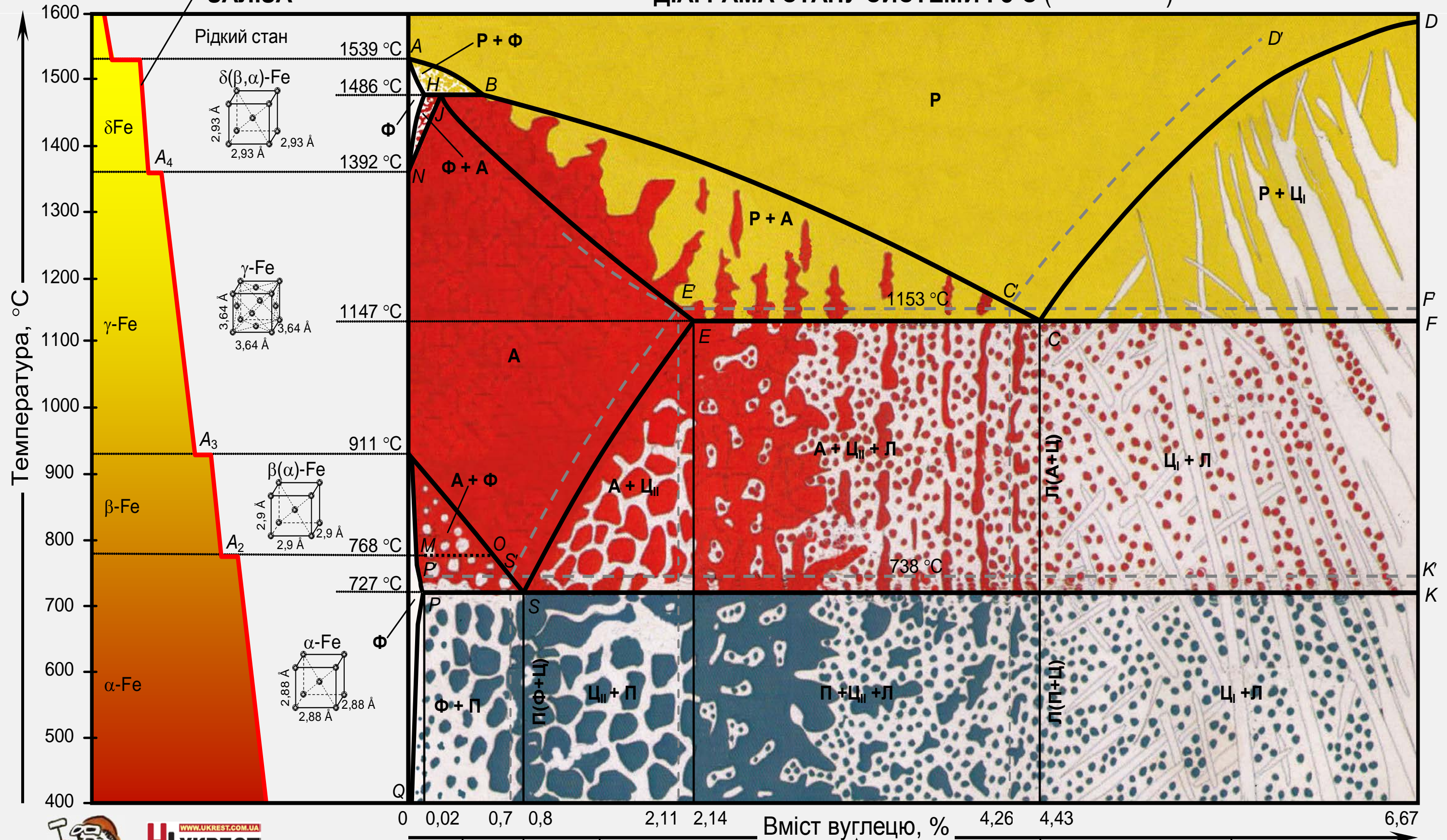


МЕТАЛОЗНАБСТВО

ГРОП ПРОКОНОВИЧ



ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ Fe-Fe₃C (—————)
 ДІАГРАМА СТАНУ СИСТЕМИ Fe-C (-----)



І. В. ПРОКОПОВИЧ

МЕТАЛОЗНАВСТВО

НАВЧАЛЬНИЙ ПОСІБНИК

ОДЕСА

«Екологія»

2020

УДК 669.0(075.8)
П804

Рекомендовано вченою радою Одеського національного політехнічного університету, протокол № 5 від 26.02.2020 р.

Р е ц е н з е н т и :

К. О. Дядюра, д-р техн. наук, проф., зав. каф. прикладного матеріалознавства та технології конструкційних матеріалів Сумського державного університету;

Д. Б. Глушкова, д-р техн. наук, проф., зав. каф. технології металів та матеріалознавства Харківського національного автомобільно-дорожнього університету

Прокопович, Ігор Валентинович

П804 Металознавство : навчальний посібник / І. В. Прокопович. – Одеса : Екологія, 2020. – 308 с.

