переохолоджується до точки $M_{\text{П}}$ і перетворюється на мартенсит, називають

критичною швидкістю охолодження (гартування)
[1, 5].

Критична швидкість гартування неоднакова для різних сталей і залежить від стійкості аустеніту, що визначається його складом. Чим більша стійкість аустеніту, тим менша критична швидкість гартування. Вуглецеві сталі мають велику 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 вища стійкість переохолодженого аустеніту і менша критична швидкість гартування.

Легувальні елементи, що підвищують стійкість аустеніту, знижують критичну швидкість гартування. Наприклад, під час введення 1 % Cr у сталі з 1 % C критична швидкість гартування зменшується вдвічі, а під час введення 0,4 % Mo критична швидкість гартування знижується із 200 до 50 °C/с. Дуже зменшують критичну швидкість гартування Mn і Ni, менше її знижує W. Для багатьох легованих сталей критична швидкість гартування знижується до 20 °C/с та нижче. Со є єдиним легувальним елементом, що зменшує стійкість аустеніту та підвищує критичну швидкість гартування [1, 5].

Для розроблення технології термічного оброблення, окрім діаграм ізотермічного розпаду аустеніту, використовують термокінетичні діаграми [1, 5]. За цими діаграмами можна одержувати точні дані про температурні інтервали проходження фазових перетворень під час безперервного охолодження й про структурні складові, які утворюються.

Термокінетичні діаграми будують у координатах температура – час на основі аналізу серії кривих охолодження, на яких відмічають температури початку і закінчення перлітного та проміжних перетворень і

відповідно області цих перетворень (рис. 9.22).

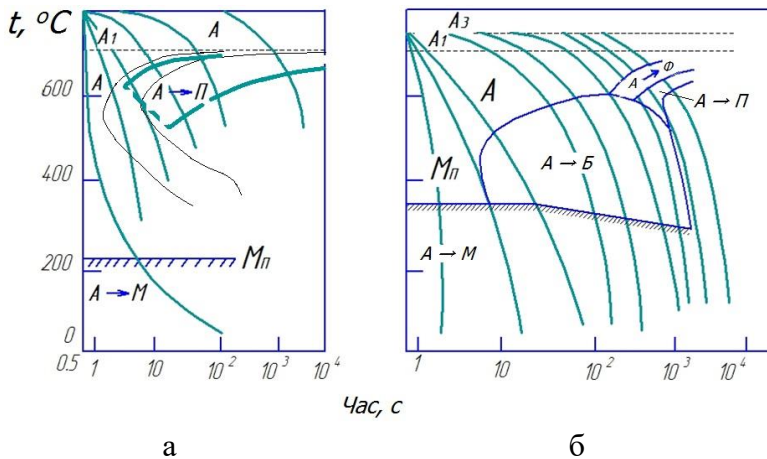


Рисунок 9.22 – Термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту: а – евтектоїдна сталь; б – доевтектоїдна легована сталь з 0,39 % С, 1 % Сr, 0,15 % Мо. Тонкі лінії на рисунку а відповідають діаграмі ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту [5]

9.1.7. Четверте основне перетворення

Четверте основне перетворення відбувається під час відпуску загартованої сталі. За *мартенситного перетворення* в сталях із високим умістом вуглецю формується структура, що складається з мартенситу та залишкового аустеніту. Ці обидві фази нетривкі і під час нагрівання розпадаються [1, 30].

Розрізняють *чотири основні перетворення*, що відбуваються під час нагрівання сталей із вихідною структурою мартенсит + залишковий аустеніт. Температурні межі цих перетворень доволі умовні.

Перше перетворення проходить за температури, що не перевищує 200 °С. Завдяки тепловій активізації

дифузії, починаючи з температури ~ 100 °С, на деяких ділянках мартенситу виділяється частина атомів карбону й утворюються дуже тонкі та дрібні пластинки метастабільного ϵ -карбіду, формула якого близька до Fe_2C . Товщина утворених пластинок становить декілька атомних шарів, вони мають спільну з мартенситом кристалографічну площину, атоми якої належать одночасно обом фазам, тобто між цими фазами існує когерентність. Концентрація вуглецю в мартенситі стає неоднорідною: вона найнижча в тих ділянках, що межують із карбідами. Поступова втрата мартенситом значної кількості вуглецю є причиною трансформування тетрагональної кристалічної ґратки в ґратку, близьку до кубічної, в якій співвідношення параметрів c/a наближається до одиниці.

Отриманий під час нагрівання мартенсит, в якому співвідношення параметрів c/a близьке до одиниці та який є гетерогенною сумішшю пересиченого вуглецем α -твердого розчину неоднорідної концентрації й невідокремлених частинок карбіду, називають *відпущеним мартенситом* (рис. 9.23 а).

Із підвищенням температури або тривалості нагрівання величина частинок ϵ -карбіду поступово збільшується. У сталях із вмістом вуглецю, меншим ніж 0,2 %, ϵ -карбід не утворюється. Внаслідок різних питомих об'ємів карбіду й α -твердого розчину між цими фазами виникають істотні залишкові напруження.

Друге перетворення відбувається в інтервалі температур 200–300 °С і лише в сталях із залишковим аустенітом. Останній розпадається на збіднений вуглецем мартенсит і карбід. Основою перетворення є дифузія, і воно за своєю природою нагадує бейнітне перетворення. Наприкінці другого перетворення в α -твердому розчині ще залишається 0,15–0,20 % вуглецю.

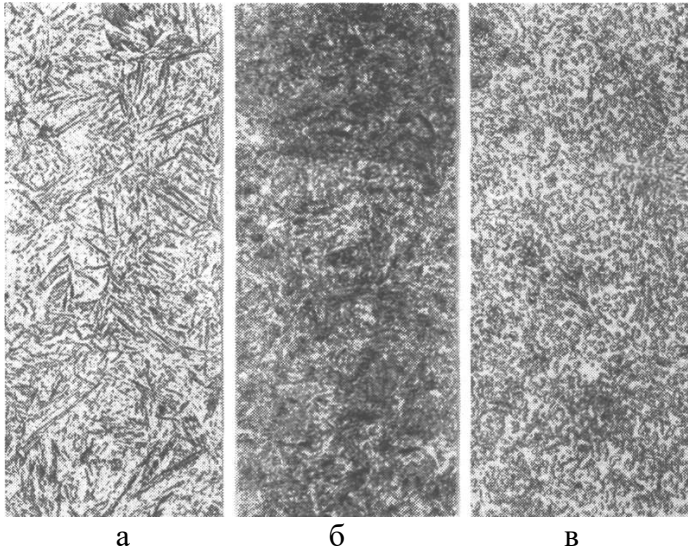


Рисунок 9.23 – Структура сталі (0,6 % С) після відпуску, х 500: а – мартенсит відпуску; б – тростит; в – сорбіт [30]

Третє перетворення спостерігається за температур 300–400 °С. Тоді зникають залишкові напруження, закінчується розпад мартенситу, карбідні частинки відокремлюються від матриці й переходять у цементит. Форма цементитних частинок наближається до сфероїдальної, а розміри їх збільшуються за рахунок розчинення дрібних частинок і подальшого росту великих. Утворена в інтервалі температур 300–400 °С високодисперсна двофазна зерниста феритно-цементитна структура має твердість, близьку до троститу, й називається **троститом відпуску** (рис. 9.23 б).

Четверте перетворення маємо під час нагрівання до температур, вищих за 400 °С. Таке нагрівання не змінює фазового стану, проте сприяє коагуляції й сфероїдизації карбідів. Коагуляція відбувається шляхом перенесення

атомів вуглецю через твердий розчин. В інтервалі температур 450–600 °С утворюється структура, що називається **сорбітом відпуску** (рис. 9.23 в). У ньому, як і в троститі відпуску, карбідні частинки мають форму зерен тоді, як у сорбіті й троститі, утворених із переохолодженого аустеніту – форму пластинок (рис. 9.13). Утворення зернистих структур покращує властивості сталі. За однакової твердості, міцності та пластичності сталь із зернистою структурою має більш високі значення межі текучості, відносного звуження й ударної в'язкості.

Дилатометричні дослідження процесів, що відбуваються під час відпуску загартованої вуглецевої сталі, виявили три температурних інтервали зміни довжини зразків: зменшення за 70–150 °С, збільшення за 150–300 °С і знову зменшення довжини за 300–400 °С (рис. 9.24).

Оскільки вихідною є структура, що складається з мартенситу та аустеніту, а питомий об'єм мартенситу більший, ніж аустеніту, то під час перетворення мартенситу об'єм буде *зменшуватися* (стискання зразка), під час перетворення аустеніту – *збільшуватися* (розширення зразка). Отже, перше й третє перетворення пов'язані зі змінами стану мартенситу, а друге – зі змінами стану аустеніту.

Легувальні елементи впливають на перетворення під час нагрівання мартенситу та залишкового аустеніту. Це зумовлено сповільненням дифузії вуглецю та легувальних елементів у твердому розчині. Очевидно, за низьких (до 200 °С) температур вплив легувальних елементів на розпад мартенситу й залишкового аустеніту незначний.

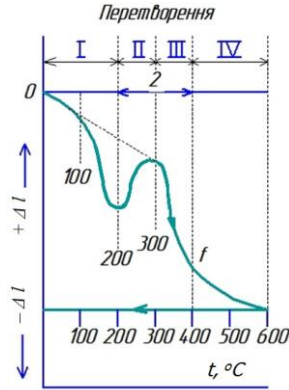


Рисунок 9.24 – Дилатометрична крива відпуску вуглецевої сталі (1,2 % С)

За більш високих температур уведення в сталь Cr, Mo, W, V, Si та Ti значно гальмує процеси розпаду мартенситу, утворення й росту частинок карбідів. Це має велике практичне значення. Якщо у вуглецевій і низьколегованій сталях стан відпущеного мартенситу, що має високу твердість, зберігається лише до 250–350 °С, то у високолегованій сталі такий стан зберігається до 450–500 °С та вище.

Крім того, більшість легувальних елементів впливає на підвищення частки залишкового аустеніту в швидкоохолоджених (загартованих) сталях за рахунок зниження температури початку мартенситного перетворення $M_{\text{П}}$ (рис. 4.18). Це, зокрема, стосується швидкорізальних сталей, частка залишкового аустеніту в яких становить 25–35 %, а аустеніт розпадається лише за температур 500–600 °С на відміну від температур розпаду залишкового аустеніту 200–300 °С у вуглецевих сталях.

9.2. Технологія термічного оброблення сталі

Технологія термічного оброблення сталі регламентує зміну температури сталі в часі. Процес термічного оброблення часто описують графічно в координатах температура – час (рис. 9.1). Із такого графіка можна дізнатися про максимальну температуру нагрівання й тривалість періодів нагрівання, витримки та охолодження. Технологія термооброблення повинна забезпечувати високу стабільність заданих властивостей сталі, максимальну продуктивність праці та низьку собівартість продукції.

Технологія термічного оброблення сталі регламентує [1]:

- максимальну температуру нагрівання заготовки t_{\max} ;
- допустиму швидкість нагрівання до температури t_{\max} ;
- час витримки за температури нагрівання;
- режим охолодження;
- належне технологічне обладнання й засоби контролю.

Під час нагрівання відбуваються початкові фазові перетворення, зумовлені кінцевою метою термооброблення. З огляду на продуктивність процесу **швидкість нагрівання** повинна бути максимально допустимою, і її вибирають залежно від теплопровідності сталі, форми та розмірів заготовок, що нагріваються, їх розміщення в печі тощо. Чим менше в сталі легувальних елементів і простіша конфігурація заготовки, тим більша допустима швидкість нагрівання. Швидке нагрівання зменшує утворення оксидів і знеуглецювання на поверхні заготовки, а також затримує ріст зерен аустеніту. Водночас швидке нагрівання збільшує перепад температур у тілі заготовки, а отже, спричинює неодночасність фазових

перетворень, що може призвести до виникнення значних залишкових напружень. Останні нерідко спричиняють жолоблення заготовок і навіть утворення в них тріщин. Для вуглецевих сталей орієнтовна швидкість нагрівання в печах становить 0,8–1 мм/хв. Нагрівання у соляних ваннах скорочує швидкість нагрівання вдвічі. Швидкість нагрівання легованих сталей зменшують на 25–40 % через їх низьку теплопровідність.

Час витримки за температури нагрівання t_{\max} потрібен для того, щоб вирівняти температуру в тілі заготовки та закінчити фазові перетворення. Це приблизно 20 % від загального часу нагрівання.

Найчастіше **нагрівають і витримують** заготовки в полумєневих та електричних печах різної конструкції або в соляних ваннах; рідше для цього використовують установки опору із безпосереднім нагріванням електричним струмом, установки з нагріванням струмами високої частоти, з нагріванням електронними або лазерними променями та ін. Газова атмосфера полумєневих та електричних печей може привести до окиснення за наявності O_2 , CO_2 і H_2O , відновлення в CO , H_2 і CH_4 , зневуглецьовування в O_2 , H_2 , CO_2 . В N_2 , інертних газах та вакуумі реакції не відбуваються. Щоб уникнути окисдації й зневуглецьовування заготовок у соляних ваннах, до розплавлених солей періодично (1–2 рази за зміну) додають дезоксидувальні речовини [30].

За **час охолодження** беруть час, за який з аустеніту формується нова структура: рівноважна (феритно-перлітна, перлітна чи перлітно-цементитна) або нерівноважна (сорбітна, троститна або мартенситна).

На рисунку 9.2 наведена класифікація видів термічного оброблення сталі. До найпоширеніших видів термооброблення сталі належать: відпал, нормалізація, гартування й відпуск [3].

9.2.1. Відпалювання

Метою відпалювання є знеміцнення металу (заготовок) для забезпечення гарної оброблюваності різанням і тиском; виправлення дефектів структури, що утворюються під час гарячої пластичної деформації, лиття або зварювання; усунення залишкових напружень, що виникають у процесі отримання заготовок цими методами [5, 30].

Прискорене охолодження під час технологічних процесів отримання заготовок, пов'язаних із нагріванням, призводить до появи напружень і утворення нерівноважної структури, що викликає підвищення твердості. Це ускладнює їх оброблюваність різанням і знижує пластичність. Під час відпалювання може відбуватися перекристалізація, завдяки чому досягається подрібнення зерна.

У *машинобудуванні* відпалювання є попередньою технологічною операцією, якій піддаються литі, штамповані, ковані й зварні заготовки перед механічним обробленням або холодним обробленням тиском. Відпалювання може використовуватися також як проміжна операція, якщо попереднє оброблення викликало зміну структури і властивостей (наклеп) або появу напружень (після шліфування).

Виділяють відпалювання I і II родів.

ВІДПАЛЮВАННЯ ПЕРШОГО РОДУ. Відпалювання I роду залежно від вихідного стану сплаву, температури його проведення може містити процеси гомогенізації, рекристалізації, зниження твердості й зняття залишкових напружень. Особливістю цього виду відпалювання є те, що зазначені процеси відбуваються незалежно від того, чи відбуваються у сплавах під час термічного оброблення фазові перетворення, чи ні.

Відпалювання I роду не передбачає фазових перетворень

Під час відпалювання I роду фазові перетворення або не відбуваються, або вони не впливають на кінцеві результати [1].

Тому відпалювання I роду можна проводити під час температур, вищих або нижчих за температури фазових перетворень (для сталі критичні точки A_1 і A_3).

Цей вид оброблення залежно від температурних умов його виконання усуває хімічну або фізичну неоднорідність, створену попередніми обробленнями.

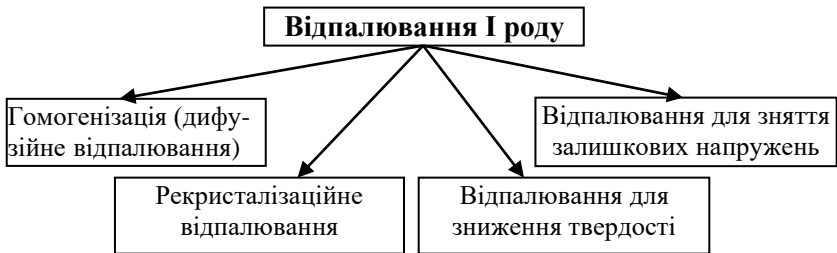


Рисунок 9.25 – Класифікація видів відпалювання I роду [4]

Гомогенізація (дифузійне відпалювання).

Дифузійному відпалюванню піддають виливки легованої сталі з метою зменшення дендритної або внутрішньокристалітної ліквідації, що підвищує здатність сталі, що обробляється тиском, до крихкого руйнування, анізотропії властивостей та виникнення таких дефектів, як шиферність (пошаровий злам) і флокени (тонкі внутрішні тріщини, що спостерігаються в зламі у вигляді білих плям).

Для зменшення дендритної ліквідації виливки піддають гомогенізувальному або дифузійному відпалу. Нагрівання під час дифузійного відпалювання повинно бути до високих температур 1 100–1 200 °С (рис. 9.26), оскільки лише в цьому разі більш повною мірою відбуваються

дифузійні процеси, необхідні для вирівнювання, в окремих об'ємах, складу сталі. Дифузія найбільш інтенсивно відбувається на початку витримки й істотно знижується з часом. Тому щоб запобігти утворенню великої кількості окалини, зменшити витрати палива і збільшити продуктивність печей, проводять мінімальну витримку 1,5–2,0 год. Після витримки заготовки охолоджують до 800–820 °С у печі, а далі – на повітрі.

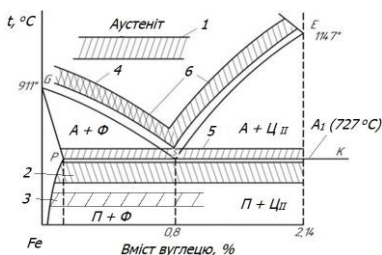


Рисунок 9.26 – Сталева область діаграми з зонами нагрівання під час відпалювання [1]:
 1 – дифузійне;
 2 – рекристалізаційне;
 3 – для зняття напружень;
 4 – повне; 5 – неповне;
 6 – нормалізація

У багатьох випадках для зменшення дендритної ліквідації не проводять спеціального дифузійного відпалювання, а виконують більш високе й тривале нагрівання для гарячої деформації.

У результаті дифузійного відпалювання формується велике зерно. Цей недолік усувається під час подальшого оброблення виливків тиском або в процесі термічного оброблення.

Рекристалізаційне відпалювання передбачає нагрівання холоднодеформованої сталі вище за температуру початку рекристалізації, витримку під час цієї температури з подальшим охолодженням. Цей вид відпалювання широко застосовують як проміжну операцію для зняття наклепу між операціями холодного деформування. Температура відпалювання для досягнення рекристалізації за всім об'ємом і скорочення часу процесу перевищують температуру порогу рекристалізації. Вуглецеві сталі з 0,08–0,2 % С, для оброблення яких

широко використовується холодна деформація (прокатування, штампування, волочіння), відпалюють за температури 680–700 °С (рис. 9.26). Відпалювання каліброваних прутків (після холодного протягування) з високовуглецевої легованої сталі (хромистої, хромокремнистої) проводять за 680–740 °С упродовж 0,5–1,5 год.

Крім рекристалізації фериту під час відпалювання сталі, можуть відбуватися коагуляція та сфероїдизація цементиту, водночас підвищується пластичність, що полегшує оброблення тиском.

Відпалювання для зняття залишкових напружень. Цей вид відпалювання застосовують для виливок, зварних виробів, деталей після оброблення 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 виробу в процесі його оброблення, наприклад, різанням, експлуатації або зберігання. Під час різання, 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 під час їх релаксації.

Відпалювання сталевих виробів для зняття напружень відбувається за температури 160–700 °С з подальшим повільним охолодженням (рис. 9.26).

Для багатьох деталей прецизійних верстатів (ходових гвинтів, високонапружених зубчастих коліс, черв'яків та ін.) часто проводять відпалювання (відпуск) за 570–600 °С упродовж 2–3 годин після основного механічного оброблення і за 160–180 °С 2–2,5 години після

завершального механічного оброблення для зняття шліфувальних напружень. Відпалювання для зняття зварних напружень проводиться за 650–700 °С [1].

Залишкові напруження знімаються й під час проведення інших видів відпалювання, наприклад, рекристалізаційного, з фазовою перекристалізацією, а також під час відпуску (особливо високому) загартованої сталі.

Виділяють ще один вид відпалювання – **відпалювання для зниження твердості**, або **високий відпуск**. Після гарячого механічного оброблення сталь зазвичай має дрібне зерно і задовільну мікроструктуру, тому не вимагає фазової перекристалізації. Але внаслідок прискореного охолодження після прокатування або іншого гарячого оброблення леговані сталі мають нерівноважну структуру: сорбіт, тростит, бейніт або мартенсит і, як наслідок, високу твердість. Для зниження твердості сортовий прокат на заводах піддають високому відпуску за 650–700 °С (дещо нижче за точку A_{C1}) упродовж 3–15 годин із подальшим сповільненим охолодженням. Під час нагрівання до зазначених температур відбуваються процеси розпаду мартенситу та (або) бейніту, коагуляції й сфероїзації карбідів, і в результаті знижується твердість.

Вуглецеві сталі піддають високому відпуску в тому разі, коли вони призначаються для оброблення різанням, холодної висадки або волочіння. Високий відпуск знижує твердість до необхідних значень і забезпечує оптимальну для оброблення різанням мікроструктуру – ферит і суміш зернистого і пластинчастого перліту. Після високотемпературного відпуску доевтектоїдна сталь краще обробляється різанням, ніж після повного відпалювання, коли структура – відособлені ділянки фериту й перліту. Структурно вільний ферит налипає на кромку інструменту,

погіршує якість поверхні виробу, знижує тепловідведення і тому знижує швидкість різання й стійкість інструменту.

Для високолегованих сталей, в яких практично не спостерігається перлітне перетворення, високий відпуск є єдиним термічним обробленням, що дозволяє знизити їх твердість.

ВІДПАЛЮВАННЯ ДРУГОГО РОДУ. Це відпалювання, за якого відбуваються фазові перетворення під час нагрівання та охолодження, що істотно впливають на структуру металу [1, 4, 5].

Відпалювання II роду передбачає фазові перетворення

Цей вид відпалювання полягає в нагріванні сталі до температур вище точок A_{C1} або A_{C3} , витримці і зазвичай подальшому повільному охолодженні. В процесі нагрівання й охолодження відбуваються фазові перетворення ($\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення), що визначають структуру й властивості сталі.

Після відпалювання сталь має низькі твердість і міцність за високої пластичності. Під час фазової перекристалізації подрібнюється зерно й усуваються відманштетова структура й рядковість, що викликана ліквідацією. Відпалювання здебільшого є підготовчим термічним обробленням, що знижує міцність і твердість і полегшує оброблення різанням середньо- і високовуглецевої сталі. Подрібнюванням зерна, зніманням внутрішніх напружень і зменшенням структурної неоднорідності відпалювання підвищує пластичність і в'язкість порівняно з властивостями, отриманими після виливання, кування й прокатування сплавів.

Розрізняють такі види відпалювання II роду: повне, неповне та ізотермічне (рис. 9.27).

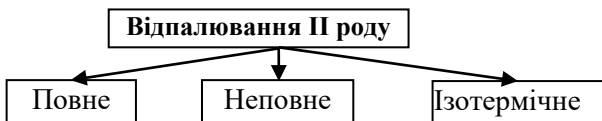


Рисунок 9.27 – Класифікація видів відпалювання II роду [4]

Повне відпалювання полягає в нагріванні доевтектоїдної сталі на 30–50 °С вище температури, що відповідає точці A_3 , витримці за цієї температури для повного прогрівання й завершення фазових перетворень в об’ємі металу й подальшому повільному охолодженні (рис. 9.28).

Під час нагрівання до температури вище точки A_3 на 30–50 °С утворюється аустеніт, що характеризується дрібним зерном, тому під час охолодження виникає дрібнозерниста структура, яка забезпечує високу в’язкість і пластичність, а також можливість досягнення високих експлуатаційних властивостей після остаточної термічного оброблення.

Надмірне перевищення температури нагрівання вище точки A_3 викликає ріст зерна аустеніту, що погіршує властивості сталі.

Швидкість охолодження під час відпалювання залежить від стійкості переохолодженого аустеніту й відповідно від складу сталі. Чим більша стійкість аустеніту в області температур перлітного перетворення, тим повільніше повинно відбуватися охолодження. Тому леговані сталі, що мають високу стійкість переохолодженого аустеніту, охолоджують значно повільніше, в основному зі швидкістю 40–60 °С/год, ніж вуглецеві, де швидкість охолодження яких становить 100–150 °С/год.

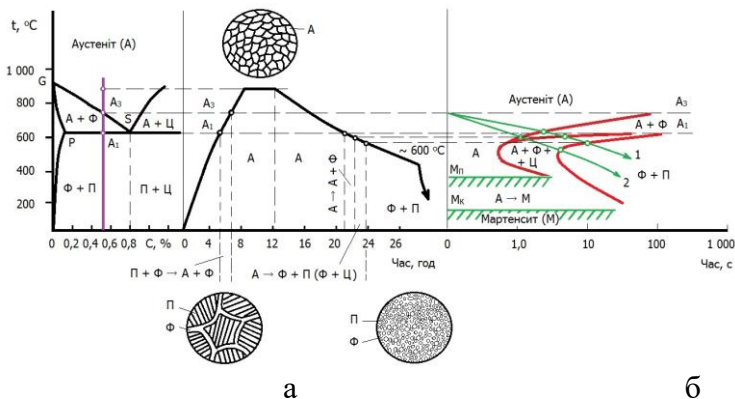


Рисунок 9.28 – Схема повного відпалювання (а) та ізотермічна діаграма розпаду аустеніту (б) доєвтектоїдної вуглецевої сталі: 1 – охолодження під час відпалювання; 2 – охолодження під час нормалізації [1]

Після розпаду аустеніту в перлітній області подальше охолодження можна прискорити й виконати його навіть на повітрі.

Коли відпалювання використовують для зняття напружень у відливках складної конфігурації, повільне охолодження з піччю проводять майже до температури довкілля. Повне відпалювання проводять для сортового прокату зі сталі з 0,3–0,4 % С, поковок і фасонних виливок.

Ізотермічне відпалювання (рис. 9.29) містить нагрівання легованої сталі як для повного відпалювання, швидке охолодження до температури 660–680 °С, що лежить нижче точки A_1 . За цієї цій температури проводять ізотермічну витримку 3–6 год, яка необхідна для повного розпаду аустеніту, і після цього охолодження на повітрі.

Одна з переваг ізотермічного відпалювання полягає в скороченні тривалості процесу, особливо для легованих сталей [5]. 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. 9.29).

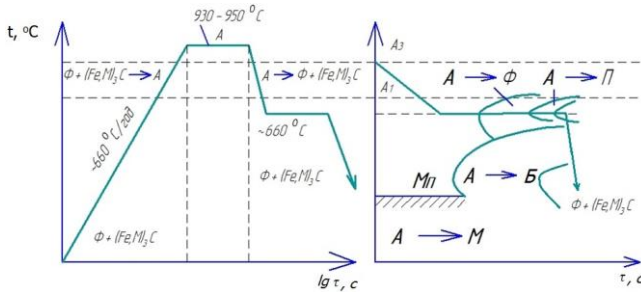


Рисунок 9.29 – Схема ізотермічного відпалювання сталі [1]

За ізотермічного відпалу отримується більш однорідна феритно-перлітна структура в зв'язку з тим, що температура по перерізу виробу вирівнюється, і перетворення по всьому об'єму сталі відбувається за однакового ступеня переохолодження.

Пружинний (канатний) дріт зі сталі, що містить 0,65–0,90 % С, перед холодним волочінням піддають ізотермічному обробленню, яка має назву *патентування*. Для патентування дріт нагрівають до високотемпературного аустенітного стану з метою отримання однорідного аустеніту, а потім пропускають через розплавлену сіль, що має температуру $450\text{--}550^\circ\text{C}$ [1, 4, 5]. Унаслідок ізотермічного розпаду аустеніту утворюється тонкопластинчастий тростит або сорбіт. Така структура дозволяє під час холодного протягування одержувати великі обтискання більше 75 % без обривів і після кінцевого холодного волочіння одержати високу міцність $\sigma_{\text{в}} = 2\ 000\text{--}2\ 850\ \text{МПа}$.

Неповне відпалювання відрізняється від повного тим, що сталь нагрівають до температури (дещо вище від точки A_1). Неповне відпалювання доєвтектоїдних сталей

застосовують для поліпшення їх оброблення різанням. За неповного відпалювання відбувається часткова перекристалізація сталі – унаслідок переходу перліту на аустеніт. Надлишковий ферит лише частково перетворюється на аустеніт. Такий відпал конструкційних легованих сталей проводиться за 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.

Неповне відпалювання широко застосовують для заевтектоїдних вуглецевих і легованих сталей. У цих сталях проводять нагрівання до температури лише дещо вищих від точки A_1 (зазвичай на 10–30 °С), що викликає практично повну перекристалізацію і дозволяє отримувати зернисту (сфероїдальну) форму перліту замість пластинчастої (рис. 9.30).

Таке відпалювання називають *сфероїдизацією*. Часточки цементиту, що не розчинилися під час нагрівання або області з підвищеним вмістом вуглецю, за рахунок неповної його гомогенізації після розчинення цементиту слугують центрами кристалізації для цементиту, що виділяється під час подальшого охолодження до температури нижчої від точки A_1 . Водночас цементит набуває зернистої форми. Унаслідок нагрівання до температури, значно вищої за точку A_1 , з розчиненням більшої частини цементиту й повнішої гомогенізації аустеніту подальше його виділення нижче від точки A_1 відбувається в пластинчастій формі. Якщо надлишковий цементит розміщений у вигляді сітки, що є дефектом, то перед відпалюванням необхідно провести нормалізацію з нагріванням вище від точки A_{cm} для розчинення сітки з вторинного цементиту. Подальше охолодження на повітрі запобігає виділенню цементиту на межах зерен аустеніту.

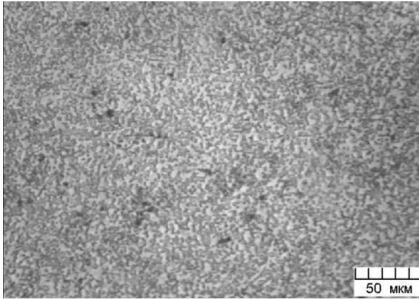


Рисунок 9.30 –
Мікроструктура
заевтектоїдної
вуглецевої сталі У10
після
сфероїдизувального
відпалювання –
зернистий перліт [34]

Сталі, в яких вміст вуглецю близький до евтектоїдного, мають вузький інтервал температур нагрівання 750–760 °С для відпалювання 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 під час сфероїдизації повільне [30]. Воно повинно забезпечити розпад аустеніту на феритно-карбідну структуру, сфероїдизацію й коагуляцію карбідів, що утворилися під час охолодження до 620–680 °С. Частіше застосовують ізотермічне відпалювання, яке потребує менше часу. В цьому разі сталь повільно охолоджують зі швидкістю 30–50 °С/год до 620–768 °С. Витримка під час постійної температури необхідна для розпаду переохолодженого аустеніту й коагуляції карбідів, становить 1–3 години залежно від маси металу. Подальше охолодження проводять на повітрі.

Сталь із зернистим перлітом має більш низьку твердість, межу міцності, більш високі значення відносного видовження й звуження, а також кращу здатність до оброблення різанням [1, 5, 34].

Для підвищення пластичності з метою отримання структури зернистого перліту відпалюють також тонкі

листи і прутки з низько- й середньовуглецевої сталі перед холодним штампуванням або толочінням.

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 й охолодженні на повітрі. Нормалізація викликає повну фазову перекристалізацію сталей і усуває грубозернисту структуру, отриману під час виливання, прокатування, кування або штампування. Нормалізацію широко застосовують для поліпшення властивостей сталевих виливок замість гартування й відпуску [3].

Призначення нормалізації є різним залежно від складу сталі. Для низьковуглецевих сталей нормалізацію застосовують замість відпалювання. Під час підвищення твердості нормалізація забезпечує більшу продуктивність під час оброблення різанням й отримання більш високої чистоти поверхні.

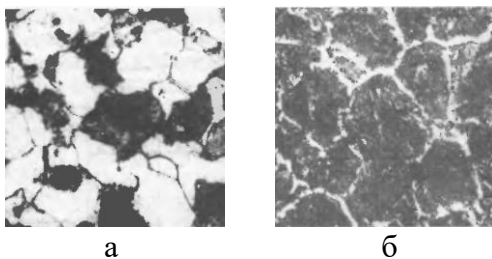


Рисунок 9.31 – Мікроструктура сталі (0,4 % С) після відпалювання (а) та нормалізації (б), х500

Після нормалізації вуглецевих і низьколегованих сталей, як і після відпалювання, утворюється феритно-перлітна структура, проте є й істотні структурні відмінності (рис. 9.31). Під час прискореного охолодження, характерного для нормалізації, доевтектоїдний ферит під час проходження температурного інтервалу $A_{r3}-A_{r1}$

виділяється на межах зерен аустеніту; тому кристали фериту утворюють суцільні або розірвані оболонки навколо зерен аустеніту – феритну сітку.

9.2.2. Гартування сталі

Гартування – це термічне оброблення, яке полягає в нагріванні сталі до температури вище від критичної A_3 для доевтектоїдної і A_1 – для заевтектоїдної сталей або температури розчинення надлишкових фаз, у витримці і подальшому охолодженні зі швидкістю, що перевищує критичну (рис. 9.32). Гартування не є кінцевою операцією термічного оброблення. Щоб зменшити крихкість і напруження, викликані гартуванням, і отримати необхідні механічні властивості, сталь після гартування піддають відпуску [5].

Гартування приводить до підвищення твердості, зносостійкості й міцності сталей. Водночас доевтектоїдні сталі нагрівають до температури на 30–50 °С вище від точки A_3 . У цьому разі сталь із вихідною структурою $\Pi + \Phi$ під час нагрівання набуває аустенітної структури, яка за подальшого охолодження зі швидкістю, вищою від критичної, перетворюється у мартенсит. Гартування від температур, що відповідають міжкритичному інтервалу (A_1 – A_3), застосовують лише для листової низьколегованої маловуглецевої сталі для отримання структури фериту з невеликими ділянками мартенситу 20–30 %, що забезпечує високі механічні властивості й здатність до штампування. В усіх інших випадках гартування доевтектоїдних сталей із міжкритичного інтервалу температур не застосовується, оскільки механічні властивості є нижчими, ніж після гартування, від температури вище від точки A_3 .

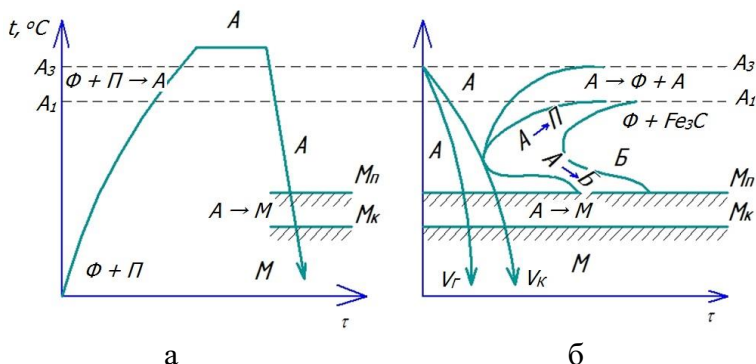


Рисунок 9.32 – Схема гартування доєвтектоїдної сталі:
 а – схема гартування; б – ізотермічна діаграма розпаду
 переохолодженого аустеніту доєвтектоїдної сталі
 з визначенням швидкості охолодження під час гартування
 V_r і критичної швидкості гартування V_K ; А – аустеніт;
 Б – бейніт; Ф – ферит; М – мартенсит [1]

Заєвтектоїдні сталі для гартування нагрівають дещо вище від точки A_1 (рис. 9.33). За такого нагрівання утворюється аустеніт під час збереження і деякої кількості цементиту. Після охолодження структура сталі складається з мартенситу й нерозчинених частинок карбідів, що мають високу твердість (рис. 9.33 б). Верхнє значення інтервалу температури гартування для більшості заєвтектоїдних сталей обмежують, оскільки надмірне перевищення температури вище від точки A_1 пов'язане з 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 від точки A_{Cm} знижує твердість сталі за рахунок збільшення кількості залишкового аустеніту (рис. 9.33 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 легованості аустеніту [30]. Це підвищення температури не призводить до помітного росту зерна в зв'язку з тим, що нерозчинені частинки карбідів затримують ріст зерна аустеніту.

Тривалість нагрівання під гартування сталі повинна забезпечити прогрівання виробу по перерізу й завершення фазових перетворень, але не повинна викликати росту зерна й знеуглецювання поверхневих шарів сталі.

Деталі машин та інструмент складних форм під час нагрівання під гартування для зменшення деформацій попередньо підігрівають до 400–600 °С.

Для уникнення окиснення та знеуглецювання поверхневого шару виробів термічне оброблення проводять у печах із контрольованою атмосферою, яку одержують шляхом повного або часткового спалювання метану CH_4 (природного газу).

Охолодження під час гартування повинно забезпечити отримання структури мартенситу в межах заданого перерізу виробу (необхідну прогартуваність) і не повинно викликати утворення дефектів гартування: тріщин, деформацій, жолоблення та високих розтягувальних залишкових напружень у поверхневих шарах.

Запобігання розпаду переохолодженого аустеніту в області перлітного й проміжного перетворень досягається високою швидкістю охолодження вище від критичної швидкості гартування в інтервалі температур A_1 – $M_{п}$. Для зменшення рівня залишкових напружень та уникнення утворення тріщин висока швидкість охолодження в інтервалі температур $M_{п}$ – $M_{к}$ є небажаною. Надто повільне охолодження в мартенситному інтервалі може призвести до відпуску мартенситу й збільшення кількості

залишкового аустеніту. Тому під час гартування охолодження проводять з оптимальними швидкостями.

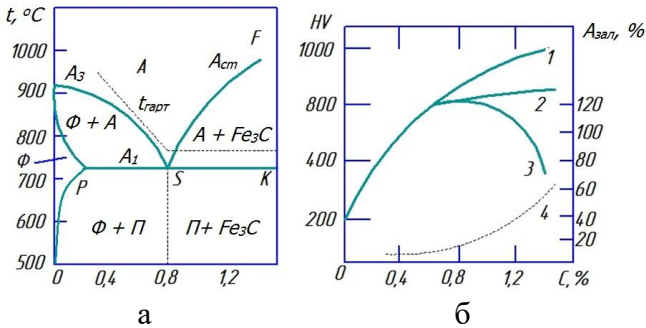


Рисунок 9.33 – Діаграма стану Fe – Fe₃C із нанесеними температурами нагрівання для загартування сталей (а) і залежність твердості й кількості залишкового аустеніту сталі після гартування від вмісту вуглецю (б):
 1 – мартенсит; 2 – заевтектоїдна сталь, що загартована від температури A₁ + (20–30 °C); 3 – заевтектоїдна сталь, що загартована від температури A_{Cm} + (20–30 °C); 4 – кількість залишкового аустеніту A_{зал}, після гартування від температури A₃ + (20–30 °C) для доевтектоїдної сталі й A_{Cm} + (20–30 °C) для заевтектоїдної сталі [1]

Для гартування використовують киплячі рідини – воду, водяні розчини лугів і солей, мастила. Під час гартування в цих середовищах розрізняють *три періоди* [1, 2]:

- плівкове кипіння, коли на поверхні сталі утворюється «паровий шар»; у цей період швидкість охолодження порівняно невелика;
- бульбашкове кипіння, настає під час повного руйнування парової плівки; спостерігається під час охолодження поверхні до температури нижче від

критичної; у цей період відбувається швидке відведення тепла;

– конвективний теплообмін, що відповідає температурам нижче температури кипіння охолоджувальної рідини; тепловідведення у цей період відбувається з найменшою швидкістю.

Температурні інтервали періоду бульбашкового кипіння й відносна інтенсивність охолодження в середині цього інтервалу для різних охолоджувальних рідин наведені в таблиці 9.2.

Під час гартування вуглецевої та деяких низьколегованих сталей, що мають малу стійкість переохолодженого аустеніту, як охолоджувальне середовище застосовують воду й водні розчини NaCl або NaOH.

Вода як охолоджувальне середовище має істотні недоліки. Висока швидкість охолодження в області температур мартенситного перетворення часто призводить до утворення дефектів гартування.

Із підвищенням температури води різко погіршується її охолоджувальна здатність. Під час гартування виробів у гарячій воді внаслідок їх повільного охолодження за високих температур і швидкого охолодження за низьких температур, теплові напруження отримуються низькими, а найбільш небезпечні структурні – високими, що може викликати утворення тріщин.

Таблиця 9.2 – Відносна інтенсивність охолодження середовищ для гартування [1]

Охолоджувальне середовище	Температура, °C		Відносна інтенсивність охолодження в інтервалі температур бульбашкового кипіння
	охолоджувального середовища	бульбашкового кипіння	
Вода	20	400–100	1,0
	40	350–100	0,7

Продовження таблиці 9.2

	80	250–100	0,2
10%-й 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

Найбільш високою і рівномірною охолоджувальною здатністю відрізняються холодні водяні розчини NaCl або NaOH (8–12 %), які широко використовуються на практиці.

Під час гартування у водних розчинах паровий шар руйнується майже миттєво, й охолодження відбувається більш рівномірно і в основному проходить на стадії бульбашкового кипіння.

Для охолодження заготовок після гарячого оброблення тиском широко використовують водоповітряні середовища, які подають за допомогою форсунок.

Леговані сталі, що мають більш високу стійкість переохолодженого аустеніту, охолоджують під час гартування в мінеральному маслі.

Масло як середовище для гартування має такі *переваги* [1]:

- невелику швидкість охолодження в мартенситному інтервалі температур, що зменшує виникнення дефектів гартування;
- постійну здатність до гартування в широкому інтервалі температур середовища 20–150 °С.

Недоліки масла:

- підвищена здатність до запалювання (температура спалаху 165–300 °С);

– недостатня стабільність і низька охолоджувальна здатність в області температур перлітного перетворення;

– підвищена вартість.

Температуру масла під час гартування підтримують у межах 60–90 °С, коли його в'язкість є мінімальною.

Для гартування застосовують також водні розчини полімерів, що знижують швидкість охолодження в мартенситному інтервалі температур.

Деформації. Напруження під час гартуванні сталі виникають унаслідок нерівномірного охолодження поверхні й осердя виробу, а також збільшення об'єму під час мартенситного перетворення й неоднорідності його проходження у виробі. Напруження, що виникають за рахунок нерівномірності охолодження виробу, називають *тепловими*, а ті, що викликаються мартенситним перетворенням, – *структурними, або фазовими*. Лише теплові напруження виникають у тому разі, коли відсутні фазові перетворення, наприклад, під час охолодження відпаленої сталі від температури нижче точки A_{C1} .

Неоднаковий розподіл температур по перерізу виробу за швидкого охолодження 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 розтягувальні напруження, а у внутрішніх шарах – стискання.

По досягненні під час гартування температур нижче від точки M_{Π} мартенсит насамперед утворюється на поверхні, де точка M_{Π} буде досягнута раніше, ніж в осерді. Оскільки перетворення аустеніт-мартенсит супроводжується збільшенням об'єму, то це призводить до утворення на поверхні стискувальних напружень, а у

внутрішніх шарах – розтягувальних. Із розвитком перетворення знак напружень на поверхні й в осерді змінюється.

Якщо величина напружень перевищує межу міцності й метал має низьку пластичність, то напруження не можуть зменшуватися під час пластичної деформації. Це викликає утворення тріщин. Найбільш небезпечні також розтягувальні напруження на поверхні, які сприяють утворенню тріщин і знижують межу втоми сталі.

СПОСОБИ ГАРТУВАННЯ. Найбільш широко використовують безперервне гартування, яке проводять в одному охолоджувачі. Для виробів складної форми для зменшення деформації застосовують й інші методи гартування.

1. Гартування в одному середовищі. Нагріту до певної температури деталь занурюють у рідину для гартування до повного охолодження (крива 1 на рис. 9.34). Для вуглецевої й низьколегованої сталей як рідина для гартування застосовується вода, а для легованих – масло.

Щоб твердість по всій поверхні була рівномірною, бажано забезпечити відносний рух виробу й охолоджувального середовища. Під час механізованого гартування в агрегатах середовище рухається унаслідок циркуляції. В індивідуальному виробництві рух додається виробу.

Швидкість відносного руху середовища й виробу не повинна викликати жолоблення. Для зменшення внутрішніх напружень перед зануренням в охолоджувальне середовище виріб якийсь час підстужують на повітрі. Таке гартування називається гартуванням із підстужуванням [5, 30]. Застосовується для легованих сталей, що гартуються з високих температур.

2. *Перерване гартування (гартування у двох середовищах).* Виріб, що гартується цим способом, спочатку швидко охолоджують у воді до температури, дещо вищої від точки M_{II} , а потім швидко переносять у середовище з меншою швидкістю охолодження, наприклад, у масло або на повітря (рис. 9.34, крива 2). У цьому середовищі проводять охолодження до $20\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Унаслідок 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. Застосовується цей спосіб під час гартування інструменту з високовуглецевої сталі.

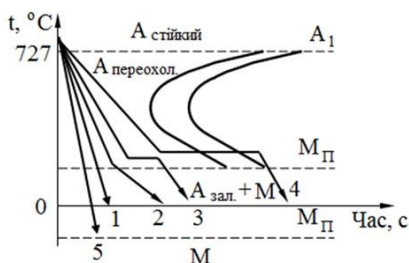


Рисунок 9.34 – Схема способів гартування:

- 1 – безперервне; 2 – у двох середовищах; 3 – ступеневе;
- 4 – ізотермічне; 5 – оброблення холодом [1]

3. *Гартування з самовідпуском.* У цьому разі охолодження виробу в охолоджувальному середовищі переривають для того, щоб у внутрішній частині виробу збереглася ще деяка кількість тепла. Під дією теплообміну температура в сильніше охолоджених поверхневих шарах підвищується й вирівнюється з температурою внутрішніх шарів. У зв'язку з цим відбувається самовідпуск сталі.

Гартування із самовідпуском застосовують для таких інструментів, як зубила, кувалди, слюсарні молотки,

кери, які працюють з ударними навантаженнями і повинні мати високу твердість на поверхні й підвищену в'язкість у внутрішніх об'ємах виробу.

4. *Ступеневе гартування.* Під час гартування цим способом сталь після нагрівання до температури гартування охолоджують у середовищі, що має температуру, дещо вищу $M_{\text{П}}$, зазвичай 180–250 °С і витримують за цієї температури порівняно короткий час. Потім виріб охолоджують до нормальної температури на повітрі (рис. 9.34, крива 3). У результаті витримки в охолоджувальному середовищі досягається вирівнювання температури за перерізом виробу, але це не повинно викликати перетворення аустеніту з утворенням бейніту.

Мартенситне перетворення відбувається під час охолодження на повітрі, але менш повно, ніж за безперервного гартування, внаслідок чого сталь зберігає більше залишкового аустеніту. Під час ступеневого гартування зменшуються об'ємні зміни внаслідок наявності більшої кількості залишкового аустеніту й можливості самовідпуску мартенситу. Зменшується також здатність до жолоблення внаслідок проходження мартенситного перетворення майже одночасно в усіх ділянках виробу та небезпека появи тріщин.

Під час фазових перетворень, зокрема і мартенситного, зменшується міцність сталі і зростає пластичність. Це явище, яке спостерігається лише в момент перетворення, використовується під час ступеневого гартування для правки виробів, здатних 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 $M_{\text{п}}$ є нижчою від критичної швидкості гартування, й аустеніт розпадається за високих температур.

5. *Ізотермічне гартування.* Гартування цим способом виконують в основному так, як і ступеневе, але в цьому разі передбачається більш тривала витримка вище від точки $M_{\text{п}}$, (рис. 9.34, крива 4). Під час такої витримки відбувається розпад аустеніту з утворенням нижнього бейніту. Для вуглецевих сталей ізотермічне гартування не дає істотного підвищення механічних властивостей порівняно з властивостями, що одержуються під час звичайних гартування й відпуску.

У легованих сталях розпад аустеніту в проміжній області не відбувається до кінця. Якщо аустеніт не розпадається за ізотермічної витримки, не перетворюється в мартенсит під час подальшого охолодження, то сталь отримує таку структуру: бейніт і 10–20 % залишкового аустеніту, збагаченого вуглецем. За такої структури досягається висока міцність під час достатньої в'язкості. Для багатьох сталей ізотермічне гартування забезпечує значне підвищення конструкційної міцності.

Якщо більша частина аустеніту, що не розпався після завершення проміжного перетворення, під час подальшого охолодження перетворюється в мартенсит, то ізотермічним гартуванням неможливо одержати високі механічні властивості. У цьому разі різко знижується опір крихкому руйнуванню.

Конструкційні леговані сталі, що містять 0,3–0,5 % С одержують оптимальні механічні властивості в результаті ізотермічного гартування й витримки в нижній частині проміжної зони ізотермічного розпаду аустеніту дещо вище від точки $M_{\text{п}}$. Тривалість витримки в середовищі для гартування залежить від стійкості аустеніту за температур вище від точки $M_{\text{п}}$, які

визначаються діаграмою ізотермічного розпаду аустеніту для цієї сталі.

Для охолодження в інтервалі температур 150–500 °С під час ступеневого й ізотермічного гартування використовують розплавлені суміші солей 55 % KNO_3 і 45 % NaNO_3 , а також розплавлені луги 20 % NaOH і 80 % KOH [1, 3]. Чим нижча температура солі (лугу), тим вища швидкість охолодження в середовищі. Оскільки розплавлені солі охолоджуються лише внаслідок тепловіддачі, то охолоджувальна здатність їх зростає під час перемішування.

Охолодження в розплавах лугів, якщо попередньо деталі нагрівались у розплавлених солях (тобто солях, що не викликають окиснення), дозволяє отримувати чисту поверхню світло-сірого кольору. Гартування цим способом називають *світлим*.

б. *Оброблення холодом* (рис. 9.34, крива 5) застосовується для легованих сталей, в яких температура закінчення мартенситного перетворення M_k значно нижче від 0 °С. Якщо гартувати ці сталі звичайним способом, то поряд із мартенситом у структурі виявляється значна кількість залишкового аустеніту. Залишковий аустеніт знижує твердість загартованої сталі й може викликати нестабільність розмірів готових деталей, оскільки в процесі їх роботи може відбуватися перетворення залишкового аустеніту на мартенсит.

Для стабілізації розмірів загартованих виробів і підвищення їх твердості проводиться охолодження до температури M_k , в процесі якого аустеніт перетворюється на мартенсит. Температура M_k легованих сталей має широкі межі від –40 °С до –196 °С.

Обробленню холодом піддають швидкорізальні сталі, цементовані деталі, вимірювальні інструменти, підшипники, особливо точні вироби тощо.

ЗАГАРТОВАНІСТЬ І ПРОГАРТОВАНІСТЬ

СТАЛІ. *Загартваність* – це властивість сталі набувати внаслідок гартування максимальної твердості [1, 5]. Залежить в основному від вмісту атомів вуглецю в ґратці α -заліза (рис. 9.35). Чим більше в мартенситі вуглецю, тим вища його твердість.

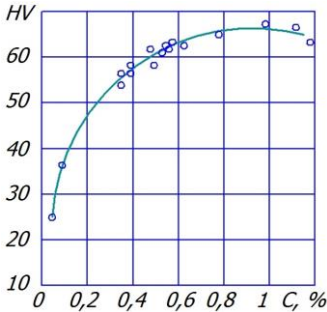


Рисунок 9.35 – Залежність загартваності (максимальної твердості) зразків від вмісту вуглецю (гартування у воді) [1]

у великих зразках, що пов'язано з її недостатньою прогартованістю.

Прогартованістю називають здатність сталі отримувати загартований шар із мартенситною або тросто-мартенситною структурою і високою твердістю на тій чи іншій глибині [1]. Прогартованість визначається критичною швидкістю охолодження, що залежить від складу сталі. Якщо дійсна швидкість охолодження в осердя виробу буде перевищувати критичну V_K , то він отримає мартенситну структуру по всьому перерізу і тим самим буде мати суцільну прогартованість.

Вплив легувальних елементів на загартованість залежить від повноти розчинення в аустеніті карбідів, нітридів і деяких інших стійких сполук. Тому вибирають такі умови нагрівання, коли в γ -розчин переходить максимальна кількість вуглецю й легувальних домішок. У реальних умовах максимальної твердості вуглецевої сталі неможливо досягти

Коли швидкість охолодження в осерді буде менша від критичної, то виріб прогартується лише на певну глибину, і прогартованість буде неповною. У цьому разі в осерді відбувається розпад аустеніту з утворенням пластинчастої феритно-карбідної структури (троститу, сорбіту або перліту).

За глибину загартованого шару умовно беруть відстань від поверхні до напівмартенситної зони (50 % мартенситу + 50 % троститу) [5]. Діаметр заготовки, в центрі якої після гартування в цьому охолоджувальному середовищі утворюється напівмартенситна структура, називають *критичним діаметром D_K* .

Критичний діаметр визначає розмір перерізу виробу, який прогартується наскрізь, тобто одержує високу твердість, а після відпуску – високі механічні властивості по всьому перерізу. Напівмартенситна структура в багатьох випадках не забезпечує максимум механічних властивостей – істотно знижуються втомна міцність й ударна в'язкість. У зв'язку з цим прогартованість часто визначають за глибиною загартованого шару зі структурою 95 % мартенситу. Критичний діаметр для структури 95 % мартенситу приблизно на 25 % менший від критичного діаметра, що визначений за напівмартенситною зоною. Повна прогартовуваність на структуру 99,9 % мартенситу становить 50 % напівмартенситної прогартовуваності. Напівмартенситну зону приймають як критерій прогартованості, оскільки її легко визначити за мікроструктурою, але ще простіше – за твердістю.

Прогартованість є тим більшою, чим менша критична швидкість гартування, тобто чим вища стійкість переохолодженого аустеніту. Леговані сталі внаслідок більш високої стійкості переохолодженого аустеніту й відповідно меншої критичної швидкості охолодження

прогартуються на більшу глибину, ніж вуглецеві. Істотно підвищують прогартованість Mn, Cr, Mo, а також незначні домішки 0,001–0,003 % В, менш сильно впливають Ni та Si [5]. Прогартованість особливо зростає за одночасного введення в сталь кількох легувальних елементів.

Під час суцільного гартування властивості сталі й зокрема твердість по всьому перерізу виробу однакові. За несущільного гартування зміна структури сталі по перерізу сприяє відповідним змінам властивостей.

Для визначення прогартованості застосовують метод торцевого гартування.

ПОВЕРХНЕВЕ ГАРТУВАННЯ СТАЛІ. Під *поверхневим гартуванням* розуміють таке гартування, за якого поверхневі шари гартуються на деяку глибину, а осердя залишається незагартованим [1, 5]. Застосовується таке гартування для виробів, поверхня яких повинна мати зносостійкість.

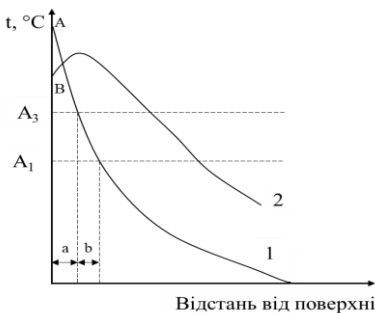


Рисунок 9.36 – Криві зміни температури по перерізу:

- 1 – у момент нагрівання;
- 2 – через якийсь проміжок часу після закінчення нагрівання [1]

Деталі перед гартуванням нагрівають так, щоб поверхневі шари були нагріті вище за точку A_1 або A_3 , а осердя – нижче за точку A_1 (рис. 9.36). За швидкого охолодження (вище за критичну швидкість) у зовнішньому шарі утворюється мартенсит, а у внутрішніх шарах перетворень не відбувається. Глибина загартованого шару залежить від відстані, на якій температура нагрівання перевищує температуру точок A_1 і A_3 та прогартованості сталі.

Різниця температур між поверхневими та внутрішніми шарами металу тим більша, чим вища швидкість нагрівання і чим менша витримка під час нагрівання. Для поверхневого гартування застосовують сталі з вмістом вуглецю більше ніж 0,4 %, під час гартування яких можна одержати твердість вище HRC 58 і високий опір зношення. Існують такі способи нагрівання під поверхнєве гартування [1]:

- у соляних або свинцевих ваннах;
- газовим полум'ям;
- контактний;
- в електроліті;
- індукційний струмами високої частоти;
- нагрівання лазерним променем тощо.

Значного поширення набуло поверхнєве нагрівання *струмами високої частоти (СВЧ)*. Для нагрівання струмами високої частоти заготовку 1 (рис. 9.37) вставляють в індуктор 2 (соленоїд) із деяким зазором. Кожній заготовці потрібен окремий індуктор відповідно до її форми й розмірів. *Індуктор* – це електропровідна мідна трубка, всередині якої циркулює вода для охолодження. Струм високої частоти створює змінне електромагнітне поле. Воно індукує в заготовці вихрові струми, які швидко нагрівають її поверхню. Чим більша частота струму, то менша глибина його проникнення (глибина нагрівання). Час нагрівання перебуває в межах від 2 с до 50 с. Висока швидкість нагрівання зсуває фазові перетворення в зону підвищених температур порівняно з повільним нагріванням у печі. Так, наприклад, під час пічного нагрівання сталі до 40 температура гартування 840–860 °С, за індукційного зі швидкістю 250 °С/с – 880–920 °С, а зі швидкістю 500 °С/с – 980–1 020 °С.

Для живлення індуктора використовують машинні або лампові генератори. Машинні генератори виробляють

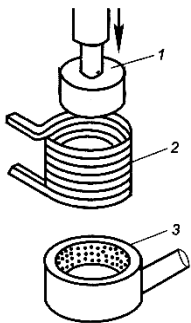


Рисунок 9.37 – Поверхнєве гартування струмами високої частоти:
 1 – заготовка; 2 – індуктор;
 3 – пристрій для охолодження

струм частотою 500–15 000 Гц, лампові – до 107 Гц. Лампові генератори використовують для утворення загартованого шару завтовшки від 0,1 до 2 мм, машинні – понад 2 мм. Нагріту заготовку негайно охолоджують у спеціальному пристрої 3, через отвори якого інтенсивно подається охолоджувальна рідина. Часто заготовку після нагрівання вкидають у посудину з рідиною.

Перевагами нагрівання СВЧ є такі [1, 4, 5]:

- СВЧ-гартування економніше за звичайне гартування, оскільки під час СВЧ нагрівається лише необхідний елемент деталі та зменшується час гартування;
- СВЧ-гартування дозволяє знизити брак виробів (жолоблення, деформацію, появу тріщин);
- СВЧ-гартування не сприяє вигоранню вуглецю й окалиноутворенню;
- залежно від необхідності можна змінювати глибину загартованого шару;
- під час застосування СВЧ-гартування механічні властивості сталі вищі, ніж під час звичайного гартування;
- під час використання СВЧ-гартування практично немає деформацій;
- високі автоматизація й механізація процесу.

Недоліком методу є висока вартість генераторів СВЧ, а також необхідність виготовляти окремий індуктор

для кожної заготовки та потреба індивідуально добирати режим оброблення.

Поверхневому індукційному гартуванню піддають сталі 40, 45, 40X, 45X, 40XH, що містять 0,4–0,5 % С і після гартування мають високі твердість, зносостійкість і не здатні до крихкого руйнування.

Виділяють такі способи гартування з індукційним нагріванням:

- одночасне нагрівання й охолодження всієї поверхні, застосовується для виробів, що мають невелику поверхню зміцнення, зокрема валиків, пальців, інструменту;

- безперервно-послідовне нагрівання й охолодження (для гартування довгих валів та осей);

- послідовне нагрівання й охолодження окремих ділянок – цей метод застосовують під час послідовного гартування шийок колінчастих валів, кулачків розподільних валів.

Після гартування з індукційним нагріванням вироби піддають низькому відпуску за 160–200 °С, іноді й самовідпуску. В цьому разі під час гартування охолодження проводять не до кінця, і в деталі зберігається деяка кількість теплоти, що нагріває загартований шар до температур відпуску.

Під час поверхневого гартування значно підвищується межа утоми сталі. Підвищення межі утоми пояснюється утворенням у загартованому шарі залишкових напружень стискання. Це особливо важливо для осей і валів, що працюють на згин і кручення, в яких максимальні розтягувальні напруження виникають у поверхневих шарах.

Нагрівання лазерним променем до високих температур триває всього 10^{-3} – 10^{-7} с, після чого від нагрітої поверхневої ділянки малого об'єму дуже швидко

відводиться теплота холодним металом, і відбувається гартування. Лазери – це квантові генератори світла, енергія якого перетворюється в теплоту. Лазерне випромінювання характеризується вузьким пучком висококонцентрованої енергії, що її випромінюють тверді тіла (рубін, ітрій, скло) або гази (He, Ne, Ar, CO₂). Лазерне випромінювання особливо ефективне для виробів зі складною поверхнею. Товщина зміцненого шару не перевищує 0,1–0,15 мм.

9.2.3. Відпускання

Відпускання – це нагрівання загартованої сталі до температури, меншої від A_{c1} , витримування за цієї температури й подальше охолодження. **Мета відпускання** – зменшення залишкових напружень, зниження твердості й підвищення пластичності сталі [1, 4, 34]. Під час відпускання розпадаються мартенсит гартування й залишковий аустеніт, а також збільшуються і сфероїдизуються карбіди. Зазначені структурні перетворення змінюють механічні властивості відпущених сталей (рис. 9.38).

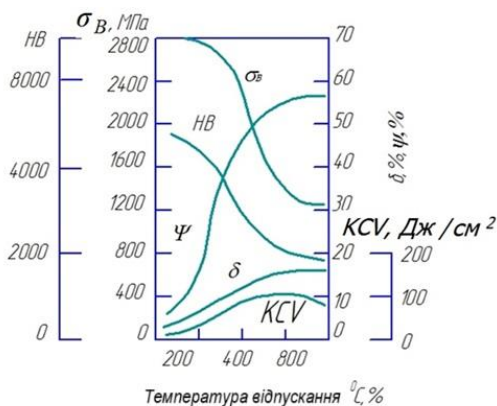


Рисунок 9.38 – Залежність механічних властивостей загартованої сталі від температури відпускання (сталь 45) [1]

Залежно від температури нагрівання розрізняють низькотемпературне, середньотемпературне й високотемпературне відпускання.

Низькотемпературне відпускання полягає в нагріванні загартованої сталі до температур 150–250 °С зазвичай упродовж 1–3 год. У результаті отримують **відпущений мартенсит** і частково знімають напруження гартування. Пластичність низьковідпущеної сталі дещо зростає, а твердість майже не змінюється. Низькотемпературне відпускання застосовують як остаточне термооброблення для різальних і вимірювальних інструментів, а також до цементованих і поверхнево загартованих виробів, умови роботи яких вимагають значної поверхневої твердості й високої зносостійкості.

Коли проводять **середньотемпературне відпускання**, то загартовану сталь нагрівають до 350–500 °С. У межах зазначених температур нагрівання мартенсит гартування й залишковий аустеніт повністю розпадаються на дисперсну феритно-цементитну суміш – **тростит відпускання**. Така структура поєднує високі межі міцності, пружності й витривалості. Твердість сталі після середньо-температурного відпускання становить 40–50 HRC. Цей вид термооброблення застосовують для пружин, ресор, а також ударного інструменту.

Високотемпературне відпускання вимагає нагрівання загартованої сталі до температур 500–650 °С і забезпечує повний розпад структур гартування й подальшу коагуляцію продуктів розпаду. Утворена зерниста структура – **сорбіт відпускання** – має високу пластичність та ударну в'язкість за задовільної міцності. Високотемпературне відпускання застосовують для деталей, що сприймають значні ударні та знакозмінні навантаження.

Відпускання крихкості – це окрихчення багатьох конструкційних сталей у певних діапазонах температур

відпуску. Здатність відпущених сталей, особливо легованих, до крихкого руйнування найчастіше виявляють графічно, порівнюючи їх ударну в'язкість КСУ з відповідною температурою відпускання t_v (рис. 9.39).

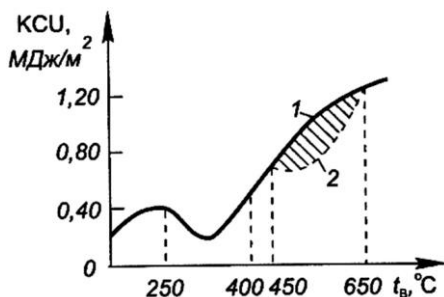


Рисунок 9.39 – Вплив температури відпускання t_v на ударну в'язкість КСУ сталі, чутливої до відпускнуї крихкості: 1 – швидке охолодження у воді або маслі; 2 – повільне охолодження в печі або на повітрі [34]

Розрізняють два види відпускнуї крихкості – необернена (I роду) й обернена (II роду).

Необернена відпускна крихкість (I роду) спостерігається в легованих, а також вуглецевих сталях, відпущених в інтервалі температур 250–400 °С. Окрихчення сталей пов'язують із неодноточасним розпадом мартенситу всередині зерна та на його межах. Розпад мартенситу в примежових зонах починається з виділення й подальшого відокремлення цементиту. В місцях розпаду виникають концентрації напружень, і тому ударна в'язкість сталі після відпускання в інтервалі температур 250–400 °С менша, ніж після відпускання за температур, нижчих за 250 °С. Підвищення температури відпускання понад 400 °С або збільшення тривалості нагрівання спричиняють вирівнювання структури в усьому зерні, внаслідок чого відпускна крихкість сталі зникає. Повторне (після відпускання понад 400 °С) нагрівання сталі в

інтервалі температур окрихчення не зумовлює зниження ударної в'язкості, тобто сталь уже не повертається до крихкого стану.

Обернена відпускна крихкість (II роду) можлива в легованих сталях, відпущених в інтервалі температур 450–600 °С і охолоджених повільно. Швидке охолодження у воді від температури високого відпускання зменшує спад ударної в'язкості аж до повного його зникнення. Обернена відпускна крихкість не спостерігається у вуглецевих сталях, її найчастіше пов'язують із виділенням на межах колишніх зерен аустеніту шкідливих домішок, особливо фосфору, під час повільного охолодження після високотемпературного відпускання. Цьому сприяють такі легувальні елементи, як хром, марганець і нікель, які також мігрують до меж зерен і утворюють леговані та спеціальні карбіди.

Підвищена концентрація шкідливих домішок поблизу меж зерен істотно послаблює міжзеренний зв'язок і є однією з причин крихкості. Додавання до легованих сталей в обмеженій кількості молібдену (0,2–0,3 %) або вольфраму (0,5–0,7 %) послаблює відпускну крихкість. Нагрівання попередньо окрихченої сталі до температур понад 600 °С і подальше швидке охолодження можуть обмежити або й зовсім зняти відпускну крихкість. Під час цього розподіл фосфору по зерну вирівнюється, а швидке охолодження стримує дифузію. Проте повторне відпускання під час температур 450–600 °С знову призводить до відпускнуї крихкості. Звідси походить назва – обернена відпускна крихкість.

Запитання для самоконтролю

1. У чому полягає суть термічного оброблення?
2. Назвіть види термічного оброблення.
3. Зазначте основні перетворення в сталях та дайте

їм стисло характеристику.

4. Як змінюється вільна енергія за різних перетворень?

5. Як позначаються температури критичних перетворень під час нагрівання та охолодження?

6. Охарактеризуйте діаграму ізотермічного перетворення перліту в аустеніт для евтектоїдної сталі.

7. Як відбувається утворення зерна аустеніту різного розміру?

8. Що таке спадково дрібнозерниста та грубозерниста сталі?

9. Як відбувається зміна розміру зерна аустеніту за різної температури нагрівання в спадково дрібнозернистій і грубозернистій сталях?

10. Дайте визначення дійсного розміру зерна.

11. Що таке перегрівання й перепалювання сталі?

12. Як будуються С-подібні криві?

13. Яким методом можна будь-коли кількісно визначити ступінь перетворення аустеніту?

14. У чому полягає суть перлітного перетворення?

15. Поясніть схему виникнення й росту перлітного зерна.

16. Які фази називають перлітом, троститом і сорбітом?

17. Що таке мартенсит і як він утворюється?

18. Які кристали називають когерентними?

19. Що таке мартенситне перетворення?

20. Як утворюється залишковий аустеніт?

21. Поясніть залежність температури початку та кінця мартенситного перетворення від концентрації вуглецю в сталі.

22. Поясніть суть бейнітного перетворення.

23. Як бейніт поділяють на верхній і нижній?

24. Які основні перетворення відбуваються під час

нагрівання сталей із вихідною структурою мартенсит + залишковий аустеніт?

25. Що таке відпущений мартенсит і під час якого перетворення він утворюється?

26. В якому температурному інтервалі відбувається друге перетворення?

27. Коли утворюється тростит відпускання?

28. У чому полягає суть четвертого перетворення і що таке сорбіт відпускання?

29. Поясніть суть досліджень дилатометричних процесів, що відбуваються під час відпускання загартованої вуглецевої сталі.

30. Як легувальні елементи впливають на перетворення під час нагрівання мартенситу й залишкового аустеніту?

31. У чому полягає сутність термічного оброблення?

32. Назвіть види термічного оброблення.

33. Зазначте основні перетворення в сталях і дайте їх коротку характеристику.

34. Як змінюється вільна енергія за різних перетворень?

35. Як позначаються температури критичних перетворень під час нагрівання та охолодження?

36. Охарактеризуйте діаграму ізотермічного перетворення перліту в аустеніт для евтектоїдної сталі.

37. Як відбувається утворення зерна аустеніту різної величини?

38. Що таке спадково дрібнозерниста та грубозерниста сталь?

39. Як відбувається зміна величини зерна аустеніту за різної температури нагрівання у спадково дрібнозернистої та грубозернистої сталі?

40. Дайте визначення дійсної величини зерна.

41. Що таке перегрівання і перепалювання сталі?
42. Як будуються С-подібні криві?
43. Яким методом можна будь-коли кількісно визначити ступінь перетворення аустеніту?
44. У чому суть перлітного перетворення?
45. Поясніть схему виникнення й росту перлітного зерна.
46. Які фази називають перлітом, троститом і сорбітом?
47. Як утворюється залишковий аустеніт?
48. Коли утворюється тростит відпускання?
49. Назвіть найпоширеніші види термічного оброблення сталі.
50. Що таке відпалювання? Назвіть види відпалювання.
51. Який різновид термооброблення називають нормалізацією?
52. Що таке гартування?
53. Охарактеризуйте різні способи гартування.
54. Що таке оброблення холодом?
55. Охарактеризуйте види поверхневого гартування.
56. Для чого використовується відпускання?
57. Охарактеризуйте різні види відпускання.
58. Як називається окрихчення багатьох конструкційних сталей у певних діапазонах температур відпускання?
59. Що таке необернена й обернена відпускна крихкість?

РОЗДІЛ 10

ХІМІКО-ТЕРМІЧНЕ ОБРОБЛЕННЯ СТАЛІ

Хіміко-термічне оброблення (ХТО) – це процес зміни хімічного складу, мікроструктури та властивостей поверхневого шару заготовки [6, 34, 39].

Для зміни хімічного складу заготовку нагрівають у середовищі, збагаченому **дифузантом**, витримують протягом певного часу за заданої температури, а потім охолоджують. **Дифузант** – елемент, який насичує середовище нагрівання заготовки і відповідно поверхню самої заготовки. Під час цього відбувається дифузійне збагачення поверхневого шару заготовок неметалами або металами з метою поверхневого зміцнення. ХТО складається з трьох елементарних процесів – дисоціації, адсорбції та дифузії (рис. 10.1).

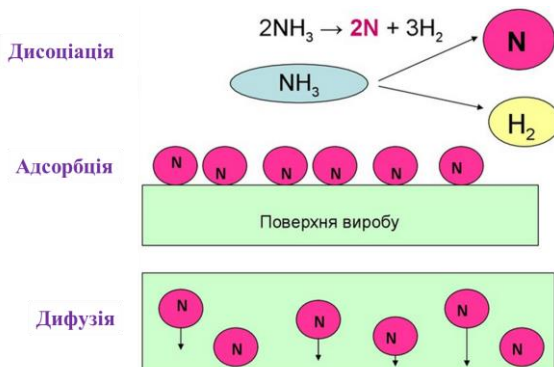
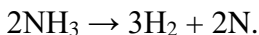
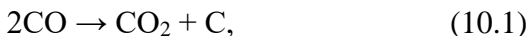


Рисунок 10.1 – Основні процеси під час ХТО

Дисоціація – розпад молекул вихідної речовини з утворенням активних атомів дифузанта [4, 5, 34]. Його може виділяти газоподібне рідке або тверде середовище. Наприклад, під час дисоціації газів CO або NH_3 утворюється відповідно активний атомарний карбон C або атомарний азот N :



Адсорбція – захоплення поверхнею тіла активних атомів дифузанта [34, 35]. Притягання забезпечують атоми основного металу, що перебувають на поверхні заготовки й мають зовнішні вільні зв'язки. Із підвищенням температури адсорбційна здатність металу зростає. Розвиткові адсорбції сприяє здатність дифузанта утворювати з основним металом заготовки твердий розчин або хімічну сполуку.

Дифузія – переміщення адсорбованих поверхнею атомів дифузанта в глибину тіла [34, 35, 39]. В результаті утворюється дифузійний шар, що відрізняється від основного металу хімічним складом, структурою та властивостями. Товщина дифузійного шару залежить від температури та тривалості процесу, виду утворюваного твердого розчину й концентрації дифузанта на поверхні заготовки. Із підвищенням температури й часу витримки (як основних параметрів процесу) товщина дифузійного шару зростає. З утворенням твердих розчинів проникнення (вуглець, азот) швидкість дифузії вища, ніж у разі твердих розчинів заміщення (алюміній, хром, кремній). Тому під час насичення сталі металами застосовують вищі температури і збільшують тривалість процесу. Зі збільшенням поверхневої концентрації дифузанта під час незмінної температури й тривалості процесу збільшується товщина дифузійного шару. Межі зерен, де завжди є дефекти кристалічної будови, полегшують дифузію, особливо тоді, коли дифузанти утворюють з атомами основного металу обмежені тверді розчини.

ХТО змінює хімічний склад і структуру поверхневого шару, тоді як поверхневе гартування – лише структуру. Тому різниця у властивостях поверхні й осердя

в деталях після хіміко-термічного оброблення більша, ніж у поверхнево загартованих деталях. Результати ХТО не залежать від форми деталей, чого не можна сказати про результати гартування СВЧ. Проте поверхневе гартування продуктивніше. До найпоширеніших способів ХТО належать цементація, азотування, нітроцементація, алітування, силіціювання та інші [34, 39].

10.1. Цементація сталі

Цементація – це процес дифузійного насичення вуглецем поверхневого шару сталевих заготовок. **Мета цементації** в комплексі з подальшим термообробленням – надати поверхні деталі високої твердості та зносостійкості під час збереження в'язкого осердя [34].

Процес проводять за температур вище точки A_{c3} , що становить 930–950 °С, коли є стійким аустеніт, який розчиняє вуглець у великих кількостях.

Сталі, що використовуються для цементації. Для цементації використовують як леговані, так і вуглецеві сталі: низьковуглецеві з вмістом вуглецю 0,08–0,35 %, 0,35 % С – для високонавантажених деталей.

Вуглецеві сталі: Ст. 1, Ст. 2, сталь 10, 20. Вуглецеві сталі характеризуються такими недоліками: малою прогартованістю й недостатньою міцністю цементованого шару.

Леговані сталі використовують для відповідальних деталей, що працюють під час великих навантажень. Ці сталі мають високу міцність осердя й поверхневого шару, що забезпечує більш високу зносостійкість і втомну міцність. Найбільше використання отримали хромисті (15Х, 20Х), нікелеві (15НМ, 20НМ, 13Н2ХА), хромонікелеві (12ХН3А, 20ХН3А, 12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА.), хромомарганцеві з додаванням Мо (20ХГМ, 25ХГМ), Ті

(18ХГТ, 30ХГТ (0,05–0,15 % Ti)), В та інших елементів [2, 5].

Перед цементацією заготовки попередньо обробляють різанням, залишивши припуск (0,05–0,1 мм) на шліфування [1]. У багатьох випадках цементують лише частину деталі. Тоді ділянки, що не підлягають зміцненню, захищають тонким шаром малопористої міді 0,02–0,05 мм, яку наносять електролітичним способом або ізолюють спеціальними обмазками [34].

Структура цементованого шару. Після ХТО концентрація вуглецю найвища на поверхні заготовки (0,8–1,1 %), поступово зменшується в глибину до осердя, доходячи до вихідної концентрації в сталі. Під час повільного охолодження в дифузійному шарі заготовки формуються три структурні зони: зовнішня заевтектоїдна ($C > 0,8$ %) з перлітно-цементитною структурою, середня евтектоїдна ($C = 0,8$ %) з перлітною і внутрішня, що межує з осердям, – доевтектоїдна ($C < 0,8$ %) з феритно-перлітною структурою (рис. 10.2).

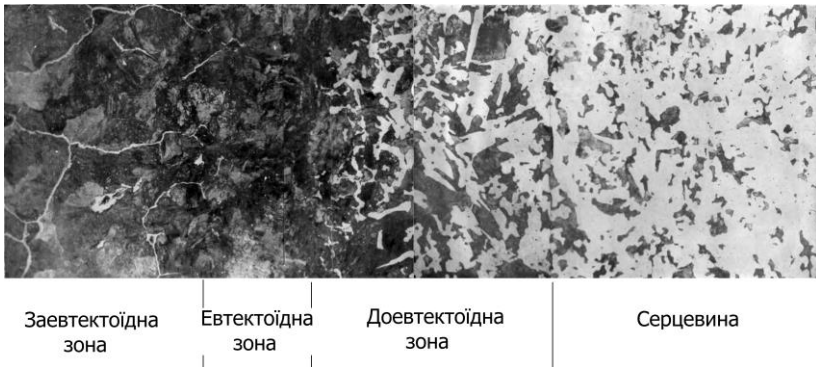
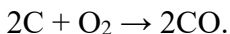


Рисунок 10.2 – Мікроструктура цементованого шару після повільного охолодження із температури цементації, $\times 250$ [34, 39]

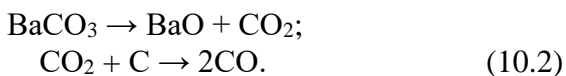
Ефективна глибина цементаційного покриття – це відстань від поверхні до точки внутрішньої зони, біля якої у структурі маємо співвідношення фериту й перліту як 1:1 [1]. Очевидно, що ефективна глибина цементації менша від повної її глибини. Значення ефективної глибини лежить в інтервалі від 0,5 мм до 2 мм. Усі зазначені вище структури грубозернисті через тривалу витримку заготовок за високої температури.

У заводській практиці застосовують два види цементації – у твердому й газовому насичувальних середовищах (карбюризаторах).

Цементация в твердому карбюризаторі проводиться так: укладають заготовки з певними проміжками в металеву скриньку, на дно якої насипають шар карбюризатору (суміш дрібних шматочків деревного вугілля з додаванням активатора 20–25 % BaCO_3 або 3–5 % Na_2CO_3) [34–36]. Перший ряд заготовок пересипають карбюризатором, після чого кладуть другий ряд, знову пересипають карбюризатором і так, поки не наповнять скриньку. Останній ряд заготовок теж покривають карбюризатором. Скриньку накривають кришкою, замазують усі щілини вогнетривкою глиною, щоб не допустити виходу газів, і в печі нагрівають до температури 910–930 °С. Тут вугілля взаємодіє з киснем повітря, що залишився в скриньці [1]:



Додаткова кількість оксиду вуглецю утворюється в результаті таких реакцій:



Під час температури цементації оксид вуглецю, контактуючи з залізом заготовки, розкладається за реакцією (10.1). Утворений атомарний карбон

адсорбується поверхнею заготовки й дифундує в метал, а CO_2 , взаємодіючи з вугіллям С карбюризатору за реакцією (10.2), дає додаткову порцію СО. Отже, незважаючи на свою назву, процес насичення в твердому карбюризаторі відбувається з газового середовища. Оскільки ферит практично не розчиняє вуглецю, а аустеніт розчиняє до 2,14 % С, температура цементації повинна перевищувати точку $A_{с3}$. Поверхневий шар глибиною в 1 мм утворюється в твердому карбюризаторі впродовж 8–10 год.

Недоліками цього способу є [34, 39]:

- значні витрати часу (для цементації на глибину 0,1 мм витрачається 1 година);
- низька продуктивність процесу;
- громіздке устаткування;
- складність автоматизації процесу.

Спосіб застосовується в дрібносерійному виробництві.

Газова цементація заготовок здійснюється в герметичному просторі печі, наповненому газовим карбюризатором. Як карбюризати застосовують **природний газ**, що складається переважно із CH_4 , **контрольованої атмосфери**, яку одержують поза піччю в спеціальному генераторі, та штучний газ, утворений із рідких вуглеводнів (гас, бензол та ін.), які подають краплями в піч, де вони виділяють переважно CH_4 , СО і H_2 .

Метан природного газу розпадається в печі з виділенням атомарного карбону:



Контрольована атмосфера має у своєму складі СО, який виділяє атомарний карбон.

У разі використання штучного газу постачальниками атомарного карбону є СО і CH_4 (див. реакції (10.1) і (10.3)).

Глибина цементації визначається температурою нагрівання і часом витримки.

Переваги способу [34, 39]:

- можливість одержання заданої концентрації вуглецю в шарі (можна регулювати вміст вуглецю, змінюючи співвідношення складових атмосфери газів);
- скорочення тривалості процесу за рахунок спрощення подальшого термічного оброблення;
- можливість повної механізації та автоматизації процесу.

Спосіб застосовується в серійному й масовому виробництві.

Термічне оброблення цементованих виробів

Сама по собі цементація не забезпечує виконання головного завдання – одержання високої твердості та зносостійкості поверхні деталей. Вона лише створює вигідний розподіл вуглецю по перерізу деталі. Необхідне зміцнення поверхневого шару досягається подальшим після цементації термічним обробленням – гартуванням і низькотемпературним відпусканням (160–180 °С). Низькотемпературне відпускання зменшує залишкові напруження й дуже мало знижує твердість поверхневого шару. Застосовують різні технології гартування залежно від вимог до міцності поверхневого шару й осердя деталей (рис. 10.3).

Для деталей, від яких вимагається лише поверхнева твердість, а інші механічні властивості не лімітують працездатності, гартування виконують із температури цементаційного нагрівання. Технологія може бути реалізована лише під час газової цементації. Деталь, витягнуту з печі, охолоджують на повітрі до гартівної температури (підстужують), а потім остаточно охолоджують у гартівному середовищі (рис. 10.3 а). Підстужування дозволяє знизити термічні гартівні

напруження. Така технологія є найбільш економічною й легко піддається автоматизації. Проте сталь має грубозернисту будову та знижені міцність й ударну в'язкість. Більш задовільні властивості після такого оброблення одержують спадково дрібнозернисті сталі.

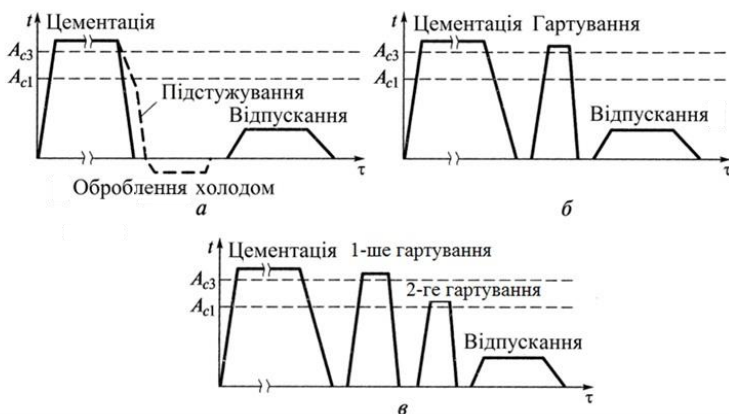


Рисунок 10.3 – Режими термічного оброблення цементованих деталей [1]

Найбільш поширена технологія – гартування деталей додатковим нагріванням після їх охолодження від температури цементації до цехової. У цьому разі гартування виконують від температур 820–850 °С (рис. 10.3 б), що дещо вище від температур, які зазвичай використовуються під час гартування заевтектоїдних сталей (780–800 °С). Водночас унаслідок перекристалізації подрібнюється зерно не лише цементованого шару, а й частково осердя, оскільки під час гартування від таких температур осердя піддається неповному гартуванню. На поверхні утворюється структура дрібногочастого мартенситу, вторинного цементиту й залишкового аустеніту (5–8 %).

Важконавантажені деталі, для яких необхідні високі міцність і ударна в'язкість осердя, після цементації піддають подвійному гартуванню (рис. 10.3 в). Перше гартування виконується від температури вище від точки A_{C3} . Структура осердя (це структура доевтектоїдної сталі) водночас проходить повну перекристалізацію і стає дрібнозернистою. Проте внаслідок цього першого гартування на поверхні утворюється структура великогочастого мартенситу зі зниженою міцністю. Друге гартування виконується від температури трохи вище від точки A_{C1} (750–780 °С) для подрібнення зерна цементованого шару (це структура заевтектоїдної сталі), перегрітого під час першого гартування. Недолік такої технології – підвищене жолоблення деталей, окиснення та зневуглецювання.

Структура осердя залежить від складу сталі. Для деталей із вуглецевих сталей – це ферит і перліт; легованих – сорбіт, тростит або низьковуглецевий мартенсит залежно від рівня легування сталі [1–2]. Після цементації, гартування й низькотемпературного відпуску твердість поверхневого шару становить 58–62 HRC, а осердя – близько 20 HRC – для вуглецевих сталей і 25–45 HRC для легованих. Отже, в деталях досягається поєднання високої твердості поверхні (забезпечується зносостійкість) і високої ударної в'язкості осердя (гарний опір ударним навантаженням).

Цементації піддають деталі, що працюють в умовах підвищеного зношування й динамічних навантажень (наприклад, зубчасті колеса, черв'яки, кулачки, розподільні валики тощо).

10.2. Азотування сталі

Азотування – це дифузійне насичення азотом поверхневого шару сталевих деталей [34, 39, 40]. **Мета азотування** – істотно підвищити твердість, зносостійкість, межу витривалості й корозійну тривкість.

Деталі азотують після повного механічного й термічного оброблення в атмосфері аміаку, що подається з балонів у герметичні реторти, де укладені деталі. Реторти нагрівають у печах переважно до температури 500–600 °С упродовж 24–60 год і довше. У результаті поверхневий шар насичується азотом на глибину 0,3–0,6 мм. Переходити до вищих температур не завжди доцільно, оскільки коагулюють нітриди, що знижує твердість азотованого шару. Аміак під дією нагрівання розкладається на поверхні деталей на атомарний нітроген і гідроген. Атомарний нітроген адсорбується поверхнею деталі, дифундує в її глибину й утворює нітриди. Нітриди заліза не забезпечують високої твердості поверхневого шару. Тому азотування вуглецевих сталей не дає належного ефекту. Лише легувальні елементи – алюміній, молібден, ванадій, титан – утворюють дисперсні, тверді й термічно тривкі нітриди й карбонітриди, що надають дуже високої поверхневої твердості спеціальним комплексно легованим сталям, які називаються *нітралої* [5, 34].

Діаграма складу залізо – азот наведена на рисунку 10.4.

Згідно з цією діаграмою в системі (Fe – N) утворюються такі фази:

- α -фаза – твердий розчин азоту в α -залізі (азотистий ферит), що містить 0,1 % азоту за 590 °С і 0,004 % – за температури 20 °С;
- γ' -фаза – твердий розчин на основі нітриду заліза Fe_4N за 590 °С;
- ε -фаза – твердий розчин на основі нітриду заліза

Fe₂N (8,25–11 % N);

– γ -фаза – твердий розчин азоту в γ -залізі (азотистий аустеніт), існує за температури вище ніж 590 °С, максимальна розчинність азоту в γ -залізі – 2,8 % за 650 °С. За 590 °С γ -фаза під час повільного охолодження розпадається з утворенням евтектоїда ($\alpha + \gamma$), що містить 2,35 % N. За температури азотування, вищої за евтектоїдну, наприклад, за 600 °С, утворюються послідовно від поверхні до середини фази $\varepsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$.

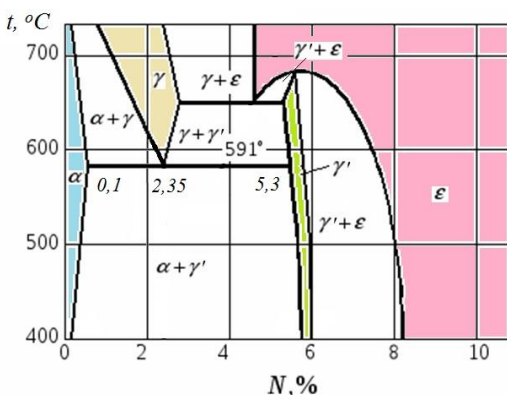


Рисунок 10.4 –
Діаграма стану
залізо – азот;
зафарбовані
однофазні області
[34]

У зв'язку з такими перетвореннями мікроструктура азотованого шару за кінцевої температури буде складатись із таких фаз (рис. 10.5) $\varepsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow (\alpha + \gamma')$ – евтектоїд $\rightarrow \alpha + \gamma$.

За температури азотування, нижчої за евтектоїдну, утворюються послідовно від поверхні до середини такі фази: $\varepsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha$. Концентрація азоту з глибиною шару під час переходу від однієї фази до іншої змінюється різко (рис. 10.6).

Азотування застосовують для середньовуглецевих легованих сталей, що містять Cr, Mo, V, Al, оскільки вуглецеві сталі під час азотування практично не

зміцнюються (рис. 10.7 а). Азот утворює з легувальними елементами стійкі нітриди, що надають азотованому шару високу твердість. Найбільшу твердість мають нітриди алюмінію. Твердість поверхні деталей зі сталі 38Х2МЮА, яка містить алюміній і була спеціально розроблена для зміцнення азотуванням, після азотування досягає 1 100–1 200 HV [34–36].

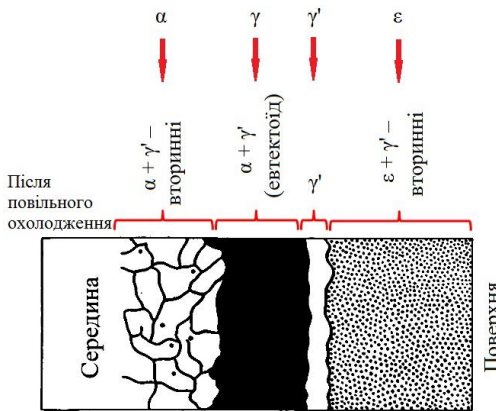


Рисунок 10.5 – Азотований шар заліза, температура азотування 600 °С (схема мікроструктури) [1]

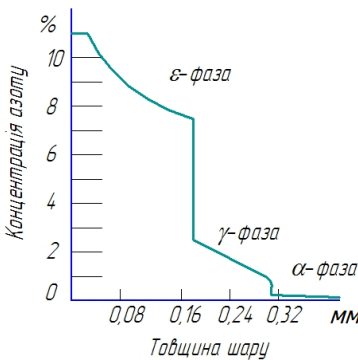


Рисунок 10.6 – Зміна вмісту азоту за товщиною азотованого шару [34]

Азотований шар, сформований під час насичення, не вимагає додаткового термічного оброблення, як у разі цементації. Глибина азотованого шару залежить від

температури й тривалості процесу, а також від хімічного складу сталі. Зі збільшенням температури й тривалості азотування глибина азотованого шару зростає. Зважаючи на порівняно низьку температуру процесу, швидкість азотування на порядок менша від швидкості цементації. Збільшення сумарної масової частки легувальних елементів спричиняє зменшення глибини азотованого шару.

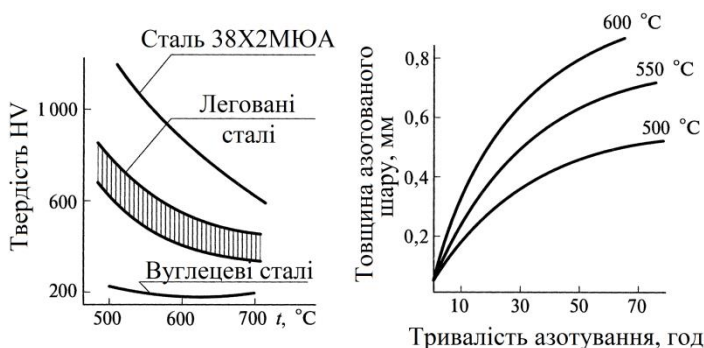


Рисунок 10.7 – Вплив параметрів азотування на твердість і товщину азотованого шару [1, 5, 39]

Існують два різновиди азотування – для підвищення поверхневої твердості та зносостійкості й для підвищення корозійної тривкості.

Щоб підвищити **поверхневу твердість** і **зносостійкість**, процес проводять одноступінчасто за температури 500–520 °С. У цьому разі отримують шар товщиною до 0,5 мм за 24–90 год. Товщина шару тим більша, чим довше відбувається процес (рис. 6.6). Така тривалість пояснюється слабкою дифузією азоту внаслідок низької температури проведення процесу. Для прискорення процесу застосовують двоступеневе азотування. Спочатку його проводять за 500–520 °С, а потім – за 540–560 °С. Це прискорює процес у 1,5–2 рази під час збереження високої твердості азотованого шару.

Подальше підвищення температури помітно знижує твердість.

Осердя азотованих деталей повинно мати підвищену міцність і пластичність, з огляду на що такі вироби попередньо гартують і відпускають за температури 600–675 °С, вищої за температуру азотування. Тому структура сорбіту, що утворилася в процесі термооброблення, не змінюється під час азотування. Заготовки зі структурою сорбіту можна обробляти лезовим інструментом і наприкінці шліфувати. Підвищена міцність осердя запобігає проламуванню тонкого й крихкого азотованого шару під дією високого тиску. В азотованому шарі виникають високі залишкові стискальні напруження, що підвищує межу витривалості й гладких, і надрізаних деталей. Азотування застосовують рідше, ніж цементацію, для таких відповідальних виробів як вимірювальний інструмент, гільзи циліндрів двигунів і насосів, зубчасті колеса, колінчасті вали, пресформи для лиття під тиском, штампи тощо [34, 39].

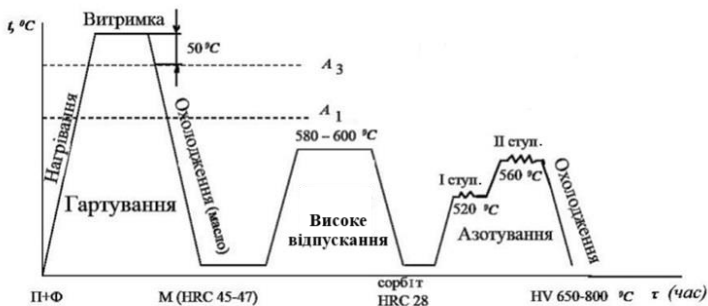


Рисунок 10.8 – Графік термічного оброблення шпинделей опор качання зі сталі 40ХФА [4]

Наприклад, для сталі 40ХФА нагрівання виробу проводять двоступінчато (рис. 10.8). Азотування

виконують за більш низької температури, щоб під час нагрівання не відбулося змін геометричних параметрів оброблюваного виробу.

Для підвищення *корозійної тривкості* леговані та вуглецеві сталі азотують за температури 650–700 °С. Висока температура дає можливість скоротити процес до декількох годин. Тут не потрібна велика глибина азотування, а твердість не має істотного значення. На поверхні утворюється шар ϵ -фази завтовшки 0,01–0,03 мм, який характеризується високою стійкістю проти корозії [36].

Переваги азотування порівняно з цементацією [35–39]:

- вища твердість і зносостійкість поверхневого шару;
- перелічені властивості зберігаються до температур 450–500 °С порівняно з 200–225 °С у разі цементації.

Недоліки:

- значна тривалість процесу;
- висока вартість застосовуваних для азотування легованих сталей – нітралоїв.

10.3. Ціанування й нітроцементация

Ціанування – це одночасне дифузійне насичення вуглецем і азотом поверхневого шару сталевих деталей (заготовок) у розплавленій ціанистій солі, а **нітроцементация** – насичення їх у газовому середовищі [34, 39]. Мета ціанування й нітроцементации – підвищення твердості, зносостійкості та втомної міцності деталей.

Одночасне насичення вуглецем і азотом відбувається швидше, ніж послідовне насичення кожним із цих елементів окремо. Співвідношення вуглецю й азоту в насичувальному шарі регулюють, змінюючи склад

середовища (карбюризатору) й температуру процесу. Чим *нижча температура*, тим більш насичення поверхневого шару азотом і менше – вуглецем.

Переваги рідинного ціанування [34]:

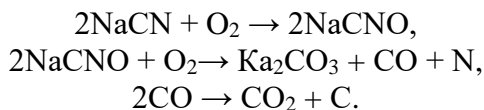
– найбільш економний спосіб насичення сталі азотом і вуглецем;

– мінімальні капітальні витрати і мінімальний цикл усього термічного оброблення під час невеликої деформації й високої оперативності;

– можливість здійснення процесу на будь-якому підприємстві, де є агрегати з безперервним проведенням процесу.

Головний *недолік*, що призводить до скорочення його застосування в промисловості, – отруйність ціаністих солей, необхідність ізоляції ділянки й додержання певних засобів техніки безпеки [34, 39].

Ціанування відбувається у ванні з розплавленою ціанистою сіллю, наприклад, NaCN (20–25 %) із додаванням NaCl (25–50 %) і Na₂CO₃ (25–50 %). За участі кисню повітря O₂ у ванні відбуваються реакції з виділенням атомарного нітрогену N й карбону C:



Атоми нітрогену й карбону дифундують у глибину металу.

Товщина шару після ціанування залежить від температури процесу та його тривалості (рис. 10.9).

Розрізняють ціанування низькотемпературне (540–600 °C), що за результатами наближається до азотування, і високотемпературне (820–950 °C), що наближається до цементації.

Коли відбувається *низькотемпературне ціанування*, поверхневий шар переважно насичується

азотом. Низькотемпературне ціанування виконують після гартування й високотемпературного відпускання виробів. Таке оброблення застосовується для деталей, що працюють в умовах підвищеного зношування: втулок, зубчастих коліс невеликих розмірів, штоків, клапанів автомобільних двигунів, а також інструменту із швидкорізальної сталі. Упродовж 0,5–3 год насичення на поверхні інструменту виникає карбонітридний шар завтовшки 0,01–0,03 мм із твердістю за Віккерсом до 1 000 НV.

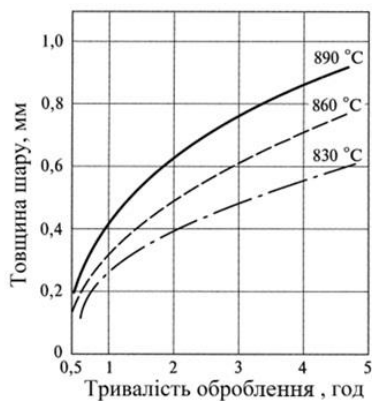


Рисунок 10.9 – Залежність товщини ціанованого шару від часу й температури оброблення [34, 35]

Високотемпературне ціанування супроводжується насиченням сталі переважно вуглецем (до 0,6–1,2 %) і меншою мірою азотом (0,2–0,6 %). Товщина поверхневого насиченого шару становить 0,15–2,0 мм, тривалість процесу 1,5–6 год. Деталі після високотемпературного ціанування гартують із подальшим низькотемпературним відпусканням. Якщо температура ванни з ціанистою сіллю не перевищує 850 °C, то гартують відразу з ванни, а в протилежному разі деталі перед гартуванням охолоджують. Під час насичення й термооброблення формується мікроструктура зміцненого шару: на поверхні є тонкий шар карбонітридів $Fe_2(C,N)$,

$\text{Fe}_3(\text{C},\text{N})$, а під ними – азотистий мартенсит. Твердість за Роквеллом зміцненого шару 58–62 HRC. За температури 820–860 °C упродовж 1 год отримують поверхневий шар завтовшки близько 0,3 мм. Високотемпературне ціанування застосовують замість цементації для відповідальних деталей машин, що працюють в умовах підвищеного зношення, із сталей, що застосовують для цементації.

Під час однакової твердості, порівняно з цементованим, ціановий шар зносостійкіший. Крім того, ціанування характеризується меншим жолобленням деталей складної форми і меншою тривалістю.

Недоліком ціанування є висока вартість ціанистих солей та їх отруйність, що вимагає спеціальних заходів для охорони праці й довкілля. Перелічених недоліків позбавлена нітроцементация.

Нітроцементация здійснюється в суміші газу, яким науглецьовують, й аміаку за температури 850–870 °C упродовж 2–10 год. Водночас отримують шар завтовшки 0,2–0,8 мм (найчастіше використовуваний), який містить 0,7–0,9 % вуглецю і до 0,3–0,4 % азоту. Після нітроцементации деталі піддають термічному обробленню – такому самому, як і для цементованих деталей, тобто гартуванню або безпосередньо із печі з підстужуванням до 800–825 °C, або після повторного нагрівання і низькому відпусканню за температури 160–180 °C. Твердість нітроцементованого шару становить 58–62 HRC.

Порівняно з газовою цементацией нітроцементация має низку переваг [1]. Під час легування аустеніту азотом знижується температура $\alpha \rightarrow \gamma$ -перетворення, що дозволяє проводити процес насичення за більш низьких температур. Одночасно за наявності азоту різко зростає дифузійна рухомість вуглецю в аустеніті. Швидкість збільшення нітроцементованого й цементованого шарів практично

однакова, хоча температура нітроцементациї майже на 100 °С нижча. Більш низькі температури процесу не викликають росту аустенітного зерна й великі деформації. Нітроцементациї через малі деформації зазвичай піддають деталі складної конфігурації, що виготовляються з цементованих сталей.

Для газової цементациї й нітроцементациї застосовують практично однакове обладнання.

Нітроцементацию широко використовують в автомобільній та автотракторній промисловості. Залишковий аустеніт забезпечує гарну припрацьовуваність тертьових деталей (наприклад, він забезпечує безшумну роботу автомобільних шестерень).

10.4. Дифузійна металізація

Дифузійна металізація – дифузійне насичення поверхневих шарів переважно сталевих виробів різними металами за високої температури. Дифузійна металізація зумовлює підвищення корозійної тривкості, жаро- й зносостійкості [36].

Таким шляхом можна наситити поверхню Cu, Au, Be, Zn, В, Al, Ti, Si, V, Nb, As, Cr, Мо, W, Mn, а також одночасно двома елементами і більше. Товщина дифузійних покриттів залежить від температури й 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 дифузійного оброблення в промисловості використовують алітування, хромування, а також хромоалітування й хромосиліціювання.

Дифузійне оброблення проводять у порошках або газовому середовищі за температур 900–1 200 °С; тривалість оброблення від 3 год до 60 год залежно від дифундувальних компонента й середовища [36].

Порошкоподібним середовищем є суміш порошку металу або його феросплавів (ферохром, фероалюміній і т. п.), розріджувача (глинозем, каолін), що використовуються для запобігання спіканню суміші і прилипанню її до виробів, активатора (хлористий амоній), що прискорює процес.

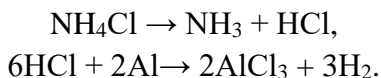
Деталі завантажують в ящики з порошкоподібною сумішшю. Під час нагрівання активатор розкладається. Допускають, що хлористий водень, який виділяється, діє на частинки феросплаву й утворює пари хлористого заліза й хлористої солі металу, що дифундує. Дифузія відбувається внаслідок обмінної реакції між хлористою сіллю й поверхнею сталевих деталей.

Для оброблення в рідкій фазі користуються розплавами солей. Під час оброблення в газовому середовищі процес прискорюється за рахунок попереднього отримання газової суміші, спрямованої до виробів.

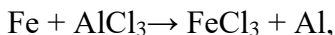
Товщина дифузійного шару буває в межах від декількох десятків мікрон до 0,5 мм, причому вміст дифундованого металу в міру віддалення від поверхні вглиб різко зменшується.

Розглянемо металізацію алюмінієм і хромом.

Дифузійне насичення виробів алюмінієм із метою підвищення жаростійкості, корозійної та ерозійної стійкості називають *алітуванням*. Алітують сталі з 0,1–0,2 % С, найчастіше в порошковій суміші з фероалюмінію, хлористого амонію й оксиду алюмінію за температури 950–1150 °С упродовж 3–12 год. У результаті утворюється дифузійний шар завтовшки 0,2–0,5 мм, твердість – до HV 500, зносостійкість є низькою. За наявності кисню на поверхні алітованого виробу формується щільна плівка оксиду алюмінію Al_2O_3 , що захищає виріб від взаємодії з середовищем до температури 900 °С. У контейнері відбуваються реакції [34, 36]:



На поверхні виробу газоподібний хлорид алюмінію AlCl_3 , взаємодіючи із залізом, виділяє вільні атоми алюмінію:



які адсорбуються поверхнею виробу й дифундують у його глибину, утворюючи твердий розчин алюмінію в залізі.

Під час рідинного алітування виробу занурюють у розплавлений алюміній і витримують там упродовж 45–90 хвилин за температури 750–800 °С. У результаті одержують дифузійний шар товщиною 0,2–0,35 мм. Алітують чохли термодар, клапани та інші деталі, що працюють за підвищених температур.

Хромовання – дифузійне насичення хромом поверхонь переважно сталевих виробів для підвищення до 800 °С жаростійкості, корозійної тривкості у воді, морської води й азотної кислоти та поверхневої твердості. Хромують за температури 1 000–1 050 °С упродовж 6–12 год. Глибина дифузійного шару 0,2–0,25 мм. Найчастіше насичують у порошкових сумішах із ферохрому (або хрому), хлористого амонію й оксиду алюмінію. Постачальником активних атомів алюмінію до насичуваної поверхні є газ – хлорид алюмінію AlCl_3 . Підвищенню поверхневої твердості до 1 200–1 300 HV сприяє вуглець у сталі кількістю понад 0,3 %, який утворює карбіди $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ і $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$.

Хромовання використовують для зміцнення деталей паросилового обладнання, пароводяної арматури, клапанів, різних деталей, що працюють на зношування в агресивних середовищах.

Запитання для самоконтролю

1. Що таке хіміко-термічне оброблення?
2. Назвіть основні елементарні процеси ХТО.
3. Що таке дисоціація, адсорбція, дифузія?
4. Які існують основні види ХТО?
5. Що таке цементация та яка її мета?
6. Наведіть оптимальні значення температурно-часового режиму цементации сталей.
7. Наведіть приклади матеріалів, цементування яких раціональне.
8. Дайте визначення ефективної глибини цементацийного покриття.
9. Структура цементацийного покриття.
10. Для чого після цементации здійснюють термічне оброблення заготовок?
11. Опишіть сутність цементации в твердому карбюризаторі.
12. Недоліки цементации в твердому карбюризаторі.
13. Опишіть сутність газової цементации.
14. Переваги газової цементации.
15. У чому полягає мета азотування?
16. Що таке нітралої?
17. Наведіть оптимальні температурно-часові значення процесу азотування сталей.
18. Назвіть переваги й недоліки азотування.
19. У чому полягають ціанування та нітроцементация?
20. Які бувають види ціанування?
21. Наведіть оптимальні температурно-часові значення процесу ціанування сталей.
22. У чому полягають переваги нітроцементации перед ціануванням?
23. Що таке дифузійна металізація? Назвіть приклади.
24. Що таке алітування та його мета?
25. Що таке хромування та його мета?

РОЗДІЛ 11 ЛЕГОВАНІ СТАЛІ

Леговані сталі – це сплави на основі заліза та вуглецю, до складу яких входять легувальні елементи [1, 36].

Легувальні елементи – це хімічні елементи, що спеціально вводять у сталь, щоб змінити її структуру та властивості. Найчастіше використовують такі легувальні елементи, як Cr, Ni, Mo, W, Co, Cu, Ti, Zr, Nb, Al, а також Mn і Si, якщо масові частки двох останніх перевищують відповідно 0,8 і 0,5 % [36]. Легувальні елементи дорожчі від заліза, тому вартість легованих сталей вища, нерідко значно вища за вартість вуглецевих сталей.

Поєднуючи легування з термічним обробленням, можна одержати бажану структуру, отже, й механічні, технологічні, фізичні або хімічні властивості. Зазвичай застосування легованих сталей без термооброблення економічно невиправдане. До структури легованих сталей входять фази, що утворились унаслідок взаємодії легувальних елементів із залізом і вуглецем. Легувальні елементи можуть перебувати в твердих розчинах фериту або аустеніту у вигляді карбідів або у вигляді інших фаз.

11.1. Вплив легувальних елементів на структуру та властивості сталі

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПОЛІМОРФНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ЗАЛІЗА

Легувальні елементи утворюють із залізом тверді розчини заміщення, впливаючи на критичні температури A_3 і A_4 , що обмежують області існування гомогенних твердих розчинів α - і γ -заліза діаграми залізолегувальний елемент (рис. 7.1). Отже, залежно від впливу на поліморфні перетворення α - чи γ -твердого розчину легувальні елементи поділяють на дві групи.

Елементи першої групи – Ni, Mn і Co (γ -стабілізатори) підвищують критичну температуру A_4 і знижують критичну температуру A_3 . У результаті область γ -заліза розширюється, а α -заліза – звужується (рис. 11.1 а).

Сплави, що мають концентрацію легувального елемента більшу, ніж зазначена на рисунку 11.1 а (концентрація а), не зазнають $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворень і за всіх температур є твердим розчином легувального елемента в γ -залізі. Такі сплави називають **аустенітними** [36].

Сплави, що частково зазнають перетворення $\alpha \leftrightarrow \gamma$, називають **напіваустенітними**.

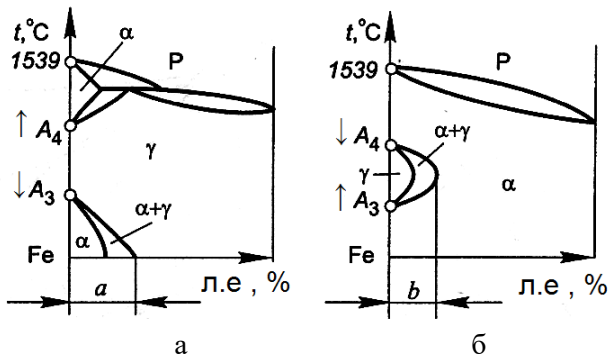


Рисунок 11.1 – Схема діаграм стану залізолегувальний елемент (л. е, %): а – першої групи (аустенітотвірні); б – другої групи (феритотвірні) [1, 36]

Друга група елементів – Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, Be та ін. (α -стабілізатори) – знижує критичну температуру A_4 і підвищує критичну температуру A_3 , звужуючи область γ -твердого розчину (рис. 11.1 б) і розширюючи область α -твердого розчину в правій частині діаграми. Сплави на основі заліза, які мають в усьому діапазоні температур лише α -твердий розчин, називаються **феритними** (концентрація легувального елемента більше b ,

рис. 11.1 б). Розчиняючись у α -залізі, атоми легувальних елементів збільшують або зменшують параметр його кристалічної ґратки залежно від співвідношення атомних радіусів заліза й легувального елемента.

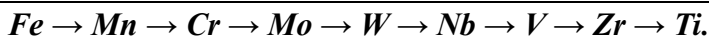
Основою сучасних складнолегованих сталей є не подвійні, а потрійні, четверні й складніші тверді розчини. Під час введення в сплав декількох легувальних елементів їх вплив на α - і γ -області діаграми стану не завжди підсумовується.

КАРБІДНА ФАЗА В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Відносно вуглецю легувальні елементи поділяються на [1, 36]:

1) *графітизувальні* елементи: кремній, нікель, мідь та алюміній (ці елементи перебувають у твердому розчині й не утворюють у сталі карбідів);

2) *карбідотвірні* елементи, розміщені за зростаючим ступенем спорідненості до вуглецю і стійкості карбідних фаз так [29]:



Карбідотвірні елементи в періодичній системі хімічних елементів розміщені лівіше від заліза. Вони можуть розчинятись у цементиті (Fe_3C) або утворювати спеціальні карбіди. Ці елементи також частково розчиняються у фериті та в аустеніті. Чим лівіше розміщений карбідотвірний елемент, тобто чим менше заповнений у його атомі енергетичний підрівень d, тим стійкіший металевий карбід.

Якщо у сталі концентрація Mn, Cr, Mo і W мала, то вони заміщають частину атомів заліза в цементиті. Тоді формула утвореного карбіду, що називається легованим цементитом, має вигляд $(Fe, Mn)_3C$, $(Fe, Cr)_3C$. Кожен елемент характеризується граничною розчинністю в цементиті. Наприклад, марганець може замінити в цементиті всі атоми заліза, хром – до 25 % атомів,

молібден – до 3 % атомів. Після перевищення легувальним елементом граничної розчинності за наявності надлишкового вуглецю утворюються спеціальні карбіди типу Cr_7C_3 , TiC , VC . Усім карбідам властиві висока твердість і висока температура плавлення [36].

У карбідів типу MC : VC , TiC , ZrC , WC , TaC , Mo_2C , W_2C відношення атомних радіусів вуглецю до легувального елемента менше ніж 0,59. Ці карбіди мають просту кристалічну ґратку й зазвичай під час нагрівання майже не розчиняються в аустеніті.

Енергія зв'язку атомів вуглецю і сильних карбідотвірних елементів значно вища, ніж атомів вуглецю й заліза. Це визначає велику твердість цих карбідів: твердість цементиту – 800–1000 HV, карбіду титану (TiC) – 3 200 HV. Крім того, підвищується стійкість карбідів сильних карбідотвірних елементів під час нагрівання, вони розчиняються в аустеніті за більш високих температур. Так, цементит починає розчинятися в аустеніті за 727 °С, карбід хрому – за 850–900 °С, а карбіди ванадію (VC) і титану (TiC) практично не розчиняються в аустеніті, оскільки температури їх розчинення (близько 1 300 °С) вищі від температури плавлення сталей [4, 36].

Графітізаторами є нікель і кремній. Так, кремній сильно прискорює реакцію графітізації, тобто відбувається розпад цементиту з утворенням вільного вуглецю. Як графітізатор його широко використовують під час виплавлення чавунів.

До нейтральних елементів належать кобальт, який широко застосовується в твердих сплавах як метал для зв'язки.

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛІ. Легувальні елементи істотно впливають на кінетику й характер перетворення аустеніту. Це пов'язано з дією кількох факторів, що

можуть впливати на цей процес спільно чи окремо: утворення нових фаз, зниження швидкості $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, мала швидкість дифузії вуглецю за наявності легувальних елементів тощо. У зв'язку з цим у легованих сталях змінюється вигляд діаграм ізотермічного перетворення аустеніту. Типові С-подібні діаграми стану легованих сталей зображено на рисунку 7.2. Для порівняння на рисунку штриховою лінією показано положення С-кривих вуглецевої сталі.

За впливом на перетворення аустеніту в перлітній і проміжній областях критичних температур легувальні елементи поділяються на дві групи [36].

Перша група Ni, Si, Cu, Al, і Co – вносять лише кількісні зміни порівняно з вуглецевою сталлю (рис. 11.2 а).

Практично всі легувальні елементи, крім Co, збільшують тривалість інкубаційного періоду, тобто час до початку розпаду, і відповідно збільшують стійкість аустеніту.

Co впливає протилежно цій групі. Він єдиний зменшує тривалість інкубаційного періоду, тобто зменшує стійкість аустеніту й знижує прогартованість.

Друга група карбідотвірні елементи – Mn, Cr, Mo, W, V та інші – впливають і якісно, і кількісно на вид кривих ізотермічного перетворення аустеніту. Підвищуючи стійкість аустеніту в області перлітного перетворення, вони сприяють появі на діаграмі другої зони більш прискореного розпаду аустеніту. Це проміжне перетворення зазвичай відокремлене від перлітної області підвищеною стійкістю аустеніту (рис. 11.2 б).

Необхідно зазначити, що карбідотвірні елементи підвищують стійкість переохолодженого аустеніту лише в тому разі, якщо вони розчинені в ньому. У протилежному

разі простежується навіть зворотний ефект – зниження стійкості переохолодженого аустеніту.

Отже, дуже важливою властивістю легувальних некарбідотвірних елементів є їх здатність збільшувати інкубаційний період в області перлітного, сорбітного й троститного перетворень і підвищувати прогартованість легованих сталей. Найістотніше її збільшують хром, нікель, молібден, марганець. Карбідотвірні елементи підвищують прогартованість лише тоді, коли вони повністю розчиняються в аустеніті під час нагрівання. Коли температура гартування залишається в межах 800–900 °С, карбіди вольфраму, ванадію, ніобію, титану в твердий розчин не переходять і є під час розпаду аустеніту центрами вторинної кристалізації, знижуючи прогартованість.

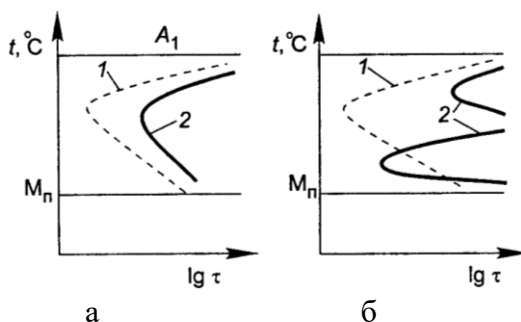


Рисунок 11.2 – Схема діаграм ізотермічного перетворення аустеніту: а – вуглецева сталь (1) і сталь, легована некарбідотвірними елементами (2); б – вуглецева сталь (1) і сталь, легована карбідотвірними елементами (2) [1, 36]

Бор, доданий у невеликій кількості (0,001–0,005 %), концентрується в складі твердого розчину на межах зерен аустеніту, що сприяє зростанню стійкості аустеніту.

Особливо ефективно підвищується прогартованість, якщо ввести до складу сталі не один, а кілька легувальних елементів, наприклад Cr + Ni, Cr + Mo, Cr + Ni + Mo тощо.

Легувальні елементи впливають на температури початку M_{Π} і закінчення M_K мартенситного перетворення, із чим пов'язана частка залишкового аустеніту в загартованій сталі. Зокрема, алюміній і кобальт підвищують положення ліній M_{Π} і M_K на діаграмі ізотермічного перетворення, кремній не впливає на них, а більшість елементів знижує ці температури (рис. 11.3). Наприклад, 5 % Mn знижує початок мартенситного перетворення до 0 °С, тому за такої або більшої частки марганцю сталь має аустенітну структуру після повного охолодження [1].

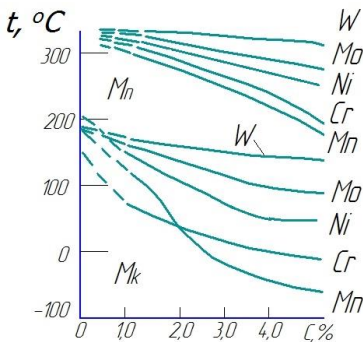


Рисунок 11.3 – Вплив легувальних елементів на положення мартенситних точок M_{Π} і M_K [36]

Легувальні елементи впливають на здатність до росту зерна аустеніту. Всі легувальні елементи в тому або іншому ступені зменшують здатність до росту зерна аустеніту під час нагрівання. Винятками є Mn і P.

Елементи, що зменшують здатність до росту зерна аустеніту: V, Ti, Al, Zr (0,003–0,005 %); W, Mo, Cr; Si, Ni, Cu істотно не впливають на зростання зерна.

Ріст зерна аустеніту є результатом збиральної рекристалізації, що стимулюється намаганням системи до зменшення вільної поверхневої енергії. Важливу роль

водночас має швидкість самодифузії в сплаві. Елементи, які ми розглянули, впливають по-різному: зменшують вільну енергію або прискорюють процеси дифузії. Під час легування Al, Ti, V, Zr кількістю 0,03–0,05 % утворюються карбіди, нітриди, стійкі до температур 1 150 °С. Під час розчинення цих карбідів відбувається швидкий ріст зерна аустеніту.

Елементи, що не утворюють карбідів, зменшують здатність до росту зерна за рахунок зміцнення міжатомних зв'язків у кристалічній ґратці. Це сприяє зменшенню самодифузії.

Легувальні елементи сповільнюють розпад мартенситу, виділення й коагуляцію карбідів під час відпускання загартованої сталі.

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ. Зміцнення фериту зростає під час збільшення вмісту в ньому розчиненого легувального елемента (рис. 11.4 а). Ще більшого ефекту зміцнення легованого фериту можна досягти після його термооброблення. Так, легований хромом, марганцем або нікелем, безвуглецевий аустеніт під час швидкого охолодження перетворюється на мартенсит із типовою голчастою будовою. Твердість його досягає 350 НВ. Проте практично всі легувальні елементи (за винятком нікелю й частково хрому) знижують пластичність й ударну в'язкість фериту (рис. 11.4 б і в), де по осі абсцис відкладено вміст легувального елемента.

Властивості легованого аустеніту істотно відрізняються від властивостей аустеніту вуглецевої сталі. Легований аустеніт має високу міцність як за кімнатної, так і за високих температур. Його можна зміцнювати дисперсійним твердінням завдяки виділенню високодисперсних сполук – карбідів, нітридів, інтерметалідів або наклепуванням. Розчиняючись в

аустеніті, більшість легувальних елементів збільшують його корозійну стійкість і зносостійкість.

Важливе значення має вплив елементів на поріг холодноламкості, що характеризує здатність сталі до крихкого руйнування (рис. 11.4 в). Аналізуючи графік, можна зробити висновок, що лише хром за його вмісту до 1,5 % і нікель інтенсивно знижують поріг холодноламкості, зменшуючи тим самим здатність сталей до крихкого руйнування.

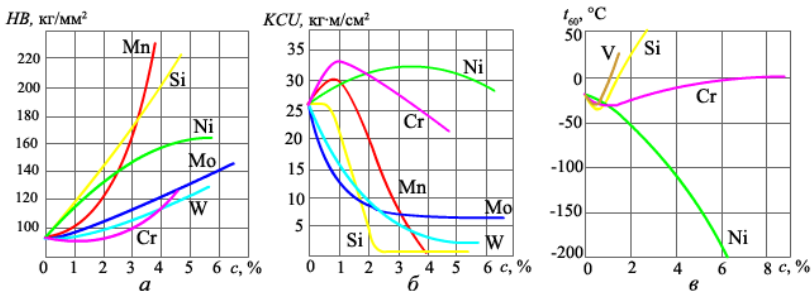


Рисунок 11.4 – Вплив легувальних елементів на властивості сталі: а – зміна твердості фериту; б – зміна ударної в'язкості фериту; в – поріг холодноламкості

11.2. Конструкційні леговані сталі

Сталь, що використовується для виготовлення деталей машин, будівельних конструкцій та інших споруд, повинна мати високий комплекс механічних і технологічних властивостей (певна прогартованість, мінімальна деформація, задовільна оброблюваність та інші).

Матеріал, що використовується для виготовлення деталей, які піддаються великим навантаженням, повинен чинити опір динамічним та ударним навантаженням і характеризуватися високою міцністю й в'язкістю. Іншими словами, матеріал повинен бути міцним і надійним.

У деталях, що працюють під час знакозмінних навантажень, метал повинен мати високий опір втомлюваності, а деталі, що працюють у парі тертя, – опір зношення. У багатьох випадках потрібний хороший опір корозії, повзучості й іншим впливам. Це означає, що деталі повинні бути довговічними.

Отже, деталі машин повинні бути виготовлені з міцного, надійного й довговічного матеріалу.

Зі всіх відомих у техніці матеріалів краще поєднання міцності, надійності та довговічності має сталь, тому сталь є основним матеріалом для виготовлення відповідальних виробів, що піддаються великим навантаженням.

Механічні властивості сталі залежать від її структури й складу. Сумісний вплив термічного оброблення й легування є ефективним способом підвищення механічних характеристик сталі.

На механічні характеристики сталі впливають:

- зміна вмісту вуглецю;
- легування;
- диспергування структурних складових;
- подрібнення зерна;
- наклеп.

Зміцнення зазвичай призводить до зменшення в'язкості й пластичності.

Розглянемо основні групи конструкційних сталей.

БУДІВЕЛЬНІ СТАЛІ. Будівельні сталі містять відносно малу кількість вуглецю 0,1–0,25 % [5, 36]. Порівняно з вуглецевими сталями більш висока міцність будівельних низьколегованих сталей досягається зміцненням фериту за рахунок легування порівняно малими кількостями кремнію й марганцю, а також хрому, нікелю, міді та деяких інших елементів.

Ці сталі використовуються в гарячекатаному або нормалізованому стані для армування залізобетону, для виготовлення зварних конструкцій у будівництві, мостобудуванні, вагонобудуванні, сільськогосподарському машинобудуванні, корпусів судів у суднобудуванні, для виготовлення магістральних нафто- і газопроводів.

Деталі будівельних конструкцій зазвичай з'єднують зварюванням. Тому основною вимогою до будівельних сталей є добра зварюваність. Це означає, що сталь під час зварювання не повинна давати гарячих і холодних тріщин, і властивості зварного з'єднання (металу шва і зони термічного впливу) не повинні істотно відрізнитися від властивостей основного металу. Сталі, що використовуються для виготовлення будівельних конструкцій, не повинні містити більше 0,25 % С.

Будівельні вуглецеві сталі звичайної якості марок Ст 2, Ст 3 мають межу текучості $\sigma_{0,2} = 240$ МПа. Під час вмісту 1,5 % Mn і 0,7 % Si межа текучості збільшується до 360 МПа, тобто в 1,5 раза.

До низьколегованих будівельних сталей для будівельних конструкцій належать сталі марок 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ХСНД. Сталь 15ХСНД, що містить нікель і мідь, працює в конструкціях за температур до -60 °С без переходу в крихкий стан. Крім того, введення цих елементів збільшує корозійну стійкість сталі в атмосферних умовах. Уведення в сталь невеликих домішок ванадію та ніобію (до 0,1 %) разом з азотом (0,015–0,025 %) забезпечує додаткове зміцнення за рахунок утворення карбонітридів цих елементів і подрібнення зерна. До сталей такого типу належать низьколеговані сталі марок 14Г2АФ, 17Г2АФБ та інші з $\sigma_{0,2} = 450$ МПа після нормалізації. Такі сталі використовують у будівництві та машинобудуванні у вигляді листів і сортового фасонного прокату для

виготовлення зварних конструкцій без додаткового термічного оброблення.

Застосування в будівельних конструкціях більш міцних низьколегованих сталей замість вуглецевих дає можливість знизити витрату металу на 15–12 %. Незважаючи на вищу вартість, їх використання економічно доцільне.

Для армування звичайного й попередньо напруженого залізобетону використовують гладкий або періодичний прокат із міцніших сталей із підвищеним (до 0,3 %) вмістом вуглецю: 25Г2С, 30ХГСА.

У мостобудуванні для виготовлення зварних конструкцій застосовуються сталі з високою міцністю ($\sigma_{0,2} \geq 600$ МПа): 10ХСНД, 15ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ тощо.

У вагобудуванні й сільськогосподарському машинобудуванні застосовуються високоміцні сталі ($\sigma_{0,2} \geq 750$ МПа): 12Г2СМФ, 14ГСМФР та ін.

У суднобудуванні для корпусів суден широко застосовуються низьковуглецеві покращувані сталі типу АБ (АБ1, АБ2) із межею текучості 390–785 МПа. Ці сталі, леговані нікелем, хромом, міддю, ванадієм, забезпечують високу міцність за рахунок дисперсного зміцнення сталей із феритно-перлітною структурою.

Для забезпечення надійної роботи магістральних трубопроводів (нафтопроводів і газопроводів), особливо в умовах Півночі, рекомендується застосовувати низьколеговані сталі з $\sigma_{\text{в}} > 500$ МПа, $\sigma_{\text{т}} > 300$ МПа, $\delta > 16$ % і ударною в'язкістю за -70 °С не менше ніж 400 кДж/м².

ЦЕМЕНТОВАНІ СТАЛІ. Для виготовлення деталей, що працюють під дією динамічних навантажень в умовах поверхневого зношування, застосовують низьковуглецеві сталі, що містять не більше 0,2 % С, що

піддаються цементації, гартуванню й низькому відпусканню [1, 36].

Твердість поверхні готової деталі повинна становити близько 20–40 HRC. На відміну від вуглецевих сталей низької прогартованості під час цементації й термооброблення легованих сталей відбувається додаткове зміцнення серцевини. Це зміцнення тим більше, чим більше легована сталь.

Залежно від ступеня зміцнення осердя розрізняють три групи цементованих сталей: із незміцненим, слабо- і сильно зміцненим осердям [36]. До *першої* групи належать вуглецеві сталі марок 10, 15, 20. Їх застосовують для маловідповідальних деталей із незміцненим осердям і деталей невеликих розмірів. Під цементованим шаром під час гартування аустеніт перетворюється на феритно-перлітну суміш. *Другу* групу становлять низьколеговані хромисті сталі марок 15X, 20X, що мають слабкозміцнене осердя. Додаткове легування малими добавками ванадію (сталь 15XФ) дозволяє отримати більш дрібне зерно, що покращує пластичність і в'язкість сталі. Сталі *третьої* групи використовують для виготовлення деталей, що зазнають значних ударних навантажень, що мають великий переріз або складну конфігурацію, або для деталей, що піддаються дії великих знакозмінних напружень. До складу цих сталей вводять нікель: 20ХН, 12ХН3А, 12Х2Н4А. Унаслідок дефіцитності нікель іноді замінюють марганцем, вводячи, крім того, невелику кількість титану або ванадію для подрібнення зерна (18ХГТ).

Легування хромонікелевих сталей вольфрамом або молібденом (наприклад, сталь марки 18Х2Н4ВА або 18Х2Н4МА) додатково стабілізує переохолоджений аустеніт, а отже, ще більше збільшує прогартованість сталі. У результаті гартування в маслі осердя деталей набуває структури мартенситу. Такі сталі застосовують для

великих важконавантажених деталей типу зубчастих коліс, осей та ін. Ці деталі стійкі до динамічних навантажень.

ПОЛІПШУВАНІ СТАЛІ. Поліпшуваними конструкційними сталями називають середньовуглецеві сталі (0,3–0,5 % С), які містять не більше ніж 5 % легувальних елементів і використовуються після термічного оброблення – «поліпшення», що складається з гартування й високого відпускання (табл. 11.1) [1, 36]. Гартування таких сталей зазвичай проводять у маслі. Температура відпускання становить 550–650 °С. Після термооброблення поліпшувані сталі мають структуру сорбіту, добре сприймають ударні навантаження.

Таблиця 11.1 – Характеристика поліпшуваних конструкційних сталей після термооброблення [36]

Група	Марка сталі	Вміст елемента, %					Інші легувальні елементи, %	Поріг холодноламкості T ₅₀ , °С	Критичний діаметр D ₉₅ , мм
		С	Mn	Si	Cr	Ni			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
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
	30XГС	0,28–0,35	0,8–1,1	0,9–1,2	0,8–1,1	–	–	–20	25
IV	40XH	0,36–0,44	–	–	0,45–1,75	1,0–1,4	–	–60	35–40

Продовження таблиці 11.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
	40ХНМ	0,37– 0,44	–	–	0,6– 0,9	1,2– 1,6	0,15– 0,25 Мо	–70	50
V	38ХНЗМФ	0,30– 0,42	–	–	1,2– 1,5	3,0– 3,4	0,35– 0,45 Мо, 0,1– 0,2 V	100	100

Поліпшувані сталі мають високу міцність, в'язкість, малу чутливість до концентраторів напруження і гарну прогартованість.

У разі наскрізної прогартованості після однакового термооброблення властивості різних марок поліпшуваних сталей близькі між собою. Тому вибір тієї чи іншої марки поліпшованої сталі в кожному конкретному випадку обумовлений прогартованістю сталі, перерізом деталі й складністю її конфігурації, наявністю концентраторів напружень.

Поліпшувані сталі можуть бути умовно розбиті на п'ять груп. Зі збільшенням номера групи зростають ступінь легування й розмір перерізу, в якому досягається наскрізна прогартованість (табл. 11.1). У цій таблиці поріг холодноламкості свідчить про температуру, за якої в зламі ударних надрізаних зразків є не менше ніж 50 % волокнистої складової. Звичайний вміст кремнію у поліпшуваних сталях становить 0,17–0,37 %, марганцю 0,5–0,8 %, фосфору й сірки менше ніж 0,035 % [1].

РЕСОРНО-ПРУЖИННІ СТАЛІ. Пружинні конструкційні сталі, які містять 0,5–0,7 % вуглецю і леговані марганцем і кремнієм, застосовують для виготовлення пружин і ресор [1, 36]. Такі сталі мають високу межу пружності (текучості). Пластичні деформації в пружинах неприпустимі. Сумарна величина пружної деформації пружин і ресор визначається їх конструкцією,

тобто кількістю та діаметром витків, довжиною й кількістю пластин та іншими.

Найбільш поширені пружинні сталі: 65, 70, 75, 65Г, 50С2, 55С2, 60С2, 70С3А, 55СГ, 60СГ, 50ХФА, 50ХГФА, 60С2ХА.

Під час термічного оброблення пружини й ресори залежно від марки сталі нагрівають до 800–850 °С, а потім охолоджують у воді або в маслі. Для відпускання (середнє відпускання) вироби нагрівають до 400–500 °С, після чого поверхневі шари сталі набувають твердості порядку 35–45 HRC, водночас формується троститна структура.

ПІДШИПНИКОВІ СТАЛІ. Для виготовлення кульок, роликів, кілець підшипників кочення та інших деталей (плунжерів, втулок, корпусів розподільників, нагнітальних клапанів і т. д.), від яких потрібні високі зносостійкість і витривалість під час контактного циклічного навантаження.

Підшипникові сталі маркують літерами Ш і Х (шарикопідшипникова хромиста). Цифра після букви Х показує вміст хрому в десятих частках відсотка. Вміст вуглецю становить близько 1 %. Хімічний склад для підшипників загального призначення наведено в таблиці 11.2.

Деталі підшипників піддають гартуванню, починаючи з 820–850 °С, і низькому відпусканню під час 150–170 °С. Особливістю термічного оброблення деталей підшипників є необхідність стабілізації їх розмірів на період експлуатації. Після гартування в структурі сталей зберігається 8–15 % залишкового аустеніту. Він стабілізується після низького відпускання за 150–170 °С, і його наявність у сталі не впливає на розміри деталі.

Таблиця 11.2 – Марки та хімічний склад підшипникових сталей [36]

Марка сталі	Масова частка елементів, %				
	вуглець	кремній	марганець	хром	нікель + мідь
ШХ15	0,95–1,05	0,17–0,37	0,20–0,40	1,30–1,65	0,50
ШХ15СГ	0,95–1,05	0,40–0,65	0,90–1,20	1,30–1,65	0,50
ШХ4	0,95–1,05	0,15–0,30	0,15–0,30	0,35–0,50	0,50
ШХ20СГ	0,90–1,00	1,40–1,70	1,40–1,70	1,40–1,70	0,50

Для додаткової стабілізації прецизійні підшипники після гартування обробляють холодом (–70)–(–80) °С.

Остаточна оброблена підшипникова сталь має структуру мартенситу із включеннями дрібних карбідів і високу твердість (HRC 60–64).

Підшипники, що працюють в умовах агресивних середовищ, виготовляють із високохромистих сталей, що містять близько 1 % вуглецю (95Х18-Ш, 11Х18М-ШД). Ці сталі після гартування й низького відпускання мають високу твердість у поєднанні з корозійною стійкістю. Їх зазвичай піддають електрошлаковому переплаву [5].

11.3. Інструментальні сталі

За призначенням інструментальні сталі поділяються на сталі для різального, штампового та вимірювального інструментів (рис.11.5). Крім того, для виготовлення різального інструменту, особливо під час швидкісного оброблення, широко застосовують тверді сплави.

СТАЛІ ТА СПЛАВИ ДЛЯ РІЗАЛЬНОГО ІНСТРУМЕНТУ. Різальний інструмент працює в умовах тривалого контакту й тертя з оброблюваним металом. У процесі експлуатації повинні зберігатися незмінними конфігурація та властивості різальної кромки. Матеріал для виготовлення різального інструменту повинен мати

високу твердість ($> 60\text{--}62 \text{ HRC}$) і зносостійкість, тобто здатність тривалий час зберігати різальні властивості кромки в умовах тертя [35, 36].



Рисунок 11.5 – Класифікація інструментальних сталей

Чим більша твердість оброблюваних матеріалів, товща стружка, вища швидкість різання, тим більша енергія, що витрачається на процес оброблення різанням. Механічна енергія перетворюється на теплову. Теплота, що виділяється, нагріває різець, деталь, стружку й частково розсіюється. Тому основною вимогою, що висувається до інструментальних матеріалів, є висока *теплостійкість*, тобто здатність зберігати твердість і різальні властивості під час тривалого нагрівання в процесі роботи [35]. За *теплостійкістю* розрізняють три групи інструментальних сталей для різального інструменту: *нетеплостійкі*, *напівтеплостійкі* й *теплостійкі*.

Під час нагрівання до $200\text{--}300 \text{ }^\circ\text{C}$ у *нетеплостійких* сталей у процесі різання вуглець виділяється з мартенситу гартування, і починається коагуляція карбідів цементитного типу. Це призводить до втрати твердості й зносостійкості різального інструменту. До *нетеплостійких* належать вуглецеві й низьколеговані сталі, що містять до 3–4 % легувальних елементів (У8, У12). *Напівтеплостійкі* сталі, до яких належать деякі середньолеговані, що містять більше 4 % хрому та інші карбідотвірні елементи, наприклад 9Х5ВФ, зберігають твердість до температур

близько 400 °С. Теплостійкі сталі зберігають твердість і зносостійкість під час нагрівання до температур дещо вище 600 °С.

Вуглецеві й низьколеговані сталі мають порівняно низьку теплостійкість і невисоку прогартованість, тому їх використовують для більш легких умов праці під час малих швидкостей різання. Швидкорізальні сталі, що мають більш високі теплостійкість і прогартованість, застосовують для більш тяжких умов праці. Ще вищі швидкості різання допускають тверді сплави та керамічні матеріали. З існуючих матеріалів найбільшу теплостійкість має нітрид бору – ельбор. Ельбор дозволяє обробляти матеріали високої твердості, наприклад, загартовану сталь під час високих швидкостей.

Сталі марок У7–У9 застосовують для виготовлення інструменту під час роботи з ударними навантаженнями, від якого потрібна висока різальна здатність (зубила, клейма по металу, деревообробний інструмент, зокрема пилки, сокири і т. д.) [1].

Сталі марок У10–У13 використовують для виготовлення різального інструменту, що не зазнає під час роботи поштовхів, ударів і має високу твердість (напилки, шабери, гострий хірургічний інструмент і т. п.). Зі сталі цих марок іноді виготовляють також прості штампи холодного деформування.

Низьколеговані сталі для різального інструменту (13Х6, 9ХС) також не мають високої теплостійкості і зазвичай придатні для роботи за температур не вище ніж 200–250 °С. Середньолеговані сталі типу 9Х5ВФ, 3Х4В3М3Ф2 мають більш високу теплостійкість (300–500 °С) [41]. На відміну від вуглецевих, леговані сталі мають більшу стійкість переохолодженого аустеніту, отже, велику прогартованість і дещо більшу зносостійкість. Їх можна гартувати у маслі до критичного діаметра 40 мм і

більше. Застосування масла або полімерних гартівних середовищ дозволяє зменшити деформацію і викривлення інструменту. Він може мати більший переріз, а завдяки меншому викривленню й велику довжину.

Низьколегована сталь 13X має порівняно неглибоку прогартованість і рекомендована для інструментів діаметром до 15 мм. Із цієї сталі виготовляють хірургічний, гравіювальний інструменти, леза безпечних бритв.

Сталі 9XC, ХВГ, ХВСГ використовують для виготовлення інструментів великого перерізу: свердел, розгорток, протяжок діаметром 60–80 мм.

Звичайне термічне оброблення легованих різальних сталей складається з гартування від 830–870 °С в маслі або ступінчастого гартування і відпускання за температури 200 °С. Твердість після термооброблення становить 61–65 HRC. Якщо необхідно збільшити в'язкість, то температуру відпускання підвищують до 200–300 °С. Внаслідок деякого розпаду мартенситу твердість після цього знижується до 55–60 HRC.

Зі збільшенням швидкості різання зростають вимоги до теплостійкості сталі. Ці вимоги здебільшого задовольняють **швидкорізальні сталі**. Швидкорізальні сталі маркують літерою Р (rapid – швидкий), цифри показують середній вміст вольфраму – основного легувального елемента. Середній вміст вуглецю в усіх швидкорізальних сталях зазвичай трохи менший за 1 %, а хрому – до 4 %, тому ці елементи не зазначаються. Вміст інших легувальних елементів у цілих відсотках зазначається зазвичай цифрами, наступними за їх позначенням літерою. Серед швидкорізальних сталей розрізняють: вольфрамові марок Р18 і Р9, вольфрамокобальтові (Р9К5), вольфрамованадієві (Р12Ф3), вольфрамомолібденіві з кобальтом (Р6М5К5), вольфрамокобальтові з ванадієм (Р18К5Ф2).

Швидкорізальна сталь після гартування й відпускання має структуру високолегованого відпущеного мартенситу з карбідами [36]. Вона зберігає таку структуру практично незмінною під час нагрівання до 600–620 °С. Різці зі швидкорізальної сталі дозволяють збільшити швидкість різання у 2–4 рази і стійкість інструментів у 10–30 разів порівняно з тими характеристиками інструменту зі сталей із низькою теплостійкістю.

Після гартування структура швидкорізальної сталі складається з високовуглецевого мартенситу, нерозчинених під час нагрівання надлишкових карбідів і близько 30 % залишкового аустеніту. Залишковий аустеніт знижує твердість, різальні властивості сталі, погіршує її шліфувальність; його наявність у структурі небажана.

Щоб уникнути тріщин і деформації інструменту через низьку теплопровідність сталей, застосовують ступінчасте нагрівання під гартування в розплавлених солях, а гартування проводять у маслі.

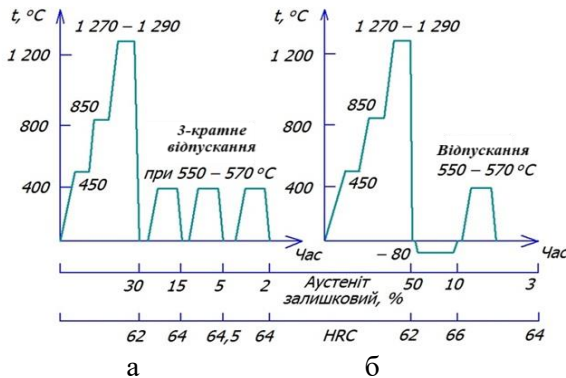


Рисунок 11.6 – Режими термічного оброблення та інструменту зі сталі P18: а – гартування й трикратне відпускання; б – гартування, оброблення холодом, відпускання [1, 36]

За багаторазового відпускання з залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди, легування аустеніту зменшується, і він зазнає мартенситного перетворення. Зазвичай застосовують триразове відпускання за 550–570 °С упродовж 45–60 хв. Режим термічного оброблення інструменту зі швидкорізальної сталі P18 показаний на рисунку 11.6.

Кількість відпускань може бути скорочена під час оброблення холодом після гартування, внаслідок якого зменшується вміст залишкового аустеніту. Обробленню холодом піддають інструменти порівняно простої форми. Твердість після гартування 62–63 HRC, а після відпускання вона збільшується до 63–65 HRC.

СТАЛІ ДЛЯ ВИМІРЮВАЛЬНИХ ІНСТРУМЕНТІВ. Сталі для вимірювальних інструментів повинні характеризуватися високою зносостійкістю, сталою формою та розмірами впродовж тривалого часу експлуатації, доброю оброблюваністю для одержання високого класу чистоти поверхні й малою деформацією під час термічного оброблення. Вимірювальний інструмент найчастіше виготовляють із вуглецевих інструментальних сталей марок У8–У12, легованих інструментальних сталей марок Х, 9ХВГ, 12Х1, цементованих конструкційних вуглецевих сталей марок 15, 20. Їх твердість після термооброблення повинна бути не менше 60–64 HRC.

Після звичайного термічного оброблення в структурі високовуглецевих сталей зазвичай наявний залишковий аустеніт, що обумовлює її нестабільність. Для забезпечення високої твердості сталі й стабільності розмірів інструменту в процесі експлуатації проводиться спеціальне термічне оброблення. Воно складається з гартування в маслі, для особливо точних інструментів містить додатково оброблення холодом за температури –80 °С і тривале (до 30 год) низькотемпературне

відпускання-старіння за 120–170 °С упродовж 10–30 год. Нагрівання до вищої температури неприпустиме через зниження твердості та зносостійкості інструменту. Тривале відпускання запобігає процесам, що відбувається впродовж усього періоду експлуатації інструменту:

- розпад мартенситу й зменшення об'єму;
- розпад залишкового аустеніту й збільшення об'єму;
- виникнення пластичних деформацій і перерозподіл залишкових напружень.

Для вимірвальних інструментів великого розміру й складної геометрії використовують азотовані сталі типу 38Х2МЮА.

СТАЛІ ДЛЯ ШТАМПІВ. Штампові сталі застосовують для виготовлення штампів холодного й гарячого деформування, пуансонів, матриць, філь'єр, прес-форм для лиття під тиском [36].

Хімічний склад деяких марок штампових сталей наведено в таблиці 11.3.

Сталі для штампів холодного деформування. Сталі цього типу повинні мати високу твердість і зносостійкість, високу міцність і задовільну в'язкість для роботи під час ударних навантажень.

Залежно від призначення розрізняють три групи штампових сталей для деформування в холодному стані [5]. До *першої групи* належать сталі для витяжних і вирубних штампів. Основні вимоги, пропоновані для сталей, – високі 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 за 150–180 °С на твердість 60 НRC. Після такого термічного оброблення на поверхні утворюється твердий зносостійкий шар, а порівняно в'язке, за рахунок некрізної

прогартованості, осердя дозволяє працювати під час помірних ударних навантажень.

Сталі з підвищеним вмістом хрому (6–12 %) (Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1) мають більш високу зносостійкість і глибоку прогартованість. Висока твердість цих сталей досягається завдяки наявності в структурі великої кількості карбідів хрому Cr_7C_3 . Проте підвищений вміст карбідів хрому призводить до зростання карбідної неоднорідності.

Таблиця 11.3 – Хімічний склад деяких штампових сталей, % [36]

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr
<i>Для деформування в холодному стані</i>				
Х6ВФ	1,05–1,15	0,15–0,35	0,15–0,40	5,5–6,5
Х12	2,0–2,20	0,10–0,40	0,15–0,45	11,5–13,0
Х12МФ	1,45–1,65	0,10–0,40	0,15–0,45	11,0–12,5
Х12Ф1	1,25–1,45	0,15–0,35	0,15–0,40	11,0–12,5
Х6ВФ	1,1–1,5	0,5–0,8	–	–
Х12	–	–	–	–
Х12МФ	–	0,15–0,3	0,4–0,6	–
Х12Ф1	–	0,7–0,9	–	–
<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	0,10–0,40	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
7Х3	–	–	–	–
5ХНМ	–	–	0,15–0,3	1,4–1,8
4ХМФС	–	0,3–0,5	0,9–1,2	–
3Х2В8Ф	7,5–9,0	0,2–0,5	–	–

Гарно зарекомендували себе сталі Х12Ф4М, Х6Ф4М. Молибден і ванадій, додатково введені до складу сталей, сприяють отриманню дрібнозернистої структури. Зносостійкість штампів зі сталі Х12Ф4М в 1,5–2 рази вища порівняно зі зносостійкістю штампів зі сталі Х12М.

Другу групу становлять сталі для штампів холодного видавлювання, які працюють в умовах великого питомого тиску. Ці сталі повинні добре чинити опір деформації й мати високу міцність. Наявність у їх структурі залишкового аустеніту неприпустима. Для цього необхідне проведення високого відпускання за температури не нижче ніж 500 °С. Тому хоча ці сталі й належать до сталей для штампів холодного деформування, вони повинні мати досить високу теплостійкість. Ці вимоги задовольняє сталь 6Х4М2ФС.

До *третьої групи* належать сталі для висаджувальних і карбувальних штампів, що працюють під час високих ударних навантажень. Складність створення таких сталей полягає в тому, що для підвищення твердості необхідне збільшення вмісту вуглецю, що може призводити до зниження ударної в'язкості. Зазвичай для штампів цього призначення використовують сталь 7Х3. Більш високу стійкість показала сталь марки 6Х3ФС.

Сталі для штампів гарячого деформування. У ще більш важких умовах працюють штампіві інструменти для гарячого формоутворення. Матеріал штампів контактує з гарячим металом і нагрівається, причому нагрівання чергується з охолодженням. Ефективність використання таких прогресивних методів точного формоутворення, як гаряче об'ємне штампування, пресування й лиття під тиском, залежить від стійкості інструменту. З розширенням номенклатури оброблюваних сплавів, збільшенням продуктивності й потужності устаткування формоутворювальний інструмент відчуває зростаючі

навантаження. Вимоги до матеріалу інструменту безперервно зростають.

Матеріал для гарячих штамів повинен задовольняти комплекс вимог. До них насамперед належать висока міцність (не менше ніж 1 000 МПа), необхідна для збереження форми штампа за високих питомих тисків під час деформування і висока теплостійкість, що дозволяє зберегти високі твердість і міцнісні властивості за тривалого температурного впливу. Сталі повинні мати достатню в'язкість для попередження поломок під час ударного навантаження. Вони повинні мати високий опір термічній втомі (розгаростійкість), зберігаючи здатність витримувати багаторазові нагриви і охолодження без утворення сітки тріщин. Гарячештампові сталі повинні мати гарну окалиностійкість і високу прогартованість для забезпечення необхідних механічних властивостей по всьому перерізу, що особливо важливо для масивних штамів [5, 43].

Відповідно до зазначених вимог для штамів гарячого формоутворення застосовують леговані сталі, що містять 0,3–0,6 % С, що піддаються гартуванню та відпусканню за 550–680 °С з метою отримання троститної і троститно-сорбітної структури. Твердість після відпускання становить 35–45 HRC.

Для молотових штамів застосовують сталь 5ХНМ та її аналоги: 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ. Після гартування й відпускання за 550 °С сталь 5ХНМ за кімнатної температури має такі механічні властивості: $\sigma_b = 1\,200\text{--}1\,300$ МПа, $\delta = 10\text{--}12$ %, $KCU = 0,4$ МДж/м². Під час нагрівання до 500 °С $\sigma_b = 850\text{--}900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 600\text{--}650$ МПа. За температур експлуатації, вищих за 500 °С, стійкість інструменту зі сталі 5ХНМ різко знижується.

Гарно зарекомендували себе на автотракторних машинобудівних заводах сталі 4ХМФС, 5Х2СФ і 4ХСНМЦР. Упровадження цих сталей замість 5ХНМ для штампування вуглецевих і низьколегованих сталей дозволило підвищити стійкість інструменту в 2–3 рази. Для виготовлення великогабаритних пресових і молотових штампів застосовують сталь 5Х2НМФС, що забезпечує підвищення стійкості більше ніж у 2 рази.

Для збільшення твердості під час високих температур використовують хіміко-термічне оброблення: азотування, дифузійне хромування, борування. На поверхню гравюри штампа з газової фази проводять осадження карбідів титану, що мають особливо високу твердість [1, 34, 36].

11.4. Сталі й сплави з особливими властивостями Нержавіючі (корозійностійкі) сталі.

Ці сталі мають високу корозійну стійкість у хімічно активних газових і рідких середовищах. Висока корозійна стійкість цих сталей забезпечується великим вмістом хрому, нікелю і марганцю. Нержавіюча сталь, яка прекрасно протистоїть корозії та окисненню, містить приблизно 13–19 % хрому і 8–13 % нікелю. *Хромисті* нержавіючі сталі 08Х13, 12Х13, 20Х13 належать до мартенситного класу, тому вони призначені для виготовлення деталей із підвищеною пластичністю, які піддаються ударним навантаженням і працюють у слабо агресивних середовищах (повітря, вода, пар) – клапани гідравлічних пресів, вали, штоки, лопатки турбін, клапани та інші. Сталі марок Х17, Х28, Х25Т належать до феритного класу, а тому термообробленням зміцнити їх не можна. Призначені в основному для виготовлення деталей штампуванням.

Хромонікелеві нержавіючі сталі додатково легують титаном, молібденом, ніобієм і деякими іншими

елементами (X18H9T, X16H15M3 та інші). Ці сталі високопластичні, добре штамнуються й зварюються. Застосовують їх для виготовлення апаратури, яка працює в контактi з водяною парою, кислотами та іншими хімічно активними середовищами. Сталі типу X18H9T належать до аустенітного класу, тому зміцнювальному термічному обробленню їх не піддають. Гартування у воді сприяє підвищенню їх пластичності. Сталі марок 10X17H13M2T, 10X17H13M3T застосовують у середовищах підвищеної й високої агресивності для виготовлення зварних виробів, які працюють в азотних, кислотних і азотнокислих середовищах за підвищених температур.

Жаростійкі й жароміцні сталі та сплави

Під *жароміцністю* розуміють здатність сплавів зберігати міцність за високих температур, а під *жаростійкістю* – здатність сплавів чинити опір хімічним діям, газовому середовищу за високих температур. Жаростійкість (окаленостійкість) залежить від непроникненості й міцності плівки оксидів, які утворилися на поверхні сплавів у процесі газової корозії за високих температур. Для отримання міцної непроникненої плівки сталь легують хромом, а також кремнієм або алюмінієм. Вона стає щільною, добре прилягає до металу, що погіршує дифузію кисню. Щільні захисні оксидні плівки отримують під час введення в сталь достатньої кількості хрому. Через це нержавіючі сталі одночасно є жаростійкими сталями. Водночас жаростійкі властивості ростуть із збільшенням вмісту хрому в сталі. Наприклад, сталь вмістом 5 % хрому зберігає окаленостійкість до 600 °C (15X5), 9 % – до 800 °C (40X9C2), 17 % – 900 °C (08X17T).

Жароміцні сталі й сплави класифікують за температурою експлуатації. Для роботи за 500–550 °C використовують сталі марок 20X13, 15X11МФ,

13X14N3B2ФР, із яких виготовляють лопатки парових турбін, важко навантажених деталей (диски, вали, стяжні болти), які працюють в умовах підвищеної вологості. Для роботи за 650–850 °С застосовують сталі марок 40X9C2, 40X10C2H, 45X14H14B2M, із яких виготовляють клапани автомобільних, тракторних двигунів. Для роботи за 900–1 100 °С використовують сплави марок ХН62МВКЮ, ХН56ВМКЮ, ХН60ВТ, із яких виготовляють лопатки й листові деталі газових турбін.

Запитання для самоконтролю

1. Що таке леговані сталі?
2. Назвіть легувальні елементи та поясніть, для чого їх вводять до сталей.
3. Класифікація легувальних елементів щодо вуглецю.
4. Як легувальні елементи впливають на поліморфні перетворення заліза?
5. Що таке карбідотвірні та некарбідотвірні елементи?
6. Розмістіть карбідотвірні елементи в порядку зростання здатності до утворення карбїду та збільшення стійкості карбїдної фази.
7. Поясніть вплив легувальних елементів на перетворення в сталі.
8. Як леговані сталі поділяють залежно від структури в рівноважному стані?
9. Як сталі розподіляються залежно від сумарної частки легувальних елементів?
10. Які сталі бувають за призначенням?
11. Як маркують конструкційні та інструментальні сталі?
12. Які сталі називають будівельними? Наведіть приклад. Сфера їх застосування.

13. Які сталі називають ресорно-пружинними? Наведіть приклад. Сфера їх застосування.

14. Які сталі називають підшипниковими? Наведіть приклад. Сфера їх застосування.

15. Де використовують конструкційні леговані сталі?

16. Як позначаються та для чого використовуються підшипникові сталі?

17. Які сталі належать до інструментальних?

18. Що таке інструментальні леговані сталі?

19. Як розрізняються швидкорізальні сталі?

20. Які сталі використовують для вимірювальних інструментів, і назвіть режими термооброблення для таких сталей?

21. Розкажіть про сталі для штампів холодного деформування.

22. Які сталі використовують для виготовлення штампів гарячого деформування?

23. Які сталі називають нержавіючими? Основні групи й галузі застосування.

24. Які сталі називають жароміцними? Основні групи й галузі застосування.

25. Які сталі називають жаростійкими? Основні групи й галузі застосування.

РОЗДІЛ 12 КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА ЇХ СПЛАВИ

12.1. Сплави алюмінію

Алюміній за обсягами світового виробництва вийшов на друге місце після сталі, а за темпами зростання далеко випередив сталь. Такий стрімкий розвиток алюмінієвої промисловості можна пояснити його позитивними властивостями і порівняно низькою вартістю.

12.1.1. Властивості алюмінію

Алюміній – метал срібно-білого кольору, має гранично-центрировану кубічну ґратку з параметром $a = 0,4041$ нм; характеризується малою густиною ($\gamma = 2\,700$ кг/м³), низькою температурою плавлення ($t_{\text{п}} = 660$ °С), високими пластичністю, тепло- та електропровідністю, гарною зварюваністю та оброблюваністю різанням [41–44]. Водночас алюміній характеризується низькою міцністю й твердістю (табл. 12.1).

На повітрі він покривається тонкою щільною оксидною плівкою Al_2O_3 , що надійно захищає його від корозії. Постійними домішками алюмінію є залізо, кремній, мідь, магній, марганець, цинк, титан та інші. Домішки зумовлюють погіршення фізико-хімічних властивостей і пластичності алюмінію, через що їх вміст строго обмежують. Залежно від сумарної частки домішок первинний алюміній поділяють на алюміній особливої, високої й технічної чистоти.

Алюміній особливої чистоти марок А999 містить 0,001 % домішок, високої чистоти марок А995, А99, А97 і А95 – від 0,005 до 0,05 % домішок, технічної чистоти марок А85, А8, Л7, А7Е, А6, А5, А5Е і А0 – від 0,15 до 1,0 % домішок. Алюміній особливої чистоти застосовують

для дослідних робіт, у напівпровідниковій та ядерній техніці.

У промисловості використовують переважно алюміній високої й технічної чистоти. Із нього виготовляють в основному сплави, а також електропроводи, кабелі, конденсатори та фольгу. Застосовувати алюміній як конструкційний матеріал недоцільно з огляду на його низьку міцність.

Таблиця 12.1 – Марки та механічні властивості первинного алюмінію [41]

Марка алюмінію	Алюміній, % не менше ніж	$\sigma_{0,2}$	σ_b	НВ	$\delta, \%$
		МПа			
Алюміній особливої чистоти					
A999	99,999	–	40	15	–
Алюміній високої чистоти					
A995	99,995	–	–	–	–
A99	99,99	22	45	16	50
A97	99,97	–	–	–	–
A95	99,95	–	–	–	–
Алюміній технічної чистоти					
A85	99,85	–	–	–	–
A8	99,8	25	–	–	45
A7	99,7	50	60	18	38
A7E	99,7	–	–	–	–
A6	99,6	–	–	–	–
A5	99,5	60	70	20	30
A5E	99,5	–	–	–	–
AO	99,0	70	80	22	30

12.1.2. Сплави алюмінію

Сплави алюмінію, окрім основного металу й домішок, мають спеціально введені легувальні елементи, що змінюють структуру та властивості в бажаному

напрямку. Легують алюміній міддю, магнієм, кремнієм, марганцем, цинком, літійом, нікелем і титаном. Ці елементи утворюють з алюмінієм обмежені α -тверді розчини зі змінною розчинністю другого компонента й інтерметалідні сполуки типу Al_2Cu (Q-фаза), Mg_2Si (β -фаза), Al_3Mg_2 , Al_2CuMg (S-фаза), Al_2CuLi , $Al_2Mg_3Zn_3$ (T-фаза) та інші.

Сплави алюмінію характеризуються високими механічними й технологічними властивостями, більшість із цих сплавів мають високу тепло- та електропровідність, гарну корозійну тривкість. Питома міцність деяких сплавів алюмінію наближається до високоміцних сталей. Завдяки переліченим властивостям, поміркованим цінам, а також естетичному вигляду, сплави алюмінію широко застосовуються у літако-, судно- та ракетобудуванні, транспорті, будівництві й побуті.

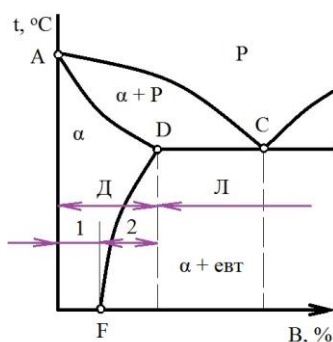


Рисунок 12.1 – Типова діаграма стану Al-легувальний елемент В: Д – деформівні сплави; Л – ливарні сплави; 1 – сплави, що не зміцнюються термообробленням; 2 – сплави, що зміцнюються термообробленням [43]

Залежно від технології виготовлення виробів сплави алюмінію поділяють на *деформівні та ливарні*. Із діаграми алюмінію Al-легувальний елемент В – (рис. 12.1) бачимо, що сплави, які перебувають лівіше від точки D, можуть переходити в однофазний твердий розчин під час нагрівання. Завдяки високій пластичності ці сплави належать до *деформівних* D-сплавів алюмінію. Водночас деформівні сплави алюмінію поділяють на сплави 1, що не

зміцнюються термообробленням (теоретично лежать лівіше під точки F) і сплави 2, що зміцнюються термообробленням (лежать між точками F і D). Сплави, що не зміцнюються термообробленням, за будь-яких температур мають у твердому стані однофазну структуру.

Сплави, що перебувають правіше від точки D, крім α -твердого розчину, мають евтектику, завдяки якій підвищуються їх ливарні властивості й погіршується оброблюваність тиском.

Деформівні сплави алюмінію, що не зміцнюються термообробленням, виготовляють на основі алюмінію та марганцю або на основі алюмінію й магнію. Легувальні елементи – марганець і магній – значною мірою підвищують міцність, водночас знижуючи пластичність матеріалу. Марганець, крім того, збільшує корозійну тривкість сплаву. Сплави алюмінію з марганцем позначають літерами АМц, а сплави алюмінію з магнієм – літерами АМг.

Структура сплаву АМц у рівноважному стані складається з α -твердого розчину та вторинних кристалів Al_6Mn , які з підвищенням температури переходять у твердий розчин. Наявність заліза зумовлює збільшення міцності внаслідок утворення фази $Al_6(Mn, Fe)$, яка погано розчиняється в α -фазі. Магній також утворює з алюмінієм α -твердий розчин і вторинні кристали Al_3Mn_2 .

Зміцнювальне оброблювання сплавів АМц і АМг малоефективне. Значно більший ефект дає деформування в холодному стані. Залежно від рівня зміцнення розрізняють *напівнагартвані (П) й нагартвані (Н) сплави*.

Сплави алюмінію, що не зміцнюються термообробленням, застосовують для виготовлення мало- та середньонавантажених виробів (резервуари для пального, трубопроводи, корпуси суден, ліфти, рами вагонів тощо).

Сплави алюмінію, що зміцнюються термообробленням, це дюралюміни, авіалі, а також високоміцні, кувальні й жароміцні сплави [1, 43]. Вміст легувальних елементів у них перевищує їх граничну розчинність в алюмінії за кімнатної температури, але не перевищує граничної розчинності за температури евтектичного перетворення.

Типовими представниками сплавів, що зміцнюються термообробленням, є *дюралюміни*, які добре поєднують міцність і пластичність [44]. Марки дюралюмінів позначають літерою Д і числом, що відповідає умовному номеру сплаву, наприклад Д16 (табл. 12.2). Головними легувальними елементами дюралюмінів є мідь і магній. Зі зниженням температури від евтектичної з α -твердого розчину виділяється хімічна сполука Al_2Cu (Q-фаза), твердість якої 49 HRC. Наявність магнію призводить до виділення S-фази Al_2CuMg твердістю 52 HRC. Зі збільшенням до певної межі концентрації магнію міцність сплаву зростає. Марганець підвищує корозійну стійкість. Для додаткового підвищення корозійної стійкості використовують *плакування листів дюралюмінів*, тобто нанесення на їх поверхню тонкого шару чистого алюмінію. Кремній у дюралюмінах необхідно розглядати як домішку. Структура дюралюмінів у рівноважному стані складається із α -твердого розчину й різних інтерметалідних твердих фаз, серед них Q- і S-фази. Дюралюміни широко застосовують в авіації, автомобілебудуванні, будівельних конструкціях.

Головними легувальними елементами сплавів *авіалів* є магній і кремній, а основною зміцнювальною фазою – β -фаза (Mg_2Si). Авіалі марок АВ, АД31 і АД33 мають високу пластичність, зварюваність і корозійну тривкість, хоча дещо поступаються за міцністю дюралюміна́м. Із цих сплавів виготовляють лопатки

гвинтів гелікоптерів, ковані деталі двигунів, а також напівфабрикати (листи, труби тощо).

Кувальні алюмінієві сплави характеризуються гарною пластичністю й задовільною міцністю. Їх маркують літерами АК й умовними числами. За хімічним складом кувальні сплави близькі до дюралюмінів, хоча вміст кремнію тут вищий. Зміцнювальними фазами є Mg_2Si , Al_2Cu і ω -фаза, до складу якої входять Al, Cu, Mg і Si. Гаряче оброблення тиском виконують в інтервалі температур 420–470 °С. Сплав марки АК6 використовують для середньонавантажених деталей складної конфігурації, а сплав АК8 – для високонавантажених деталей.

Таблиця 12.2 – Марки й хімічний склад деяких сплавів алюмінію, що зміцнюються термообробленням [44]

Марка сплаву	Масова частка легувальних елементів, %				
	Cu	Mg	Mn	Si	інші елементи
Дюралюміні					
Д1	3,8–4,8	0,4–0,8	0,4–0,8	0,7	–
Д16	3,8–4,9	1,2–1,8	0,3–0,9	0,5	–
Д18	2,2–3,0	0,2–0,5	0,2	0,5	–
Сплави авіаль					
АВ	0,1–0,5	0,45–0,9	0,15–0,35	0,5–1,2	–
АД31	0,1	0,4–0,9	0,1	0,3–0,7	–
АД33	0,15–0,4	0,8–1,2	0,15	0,4–0,8	–
Кувальні сплави					
АК6	1,8–2,6	0,4–0,8	0,4–0,8	0,7–1,2	–
АК8	3,9–4,8	0,4–0,8	0,4–1,0	0,6–1,2	–
Високоміцні сплави					
В95	1,4–2,0	1,8–2,8	0,2–0,6	0,5	5,0–7,0 Zn
В96	2,2–2,8	2,5–3,2	0,2–0,5	–	7,6–8,6 Zn
Жароміцні сплави					
АК4-1	1,9–2,7	1,2–1,8	0,2	0,35	0,8–1,3 Ni; 0,8–1,3 Fe; 0,02–0,1 Ti
АК4	1,9–2,5	1,4–1,8	0,2	0,5–1,2	0,8–1,3 Ni; 0,8–1,3 Fe

Високоміцні сплави алюмінію найміцніші серед сплавів алюмінію, хоча менш пластичні від дюралюмінів. Їх марки позначають літерою В – високоміцні й умовним номером (В95). Розчинність в алюмінії легувальних елементів – цинку, магнію й міді зменшується, а під час охолодження вони виділяються як інтерметалідні сполуки: фаза Т ($Al_2Mg_3Zn_3$), фаза М ($MgZn_2$) і фаза S (Al_2CuMg). Наявність у структурі фаз Т, М і S сприяє підвищенню міцності сплавів. Найбільше впливають на міцність цинк і магній. Водночас перелічені елементи знижують пластичність і корозійну тривкість. Незначне легування марганцем і хромом зумовлює підвищення корозійної тривкості. Сплави марок В95 і В96 використовують у літакобудуванні для високонавантажених елементів конструкцій за температур до 100 °С.

Жароміцні сплави алюмінію (АК4-1, АК-4 та інші) зберігають свої механічні властивості до температури 300 °С. Порівняно з іншими сплавами алюмінію жароміцні сплави мають більшу кількість легувальних елементів. Їх додатково легують такими елементами, як залізо, нікель і титан. Залізо й нікель утворюють фазу Al_9FeNi , яка у вигляді дисперсних частинок, що не коагулюють, підвищує жароміцність. Ці сплави використовують для виготовлення поршнів, головок циліндрів, лопаток компресорів турбореактивних двигунів, обшивок надзвукових літаків [5].

Ливарні сплави алюмінію повинні добре заповнювати форму в найвужчих місцях, мати малу здатність до утворення пористості й гарячих тріщин. Стандарт поділяє ливарні сплави алюмінію на п'ять груп.

Сплави першої групи, що містять 6–13 % кремнію, називаються **силумінами**. Вони характеризуються високою рідкоплинністю, малою лінійною усадкою (0,9–1,2 %) й низькою здатністю до утворення тріщин. Гарні ливарні

властивості зумовлені високою часткою евтектики в їх складі. Евтектична точка системи Al – Si відповідає 11,8 % Si (див. рис. 12.2). До складу евтектики входять дрібні кристали α -твердого розчину й порівняно великі та крихкі кристали практично чистого кремнію β у вигляді тонких гострих пластин, що відіграють роль концентраторів напружень. Груба структура евтектики разом із великими первинними кристалами β , що є у заевтектичних сплавах, спричиняють низьку міцність і пластичність силумінів.

Можна поліпшити механічні властивості силумінів, подрібнюючи їх структуру. Для цього до рідкого розчину сплаву перед його розливанням додають невелику кількість натрію в сполуках NaF + NaCl [5]. Окрім модифікувальної дії, натрій зсуває вправо евтектичну точку системи Al – Si, внаслідок чого заевтектичні силуміни переходять у доевтектичні (рис. 12.2).

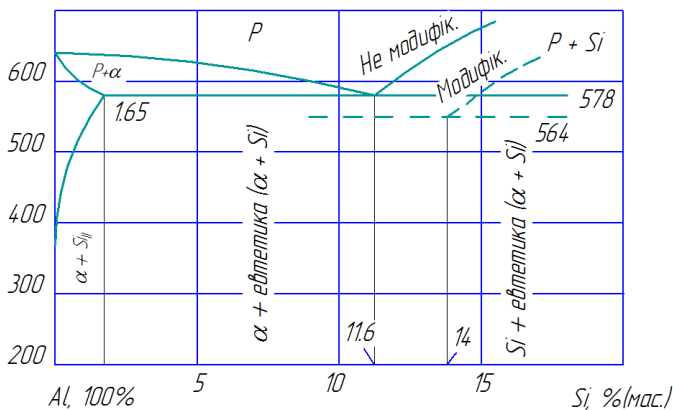


Рисунок 12.2 – Діаграма стану системи Al – Si (штрихові лінії – для сплавів після модифікування Na) [2, 41]

До складу більшості марок силумінів, крім кремнію як основного легувального елемента, входять марганець (0,1–0,6 %), магній (0,1–0,55 %), а також титан (0,1–0,3 %). Розчиняючись в алюмінії, легувальні елементи збільшують

міцність і твердість силумінів. Водночас марганець підвищує антифрикційні властивості, а титан виконує роль модифікатора.

Найпоширенішими марками силумінів є АК12, АК9, АК7. Літерою А позначено, що сплав алюмінієвий, літерою К – кремній. Число після літери К показує середню масову частку кремнію у %. Силуміни використовують для виготовлення мало- й середньонавантажених литих деталей, часто складної конфігурації.

Сплави другої групи – мідні силуміни, крім алюмінію, – містять 4–22 % кремнію, 1–8 % міді, а також 0,2–1,3 % Mg, 0,2–0,8 % Mn і 0,1–0,3% Ti. Порівняно з силумінами вони мають трохи гірші ливарні властивості, але кращі механічні, їх марки АК5М, АК8М3, АК12М2МgН та інші. Числа після літер К, М, Н і Мg відповідають середній масовій частці (в %) кремнію, міді, нікелю й магнію відповідно. Коли число після літери відсутнє, масова частка елемента становить близько 1 %. Із мідних силумінів виготовляють корпуси компресорів, головки та блоки циліндрів автомобільних двигунів.

Сплави третьої групи, основними компонентами яких є Al і Cu, мають серед ливарних сплавів найвищу міцність ($\sigma_B = 300\text{--}500$ МПа) і пластичність ($\delta = 4\text{--}12$ %). Вони легко обробляються різанням, добре зварюються, але виявляють малу корозійну стійкість і мають низькі ливарні властивості. Додаткове легування титаном і марганцем сприяє зростанню міцності й поліпшенню ливарних властивостей. Виділення інтерметалідних фаз $Al_{12}Mn_2Cu$ і Al_3Ti на межах зерен твердого розчину підвищує жароміцність сплавів до 300 °С. Одним із представників третьої групи є сплав марки АМ5.

Сплави четвертої групи – маггалії – належать до системи Al – Mg. Вони легко обробляються різанням,

тривкі до корозії, задовільно міцні та пластичні, їх ливарні властивості погані. Марки сплавів четвертої групи: АМг7 (6–8 % Mg), АМг10 (9,5–10,5 % Mg), АМг5К (4,5–5,5 % Mg; 0,8–1,3 % Si; 0,1–0,4 % Mn). З магнеліїв виготовляють деталі суден і літаків, які не бояться вологи.

У сплавах п'ятої групи другим за масовою часткою компонентом після алюмінію може бути кремній (К) або цинк (Ц). Марки сплавів: АК9Ц6, АК7Ц9, АЦ4Мг.

12.1.3. Термічне оброблення сплавів алюмінію

Дуже часто, щоб змінити структуру та властивості виробів, виготовлених зі сплавів алюмінію, для них проводять термічне оброблення. Промислові сплави алюмінію, що зміцнюються термообробленням, багатокомпонентні, а відповідні діаграми стану – надто складні. Можна розглядати структурні перетворення в багатокомпонентних сплавах за спрощеним варіантом, перейшовши від багатокомпонентних до двокомпонентних діаграм стану. Звичайно, точність опису структурних перетворень тут знижується, а деякі структури залишаються не врахованими. Щоб такого не трапилося, після розгляду перетворень у двокомпонентній системі до структури багатокомпонентного сплаву потрібно внести необхідні доповнення та уточнення з урахуванням структур, яких немає у двокомпонентній системі.

У виробничій практиці та в наукових лабораторіях широко використовують такі види термічного оброблення сплавів алюмінію, як відпалювання, гартування та старіння [44].

Відпалюють вироби, в яких під час попереднього оброблення сформувалася нерівноважна структура, що знижує пластичність матеріалу. Під час **відпалювання** нерівноважна структура переходить у рівноважну.

Розрізняють гомогенізаційне, рекристалізаційне й знеміцнювальне відпалювання.

Гомогенізаційне відпалювання сплавів алюмінію – це нагрівання сплаву алюмінію до температури дещо вищої від температури граничної розчинності інтерметалідної фази в α -твердому розчині, але нижчої від температури лінії солідус, тривале витримування під час цієї температури та подальше повільне охолодження. Витримування за температури гомогенізації сприяє повному та рівномірному розчиненню вторинних кристалів у α -фазі, оскільки висока температура значно активізує дифузійні процеси. Під час повільного охолодження з твердого α -розчину виділяються вторинні кристали порівняно великих розмірів, що рівномірно розподіляються в матриці. Гомогенізаційне відпалювання зменшує хімічну та структурну неоднорідність литих виробів і підвищує їх пластичність.

Рекристалізаційне відпалювання сплавів алюмінію – це нагрівання деформованих виробів до температури на 50–150 °С вищої від температури первинної рекристалізації, витримування за цієї температури та подальше охолодження. За температури нагрівання в зміцненій структурі зароджуються й ростуть нові недеформовані кристали. Для сплавів, що не зміцнюються термообробленням, швидкість охолодження не має істотного значення. Рекристалізаційне відпалювання часто застосовують між операціями холодного оброблення тиском із метою підвищення пластичності зміцненого металу. Іноді це відпалювання є кінцевим термообробленням для напівфабрикатів, які повинні мати порівняно невисоку міцність, але високу пластичність.

Знеміцнювальне відпалювання сплавів алюмінію містить нагрівання зміцненого попереднім

термообробленням сплаву до температур 350–450 °С, витримку за цих температур і повільне охолодження. Його застосовують, якщо сплав попередньо був зміцнений гартуванням і старінням. Під час відпалювання розпадається зміцнена структура й утворюється структура, близька до рівноважної.

Гартування сплавів алюмінію – це такий вид термічного оброблення, під час якого сплав нагрівають до температури, дещо вищої від лінії граничної розчинності інтерметалідних фаз у α -твердому розчині, але нижчої від температури плавлення будь-якої фази, витримують за цієї температури, а потім охолоджують зі швидкістю, не меншою за критичну. Гартують такі сплави алюмінію, розчинність зміцнювальних фаз яких у кристалах α -розчину збільшується зі зростанням температури [43, 44]. Важливими легувальними елементами в зміцнюваних термообробленням сплавах алюмінію є Cu, Mg, Zn або Si, а відповідними зміцнювальними інтерметалідними фазами – Q(Al_2Cu), S(Al_2CuMg), M(MgZn_2), T($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) і β (Mg_2Si).

Старіння сплавів алюмінію – такий вид термооброблення, за якого пересичений твердий розчин, отриманий унаслідок гартування, розпадається шляхом дифузійного перерозподілу атомів, і його структура поступово наближається до рівноважного стану. Старіння поділяють на природне й штучне залежно від температури процесу. *Природне старіння* відбувається за нормальної температури, а *штучне* – під час нагрівання до температур 100–200 °С. Структурні перетворення під час старіння залежать не лише від температури, а й від часу витримки за цієї температури.

12.2. Мідь та її сплави

Мідь за обсягами світового виробництва посідає серед кольорових металів друге місце після алюмінію. Її широко використовують у чистому вигляді як провідниковий матеріал, а у вигляді сплавів – як конструкційний.

Мідь – це метал рожево-червонуватого кольору, має елементарну кристалічну комірку у вигляді гранецентрованого куба з параметром $a = 0,3608$ нм. Густина міді $\gamma = 8940$ кг/м³, температура плавлення $t_{пл} = 1\,083$ °С [1].

Порівняно з алюмінієм мідь характеризується вищими електро- та теплопровідністю, доброю стійкістю до корозії на повітрі, в прісній і морській воді, а також у багатьох хімічних середовищах. Її легко обробляти тиском, паяти й зварювати, проте вона має невисокі ливарні властивості й погану оброблюваність різанням. За електро- й теплопровідністю мідь стоїть на другому місці після срібла. З огляду на низьку межу текучості й порівняно високу вартість мідь у конструкціях майже не застосовується.

Механічні й технологічні властивості міді помітно знижують шкідливі домішки – вісмут, свинець, сірку й кисень. Вісмут і свинець практично не розчиняються в міді й утворюють із нею легкоплавкі евтектики, які, розміщуючись на межах зерен, призводять до руйнування міді під час її гарячого оброблення тиском. Тому масова частка вісмуту в міді не повинна перевищувати 0,002 %, а свинцю – 0,005 %. Також сірка й кисень погіршують пластичність міді, утворюючи на межах зерен крихкі евтектики.

СПЛАВИ МІДІ. До найпоширеніших сплавів міді належать *латуні* й *бронзи*. Легують мідь цинком, оловом, алюмінієм, кремнієм, марганцем, нікелем, берилієм та ін.

[5, 42]. Ці елементи підвищують твердість і міцність мідних сплавів, практично не знижуючи пластичність, а окремі з них (Zn, Sn, Al) навіть підвищують її. Алюміній, марганець та олово поліпшують корозійну стійкість, окрім того, олово, кремній і марганець у певних концентраціях підвищують антифрикційні властивості сплавів міді. Залізо сприяє подрібненню зерна, а кремній підвищує ливарні властивості сплавів. Пластичність багатьох однофазних мідних сплавів дуже висока, а міцність у рівноважному стані ($\sigma_b = 250\text{--}550$ МПа) нижча порівняно зі сталями. Винятком щодо міцності може бути берилієва бронза, зміцнена термообробленням.

Легувальні елементи в сплавах міді позначають літерами: А – алюміній, Б – берилій, З – залізо, К – кремній, Мц – марганець, Н – нікель, О – олово, С – свинець, Ф – фосфор, Ц – цинк.

За технологічною ознакою розрізняють деформівні та ливарні сплави міді.

ЛАТУНІ. Це дво- або багатокомпонентні сплави міді, в яких основним легувальним компонентом є цинк. Двокомпонентні латунні системи Cu – Zn називаються *простими латунями*, а багатокомпонентні, які, крім цинку, містять ще й інші елементи, – *спеціальними латунями*. Завдяки поєднанню гарних технологічних і непоганих механічних властивостей латуні найбільш поширені серед сплавів міді.

Структура простих латуней у рівноважному стані описується діаграмою системи Cu – Zn (рис. 12.3).

Фази системи Cu – Zn: рідкий розчин Р, тверді розчини α , β (або β') і γ (або γ'), φ , ω .

α -твердий розчин цинку в міді з коміркою ГЦК характеризується граничною розчинністю цинку 39%. β -твердий розчин на базі сполуки CuZn із кристалічною коміркою ОЦК і β' -твердий розчин на базі сполуки CuZn з

упорядкованим розміщенням атомів у ОЦК, яке існує до температур 454–468 °С. Вище від зазначених температур атоми β -розчину не упорядковані.

Фаза β' на відміну від β значно твердіша й крихкіша. γ -Твердий розчин утворюється на базі сполуки Cu_5Zn_8 зі складною кристалічною будовою, γ' -твердий розчин відрізняється від γ -твердого розчину упорядкованим розміщенням атомів, яке зберігається до температури 270 °С.

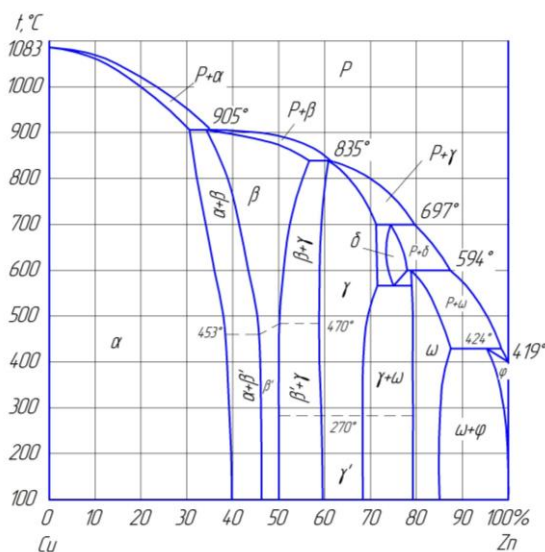


Рисунок 12.3 – Діаграма стану Cu – Zn [5, 42]

На практиці використовують латуні з масовою часткою цинку не більше ніж 45 %.

Марки латуней позначають літерою Л (латунь), після якої для простих латуней ставлять числа, що відповідають масовій частці міді – Л96, Л90, Л85, Л80. Наприклад, у латуні марки Л85 середня масова частка міді 85 %, решта – цинк. Маркуючи спеціальні латуні, на

початку теж ставлять літеру Л, після якої йдуть літери, що позначають легувальні елементи й числа після них відповідають середній масовій частці у відсотках відповідних елементів. Зокрема, в латуні марки ЛЦ40Мц3А маємо 40 % цинку (Ц), 3 % марганцю (Мц) і 1 % алюмінію (А), решта – 56 % – це мідь.

Деформівні латуні – це однофазні (α)- і двофазні ($\alpha + \beta'$)-латуні. Маючи дуже високу пластичність, однофазні латуні легко оброблюються тиском і в холодному, і в гарячому станах.

Із однофазних деформівних α -латуней обробленням тиском у холодному стані виготовляють гільзи патронів (Л68, Л70), трубки теплообмінників (Л70), прутки, дріт, стрічки. Однофазні латуні з вмістом міді понад 90 % мають колір золота й використовуються для ювелірних і декоративних виробів.

Менш пластичні в холодному стані двофазні ($\alpha + \beta'$)-латуні – прості й спеціальні – рекомендують обробляти тиском у гарячому стані за температур понад 700 °С.

Ливарні латуні зазвичай – це спеціальні латуні [42]. Вони характеризуються значною рідкоплинністю, малою здатністю до ліквідації й гарними антифрикційними властивостями. З ливарних латуней виготовляють арматуру (ЛЦ40С), лопатки гребних гвинтів (ЛЦ40МЗЖ), гайки, вінці черв'ячних коліс (ЛЦ23А6Ж3Мц2), шестерні (ЛЦ16К4) і втулки підшипників (ЛЦ38Мц2С2).

БРОНЗИ. Це дво- або багатокомпонентні сплави міді з оловом, алюмінієм, свинцем, берилієм, кремнієм, хромом або іншими компонентами, серед яких цинк не є основним [1, 42]. Серед бронз найпоширеніші багатокомпонентні й значно рідше трапляються двокомпонентні бронзи. Залежно від назви основного

легувального компонента бронзи поділяють на олов'яні, алюмінієві, крем'янисті, свинцеві, берилієві та ін.

Олов'яні бронзи – найстаріші серед мідних сплавів, основний легувальний елемент – олово. Структура двокомпонентних олов'яних бронз у рівноважному стані визначається діаграмою Cu – Sn (рис. 12.4).

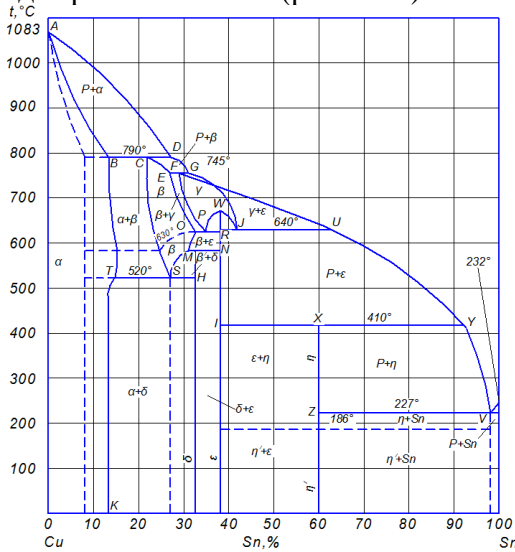


Рисунок 12.4 – Діаграма стану Cu – Sn [5, 46]

α -Твердий розчин олова в міді із ГЦК-коміркою має максимальну граничну розчинність 15,8 % олова за температур 520–586 °С. Зі зниженням температури від 520 °С до кімнатної розчинність олова в міді поступово зменшується, δ -твердий розчин утворюється на базі сполуки Cu_5Sn . δ -Твердий розчин на базі $Cu_{31}Sn_8$ зі складною кубічною коміркою дуже твердий і крихкий; його наявність у структурі зумовлює раптовий спад пластичності бронзи, γ -твердий розчин утворюється на базі хімічної сполуки з оловом, природа якої остаточно не визначена, ϵ -твердий розчин – на базі Cu_3Sn , η – хімічна сполука Cu_6Sn_5 .

Двокомпонентні олов'яні бронзи мають підвищену здатність до ліквідації, низьку рідкотекучість і розсіяну пористість, проте вони характеризуються дуже низькою лінійною усадкою (0,8 %) й добрими корозійнотривкими властивостями [42]. Ці бронзи дорогі. Щоб здешевити олов'яні бронзи й поліпшити технологічні та механічні властивості, їх додатково легують цинком, свинцем, нікелем і фосфором.

Оскільки цинк дешевший не лише від олова, а й від міді, його вводять у великих кількостях, але не більше від його розчинності в α -фазі.

Нікель сприяє подрібненню зерна, збільшує міцність і пластичність, підвищує корозійну стійкість бронз.

Свинець знижує механічні властивості, проте підвищує щільність виливків, поліпшує антифрикційні властивості й оброблюваність різанням.

Фосфор підвищує міцність і рідкоплинність бронз.

Бронзи маркують літерами Бр (бронза), за якими проставляють літери, що показують, які компоненти, крім міді, входять до складу бронзи. Числа відповідають середній масовій частці відповідних легувальних елементів. Наприклад, бронза марки БрОФ10-1 містить 10 % олова (О), 1 % фосфору (Ф), а решта 89 % – мідь.

Розрізняють деформівні й ливарні олов'яні бронзи [1, 42].

Деформівні олов'яні бронзи мають до 8 % олова, 5 % цинку, 4,5 % свинцю та 0,35 % фосфору. Щоб забезпечити гарну пластичність, масова частка олова в деформованих бронзах не повинна перевищувати 6 %. Вироби з таких бронз (стрічки, прутки, дріт) постачають у нагартованому (твердому) й відпаленому (м'якому) станах. Відпалюють за температури 700–750 °С, щоб наблизити структуру до

рівноважної. Структура відпаленої бронзи – однофазна (α -фаза).

Ливарні олов'яні бронзи мають низьку пластичність, з підвищенням вмісту олова до 9–11 % у нерівноважній структурі з'являється крихка δ -фаза, яка істотно знижує пластичність. Додавання до ливарних бронз цинку й свинцю підвищує їх рідкоплинність. Із литих бронз виготовляють переважно арматуру, а також деталі, що працюють в умовах тертя (втулки, вкладки підшипники, вінці черв'ячних коліс).

Алюмінієві бронзи (основний легувальний елемент – алюміній) характеризуються високою рідкоплинністю, гарними механічними властивостями й корозійною стійкістю, проте вони мають дещо більшу усадку порівняно з олов'яними бронзами [42]. Двокомпонентні однофазні бронзи (БрА5, БрА7) найкраще поєднують міцність і пластичність. Вони належать до деформованих бронз. Із бронзи БрА5 штампуванням виготовляють медалі, розмінні монети й деталі хімічного машинобудування. До недоліків двокомпонентних алюмінієвих бронз зараховують підвищену усадку, здатність до насичення газами і до утворення оксидів під час розплавлення, а також низьку здатність до паяння. Перелічені недоліки можна значною мірою усунути, легуючи бронзу залізом, марганцем і нікелем.

Крем'янисті бронзи (основний легувальний елемент – кремній) є заміниками олов'яних [42]. Порівняно з олов'яними вони характеризуються вищою корозійною тривкістю, кращими механічними властивостями й щільністю виливків. Проте з огляду на підвищену усадку й здатність до поглинання газів ливарні властивості крем'янистих бронз гірші, ніж олов'яних та алюмінієвих. Крем'янисті бронзи легко оброблюються тиском і різанням, добре зварюються, мають високі

антифрикційні властивості. Вони містять до 3,5 % кремнію. Коли вміст кремнію менший від 3 %, структура двокомпонентних кремнієвих бронз у рівноважному стані складається з α -твердого розчину кремнію в міді, а коли понад 3 %, у структурі з'являється крихка й тверда γ -фаза [1].

Двокомпонентні сплави системи Cu – Si не застосовуються в промисловості. Легуючи їх марганцем та нікелем, можна поліпшити антикорозійні й механічні властивості. Марганець, обмежено розчиняючись в α -твердому розчині, зміцнює його. Крем'янисті бронзи рідко застосовують як ливарні сплави. Ці бронзи постачають переважно у вигляді стрічок, прутків і дроту. З них виготовляють пружини, напрямні втулки, деталі для хімічного машинобудування, що працюють за температури до 500 °С.

Берилієві бронзи (основний легувальний елемент – берилій) поєднують високу міцність, пружність, корозійну тривкість, гарну електро- й теплопровідність; вони легко зварюються й обробляються різанням [5, 42]. Зі зниженням температури розчинність берилію в міді зменшується від 2,7 % за 866 °С до \sim 0,2 % за 300 °С, що створює передумову для гартування бронзи. Берилієві бронзи додатково легують нікелем і титаном. Нікель зменшує критичну швидкість охолодження й підвищує жароміцність, а титан сприяє додатковому зміцненню за рахунок сполук TiBe_2 і Cu_3Ti . Берилієві бронзи належать до дисперснозатверднутих сплавів. Унаслідок гартування у воді від температури 800 °С утворюється пересичений твердий розчин берилію в міді. Під час штучного старіння з пересиченого розчину виділяються дрібнодисперсні частинки зміцнювальної γ -фази (CuBe). Межа міцності бронзи БрБ2 (\sim 2 % берилію) після гартування й штучного старіння становить 120 НВ, а відносне видовження δ – до

5 %. Попередньо наклепана бронза зміцнюється ще сильніше. Берилієві бронзи дорогі. Тому з них виготовляють відповідальні деталі авіаційних приладів – мембрани, пружини, пружинні контакти й ударні інструменти, що працюють у вибухонебезпечних умовах.

Свинцеві бронзи (основний легувальний елемент – свинець) – добрий антифрикційний матеріал із високою теплопровідністю, проте з низькими механічними й технологічними властивостями. Завдяки високій теплопровідності теплота, що виникає під час тертя, легко відводиться в зовнішнє середовище. Серед свинцевих бронз широко відома марка БрС30, з якої виготовляють підшипники ковзання для роботи в умовах підвищеного тиску й великих швидкостей [5, 42]. Свинець практично не розчиняється в міді, йому властива ліквідація за густиною. Щоб не допустити істотної структурної неоднорідності, рідку бронзу перед кристалізацією інтенсивно перемішують і швидко охолоджують. Після кристалізації структура бронзи складається з кристалів міді з додаванням свинцю. Легування свинцевої бронзи нікелем та оловом, які розчиняються в міді, поліпшує механічні й антикорозійні властивості.

12.3. Титан та його сплави

12.3.1. Властивості титану

Титан за поширенням у земній корі посідає четверте місце після алюмінію, заліза й магнію. Завдяки високій питомій міцності, жароміцності та корозійній стійкості титан широко застосовується в провідних галузях промисловості.

Титан – метал сріблясто-білого кольору з густиною $4\,505\text{ кг/м}^3$ і температурою плавлення $t_{\text{пл}} = 1\,668\text{ }^\circ\text{C}$ [41, 43]. Розрізняють дві поліморфні модифікації титану – низькотемпературну (α) й високотемпературну (β). α -Титан

має ГЦУ-комірку із параметрами $a = 0,2951$ нм і $c = 0,4684$ нм. За температури $882\text{ }^\circ\text{C}$ α -титан перетворюється в β -титан із ОЦК-коміркою ($a = 0,3282$ нм за температури $900\text{ }^\circ\text{C}$). Титан легко обробляється тиском, добре з'єднується дуговим і контактним електричним зварюванням, проте погано обробляється різанням. Міцність титану можна істотно підвищити пластичною деформацією (наклепом). Щоб зняти наклеп, використовують рекристалізаційне відпалювання за температур $650\text{--}750\text{ }^\circ\text{C}$.

На повітрі титан покривається щільною оксидною плівкою TiO_2 , яка робить хімічно активний титан тривким до корозії в атмосфері, прісній і морській воді, в органічних і неорганічних кислотах.

Модуль пружності титану, який майже вдвічі менший від заліза, не дає можливості ефективно застосовувати титан для жорстких конструкцій. Навіть невелика кількість домішок кисню, азоту, а особливо водню й вуглецю, істотно погіршує пластичність, хоч і підвищує міцність титану. З підвищенням температури титан активно вбирає газу: починаючи від $50\text{--}70\text{ }^\circ\text{C}$ – водень, від $400\text{--}500\text{ }^\circ\text{C}$ – кисень, від $650\text{--}750\text{ }^\circ\text{C}$ – азот, CO і CO_2 . Щоб захистити рідкий метал від шкідливої дії повітря, його плавлять, розливають і зварюють у вакуумі або інертних газах.

12.3.2. Сплави титану

Сплави титану, окрім основного металу й домішок, можуть містити легувальні елементи: алюміній, молібден, ванадій, хром, марганець, залізо, тантал, ніобій, цирконій, олово, мідь, вольфрам, кремній, нікель, свинець, берилій, кобальт, гафній, торій та інші. Вони утворюють із титаном тверді розчини заміщення або інтерметаліди типу Ti_xMe_y , а домішки (водень, азот, вуглець, кисень) – тверді розчини

проникнення або хімічні сполуки (гідриди, нітриди, карбіди й оксиди) [5, 41, 43].

Залізо, марганець, хром і молібден найістотніше підвищують міцність, хоч і знижують пластичність. Тверді розчини проникнення значно сильніше, ніж розчини заміщення, змінюють механічні властивості.

Легувальні елементи, залежно від впливу на поліморфні перетворення титану, поділяють на три групи: α -стабілізатори, β -стабілізатори, нейтральні.

До *першої групи* з металів належить алюміній, а з неметалів – вуглець, азот і кисень. Кожен із них підвищує температуру поліморфного перетворення (рис. 12.5 а), збільшує стабільність α -фази й розширює так область твердих розчинів на базі Ti_{α} . Вуглець, азот і кисень окрихчують титанові сплави, тому їхні масові частки обмежуються сотими, а іноді й тисячними відсотка. У сплавах зі стійкою α -фазою β -фазу не вдається переохолодити до кімнатної температури, через що вони не здатні зміцнюватися термічним обробленням.

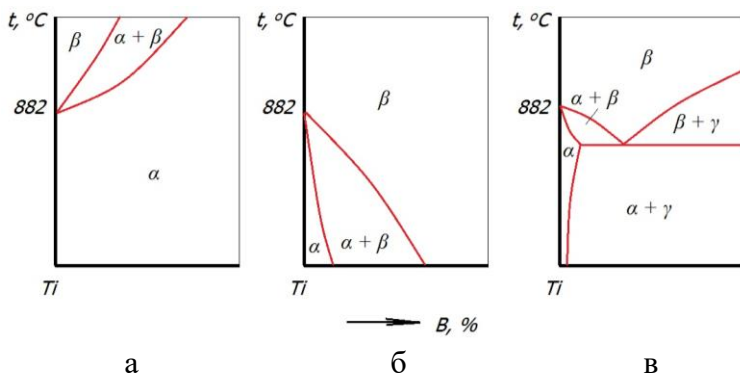


Рисунок 12.5 – Схеми діаграм стану титан (Ti) – легувальний елемент (B): Ti – α -стабілізатори (а); Ti – β -ізоморфні стабілізатори (б); Ti – β -евтектоїдні стабілізатори (в) [43]

Друга група (β -стабілізатори) – це легувальні елементи, що знижують температуру поліморфного перетворення $\beta \leftrightarrow \alpha$. Елементи другої групи можна поділити на β -ізоморфні (ванадій, молібден, ніобій, тантал) та β -евтектоїдні стабілізатори (хром, марганець, залізо, мідь, нікель, кобальт). β -ізоморфні стабілізатори подібно до β -титану мають ОЦК-гратку й здатні необмежено розчинятись у ньому. Коли концентрація ізоморфних стабілізаторів висока, β -твердий розчин у рівноважному стані зберігається аж до кімнатної температури. Більшість β -стабілізаторів підвищують міцність, жароміцність і температурну стабільність, проте дещо знижують пластичність титанових сплавів. Вони впливають і на зміцнення сплавів термічним обробленням (рис. 12.5 б, в).

Легувальні елементи *третьої групи* (Sn, Zr, Hf, Th) – нейтральні зміцнювачі, вони майже не впливають на температуру поліморфного перетворення титану.

12.3.3. Термічне оброблення сплавів титану

Щоб зміцнити сплави титану, використовують легування, холодну деформацію (наклеп) і термічне оброблення [43].

Унаслідок *легування сплавів титану* в них формуються структури у вигляді твердих розчинів заміщення або інтерметалідів, які змінюють властивості сплавів у бажаному напрямку. Головним легувальним елементом для більшості промислових сплавів титану є алюміній, який підвищує міцність і модуль пружності, водночас знижуючи їхню густину. Інші легувальні елементи, як уже зазначалося, переважно поліпшують механічні властивості сплавів титану.

Завдяки відпалюванню, гартуванню й старінню можна додатково змінювати властивості, з огляду на що у

виробничій практиці більшість сплавів титану використовують у термообробленому вигляді.

Відпалювання сплавів титану застосовують в основному, щоб зняти наклеп після холодного оброблення тиском. Таке відпалювання називають *рекристалізаційним*. Відпалювання з *фазовою перекристалізацією* не рекомендується, оскільки зерна утвореної β -фази швидко збільшуються. Щоб уникнути цього, температура відпалювання повинна перевищувати температуру рекристалізації, але має бути нижчою за температуру поліморфного $\alpha \rightarrow \beta$ - або температуру евтектоїдного $\alpha + \gamma \rightarrow \beta$ -перетворень. Зростання масової частки β -стабілізаторів зумовлює зниження температури відпалювання й водночас підвищення термічної стабільності β -фази. Необхідно пам'ятати, що легувальні елементи підвищують температуру рекристалізації сплавів порівняно з чистим титаном. Практично температуру відпалювання α -сплавів вибирають у проміжку 800–850 °С, а ($\alpha + \beta$)-сплавів – у проміжку 750–800 °С [41].

В основі **гартування сплавів титану**, яке здійснюють від температур 800–950 °С, лежать поліморфні перетворення. Під час гартування, коли швидкість охолодження β -фази перевищує критичну, перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ відбувається бездифузійно за зсувним механізмом із появою пересиченого легувальними елементами твердого розчину заміщення – мартенситу α' . Утворений α' -мартенсит має zdeформовану гексагональну щільноупаковану комірку й голчасту мікроструктуру. Перетворення $\beta \rightarrow \alpha'$ у сплавах титану відбувається в інтервалі температур $M_{\beta} - M_{\alpha}$. Мартенситна α' структура має доволі високу пластичність, вона не так інтенсивно зміцнює сплави титану, як мартенситна структура сталі. Різниця між мартенситом сплавів титану і сталі полягає у тому, що мартенсит сталі – це пересичений твердий розчин

проникнення, а мартенсит сплавів титану – пересичений твердий розчин заміщення.

Із зростанням вмісту β -стабілізаторів (Fe, Mn, Cr, Mo, V) температури початку M_{Π} й кінця $M_{\text{к}}$ мартенситного перетворення істотно знижуються. Коли температура M_{Π} наближається до кімнатної, то замість мартенситу фіксується нерівноважний переохолоджений β -твердий розчин, який позначають $\beta_{\text{н}}$.

Зміцнення загартованих сплавів порівняно з відпаленими невелике. Щоб підвищити міцність загартованих сплавів, їх піддають старінню. Під час *старіння (відпускання) сплавів титану* в загартованих сплавах розпадаються метастабільні α' - і $\beta_{\text{н}}$ -фази [41].

12.3.4. Промислові сплави титану

Завдяки своїй високій питомій міцності, теплостійкості, стійкості до корозії й гарній зварюваності промислові сплави титану широко застосовуються в авіації, ракетно-космічній техніці, транспортному машинобудуванні, хімічній і харчовій промисловості, медицині. З цих сплавів виготовляють обшивку фюзеляжів надшвидкісних літаків, панелі ракет, деталі двигунів для літаків і ракет, обшивки морських суден і підводних човнів, деталі машин і апаратів для хімічної промисловості.

Залежно від способів виготовлення заготовок сплави титану поділяють на деформівні й ливарні [41, 43].

Деформівні сплави титану – це однофазні α - і двофазні ($\alpha + \beta$)-сплави титану. *Однофазні α -сплави* з алюмінієм (BT5) та з алюмінієм і оловом (BT5-1) характеризуються середньою міцністю, високою термічною стабільністю, дуже гарною зварюваністю в середовищі аргону й задовільною оброблюваністю різанням. Їх обробляють тиском (вальцюванням, куванням,

штампуванням) у гарячому стані. Деталі з цих сплавів придатні для експлуатації в широкому діапазоні температур – від криогенних до 450 °С (ВТ5) і до 500 °С (ВТ5-1). Недоліком α -сплавів є їх нездатність зміцнюватися термічним обробленням. **Двофазні ($\alpha + \beta$)-сплави** мають кращі механічні й технологічні властивості порівняно з однофазними α -сплавами. Їх можна додатково зміцнювати термообробленням. Зокрема, сплав ВТ6, легований алюмінієм і ванадієм, після гартування від 900–950 °С й подальшого старіння за температури 450–500 °С має міцність $\sigma_B = 1\,200\text{--}1\,300$ МПа. Ще істотніше можна зміцнити гартуванням і старінням сплав ВТ22 ($\sigma_B = 1\,300\text{--}1\,600$ МПа).

Ливарні сплави титану мають високу рідкоплинність (завдяки вузькому інтервалу кристалізації) і малу лінійну усадку ($\sim 1\%$). Водночас у рідкому стані вони здатні до поглинання газів і до взаємодії з формовими матеріалами, що створює технологічні труднощі під час їх розплавлення й розливання. Тому розплавлення й розливання сплавів титану виконують у вакуумі або в захисних газах. Для лиття використовують марки ВТ5Л, ВТ6Л, ВТ14Л, які за своїм хімічним складом близькі до відповідних марок деформівних сплавів.

Для ливарних сплавів не рекомендується проводити термічне оброблення, оскільки це знижує пластичність.

Запитання для самоконтролю

1. Охарактеризуйте основні властивості алюмінію.
2. Як утворюються сплави алюмінію?
3. Як поділяють сплави алюмінію залежно від технології виготовлення виробів?
4. Які сплави алюмінію належать до деформівних, що не зміцнюються термообробленням?

5. Як поділяються деформівні сплави алюмінію, що зміцнюються термічним обробленням?
6. Що таке дюралюміні?
7. Розкажіть про авіалі й кувальні алюмінієві сплави.
8. Охарактеризуйте високоміцні й жароміцні сплави алюмінію.
9. Як поділяються ливарні сплави алюмінію?
10. Які види термічного оброблення використовують для сплавів алюмінію?
11. Які види відпалювання використовують для сплавів алюмінію?
12. Назвіть основні властивості міді.
13. Які основні елементи використовують для легування сплавів міді та як вони позначаються?
14. Як за технологічною ознакою розділяють сплави міді?
15. Які сплави міді називаються латунями?
16. Що таке прості й спеціальні латуні?
17. Які латуні належать до деформівних і ливарних?
18. Що таке бронзи?
19. Як поділяють бронзи залежно від назви основного легувального компонента?
20. Назвіть основні властивості титану.
21. Як захищають титан від утворення на повітрі щільної оксидної плівки TiO_2 ?
22. Назвіть основні легувальні елементи, що можуть містити сплави титану.
23. Де застосовують сплави титану?
24. Як класифікують легувальні елементи залежно від впливу на поліморфні перетворення титану?
25. Що використовують, щоб зміцнити сплави титану?

26. Для чого застосовують відпалювання сплавів титану?

27. Що лежить в основі гартування сплавів титану?

28. Як поділяють сплави титану залежно від способів виготовлення заготовок?

29. Які сплави титану належать до деформівних?

Список літератури

1. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство : підручник / В. В. Попович, В. В. Попович. – Львів : Світ, 2006. – 624 с.
2. Пахаренко В. Л. Матеріалознавство та технологія конструкційних матеріалів (металургія, ливарне виробництво) : навчальний посібник / В. Л. Пахаренко, М. М. Марчук. – Рівне : НУВГП, 2009. – 179 с.
3. Афтанділянц Є. Г., Матеріалознавство : підручник / Є. Г. Афтанділянц, О. В. Зазимко, К. Г. Лопатько. – Київ : Вища освіта, 2012. – 548 с.
4. Говорун Т. П. Матеріалознавство та технологія матеріалів (у схемах і завданнях) : навч. посіб. / Т. П. Говорун, О. П. Гапонова, С. В. Марченко. – Суми : Сумський державний університет, 2020. – 163 с.
5. Матеріалознавство / С. С. Дяченко, І. В. Дощечкіна, А. О. Мовлян, Е. І. Плешаков. – Харків : ХНАДУ, 2007. – 440 с.
6. Попович В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство : словник-довідник / В. Попович. – Львів : Світ, 2010. – 304 с.
7. Materials Science and Engineering. An introduction / William D. Callister, David G. Rethwisch. – 9th Edition. – Publisher : Wiley, USA, 2013. – 961 p.
8. Попович В. В. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Практикум : навч. посіб. / В. В. Попович та ін. Львів : Світ, 2009. – 551 с.
9. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів : навчальний посібник / В. В. Хільчевський та ін. – Київ : Либідь, 2002. – 328 с.
10. Пахолюк А. П. Основи матеріалознавства і конструкційні матеріали : посібник / А. П. Пахолюк, О. А. Пахолюк. – Львів : Світ, 2005. – 172 с.
11. Шаповал С. В. Конспект лекцій з дисципліни

«Матеріалознавство» / С. В. Шаповал ; Харків. нац. ун-т міськ. госп-ва ім. О. М. Бекетова. – Харків : ХНУМГ ім. О. М. Бекетова, 2017. – 122 с.

12. <https://3dprintingindustry.com/news/researchers-investigate-how-fluid-flow-affects-dendrite-growth-in-metal-3d-printing-209962/>.

13. Fundamentals of Modern Manufacturing Materials, Processes, and Systems, Fifth Edition / Mikell P. – Groover. – Publisher : Wiley, 2012. – 1128 pages.

14. Матеріалознавство : навч. посіб. / В. І. Бузило, В. П. Сердюк, А. В. Яворський, О. А. Гайдай ; М-во освіти і науки України, Нац. техн. ун-т «Дніпровська політехніка». – Дніпро : НТУ «ДП», 2021. – 243 с .

15. <https://www.pdfdrive.com/iron-making-and-steelmaking-theory-and-practice-d189313237.html>.

16. Іващенко О. Д. Хімія і методи дослідження сировини та матеріалів : навч. посіб. для студентів нехімічних спеціальностей ВНЗ / О. Д. Іващенко та ін. – Київ : Знання, 2011. – 606 с.

17. Бялік О. М. Металознавство : підручник / О. М. Бялік та ін. – 2-ге вид., переробл. і допов. – Київ : ІВЦ Видавництво «Політехніка», 2002. – 384 с.

18. Клименко В. М. Фізико-хімічні та металургійні основи виробництва металів : навч. посіб. / Ч. 1: Конструкційні матеріали: властивості, класифікація, виробництво. / В. М. Клименко, О. П. Шиліна, А. Ю. Осадчук. – Вінниця : ВДТУ, 2002. – 95 с.

19. Технологія конструкційних матеріалів : навч. посіб. / С. В. Марченко, О. П. Гапонова, Т. П. Говорун, Н. А. Харченко. – Суми : СумДУ, 2016. – 146 с.

20. <https://krivbass.city/news/view/najbilsha-v-evropi-domenna-pich-no-9-arselormittal-krivij-rig-gotuetsya-do-zupinki>.

21. <https://metinvest-smc.com/ua/articles/martenivska-pich/>.

22. Фролов Є. А. Матеріалознавство та технологія матеріалів. Технологія конструкційних матеріалів : конспект лекцій / Є. А. Фролов, Л. А. Тимофєєва, Г. Л. Комарова. – Харків : УкрДАЗТ, 2010. – 32 с.

23. Серєда Б. П. Нові матеріали в металургії : навч. посіб. / Б. П. Серєда. – Запоріжжя : Видавництво Запорізької державної інженерної академії, 2009. – 395 с.

24. Хричиков В. Е. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів : навч. посіб. / В. Е. Хричиков, О. В. Меняйло. – 2-ге вид., доопрац. – Дніпропетровськ : НМетАУ, 2015. – 89 с.

25. Композитні та порошкові матеріали : навч. посіб. / П. П. Савчук, В. П. Кашицький, М. Д. Мельничук, О. Л. Садова ; за заг. ред. П. П. Савчука. – Луцьк : Видавець : ФОП Тєліцин О. В., 2017. – 368 с.

26. Основи отримання порошкових та композиційних матеріалів : метод. вказівки до викон. лабор. робіт / укладач А. М. Степанчук. – Київ : НТУУ «КПБ», 2010. – 113 с.

27. Порошкові та композиційні матеріали : метод. вказівки до лабораторних робіт / укладачі: В. С. Вініченко, Д. В. Ткач. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – 110 с.

28. Проектування виробів з порошкових і композиційних матеріалів : конспект лекцій / укл. В. М. Плєскач. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2019. – 78 с.

29. https://moodle.znu.edu.ua/pluginfile.php?file=/485145/mod_resource/content/1/%D0%9B%D0%B5%D0%BA%D1%86%D1%96%D1%8F%202.pdf.

30. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів із застосуванням комп'ютерних технологій навчання : підручник / Ю. М. Таран та ін. ; за ред. Ю. М. Тарана. – Дніпропетровськ : Дніпрокнига, 2002. – 360 с.

31. Говорун Т. П. Підготовка нового покоління

матеріалознавців шляхом застосування адитивних технологій / Т. П. Говорун, Н. А. Харченко, А. І. Дегула // XX Міжнародна молодіжна науково-технічна конференція «Машинобудування очима молодих: прогресивні ідеї – наука – виробництво», 20–29 листопада 2021. – Суми : СумДУ, 2021.

32. Гречко О. М. Сучасні адитивні технології та 3D-друк. Огляд останніх досягнень в різних сферах людського життя / О. М. Гречко // Вісник Національного технічного університету «ХПІ». – Харків : НТУ «ХПІ», 2019. – № 1. – С. 63–75.

33. Maya M. Eckstein Let's look closer at 3D printing and IP issues [Electronic resource]. Inside Counsel Magazine. February 9, 2016. Access mode : <http://www.insidecounsel.com/2016/02/09/lets-lookcloser-at-3d-printing-and-ip-issues?slreturn=1461486797>.

34. Лабораторний практикум з курсу «Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство» Ч. 2 : Матеріалознавство / Т. П. Говорун, О. П. Гапонова, В. М. Раб, Н. А. Харченко. – Суми : СумДУ, 2011. – 86 с.

35. Основи матеріалознавства : конспект лекцій. Ч. 2 : Metали та сплави. Неметалеві матеріали / укладачі : О. М. Юрченко, Ж. О. Кормош, О. В. Парасюк. – Луцьк : Вежа-друк, 2018. – 56 с.

36. Руденко Л. Ф. Леговані сталі та сплави : навч. посіб. / Л. Ф. Руденко, Т. П. Говорун. – Суми : СумДУ, 2012. – 171 с.

37. ДСТУ 3925-99 Чавун з кулястим графітом для виливків. Марки.

38. Матеріалознавство. Організація самостійної та практичної роботи : навч. посіб. / В. І. Савуляк, О. П. Шиліна, В. Й. Шенфельд. – Вінниця : ВНТУ, 2019. – 123 с.

39. Матеріалознавство та матеріали електронних

апаратів : конспект лекцій / уклад. Н. І. Фурманова, О. Ю. Фарафонов. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – Ч. 2. – 46 с.

40. Костик К. О. Порівняльний аналіз впливу газового та іонно-плазмового азотування на зміну структури і властивостей легованої сталі 30X3BA / К. О. Костик, В. О. Костик // Вісник НТУ «ХП». – 2014. – № 48 (1090). – С. 21–41.

41. Кольорові метали і сплави : навч. посіб. / В. Л. Грешта, О. В. Климов, О. В. Лисиця, Л. П. Степанова. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. – 336 с.

42. Кольорові метали та сплави : навч. посіб. Ч. 1: Мідь та мідні сплави / А. Богун та ін. ; за заг. ред. З. Дурягіної ; Нац. ун-т «Львівська політехніка». – Львів : Вид-во Львів. Політехніка, 2017. – 122с.

43. Кольорові метали та сплави : підруч. / В. П. Горбатенко, ДонНТУ, Донецьк : ДВНЗ «ДонНТУ», 2012. – 300 с.

44. Дослідження впливу термічної обробки на механічні властивості сплавів на основі алюмінію : методичні вказівки до лабораторної роботи / О. П. Гапонова. – Суми : СумДУ, 2016. – 19 с.

Навчальне видання

**Гапонова Оксана Петрівна,
Говорун Тетяна Павлівна**

ІНЖЕНЕРНЕ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Навчальний посібник

Художнє оформлення обкладинки О. П. Гапонової
Редакторка Н. М. Мажуга
Комп'ютерне верстання О. П. Гапонової, Т. П. Говорун

Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 23,48. Обл.-вид. арк. 18,94. Тираж 300 пр. Зам. №

Видавець і виготовлювач
Сумський державний університет,
вул. Харківська, 116, м. Суми, 40007

Свідцтво про внесення суб'єкта господарювання до Державного реєстру видавців,
виготовлювачів і розповсюджувачів видавничої продукції ДК № 8193 від 15.10.2024.