ISBN 978-617-7867-01-1

У навчальному посібнику викладено питання будови та кристалізації металів та їх сплавів. Розглянуто елементи загальної теорії металевих сплавів. Проаналізовано фази, що утворюються в сплавах, діаграми стану подвійних систем. Показано вплив технологічних процесів та умов експлуатації на структуру та властивості металів і сплавів. Надано основи термічної та хіміко-термічної обробки і методів зміцнення. Наведено основні відомості про вуглецеві та леговані сталі, чавуни, сплави зі спеціальними властивостями, кольорові метали та сплави на їх основі, благородні метали, рідкоземельні метали, феросплави та тверді інструментальні матеріали.

Навчальний посібник призначено для здобувачів вищої освіти першого освітняського рівня «бакалавр» металургійних та машинобудівних спеціальностей з курсів «Металознавство», «Матеріалознавство», «Технологія конструкційних матеріалів», «Термічна обробка» та «Електротехнічні та конструкційні матеріали».

УДК 669.0(075.8)

ISBN 978-617-7867-01-1

ВСТУП

Матеріалознавство відноситься до базових дисциплін для машинобудівних спеціальностей. Це пов'язано з тим, що отримання, розробка нових матеріалів, способи їх обробки є основою сучасного виробництва і багато в чому визначають рівнем свого розвитку науково-технічний та економічний потенціал країни. Проектування конкурентоспроможних виробів, раціональна організація їх виробництва неможливі без достатнього рівня знань в галузі матеріалознавства.

Матеріалознавство є основою для вивчення багатьох спеціальних дисциплін.

Різноманітність властивостей матеріалів є визначальним фактором широкого застосування їх в техніці. Матеріали відрізняються один від одного властивостями, причому кожна залежить від особливостей внутрішньої будови матеріалу. У зв'язку з цим матеріалознавство як наука вивчає будову матеріалів в тісному зв'язку з їх властивостями. Основні властивості матеріалів можна поділити на фізичні, механічні, технологічні та експлуатаційні. Від фізичних і механічних властивостей залежать технологічні та експлуатаційні властивості матеріалів.

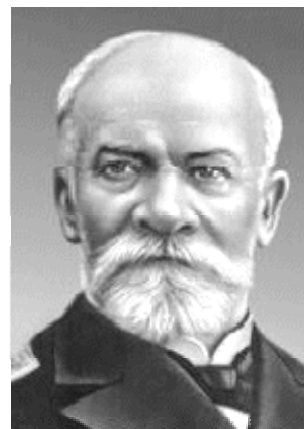
Серед механічних властивостей міцність посідає особливе місце, тому що від неї передусім залежить, чи зруйнується виріб під впливом експлуатаційних навантажень. Вчення про міцність і руйнування є однією з найважливіших складових матеріалознавства. Воно є теоретичною основою для вибору відповідних конструкційних матеріалів для деталей різного цільового призначення і пошуку раціональних способів формування в них необхідних характеристик міцності для забезпечення надійності і довговічності виробів.

Основними матеріалами, які використовуються в машинобудуванні, є, і ще довго будуть залишатися, метали та їх сплави. Тому основною складовою матеріалознавства є металознавство.

Металознавство – це наука про взаємозв'язки електронної будови, структури металів з їх складом, фізичними, хімічними, технологічними та експлуатаційними властивостями.

Засновником теоретичних основ металознавства визначено Д. К. Чернова, який встановив критичні температури фазових перетворень в сталях і їх зв'язок з кількістю вуглецю в сталях. Цим були закладені основи для найважливішої в металознавстві діаграми стану залізовуглецевих сплавів.

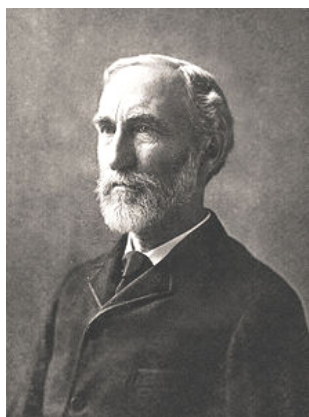
Відкриттям алотропних перетворень в сталі, Чернов заклав фундамент теорії і технології термічної обробки сталі. Критичні точки в сталі дозволили раціонально обирати температуру її гарту, відпуску і пластичної деформації у виробничих умовах.



*Дмитро Костянтинівич
Чернов*



*Павло Петрович
Аносов*



Джозайя Віллард Гіббс



Макс фон Лауе

У своїх роботах з кристалізації сталі і будові злитка Чернов виклав основні положення теорії лиття, які не втратили свого наукового і практичного значення по теперішній час.

Визначний металург П. П. Аносов вперше застосував мікроскоп для дослідження структури металів. Йому належить пріоритет у створенні легованих сталей. Він розробив теорію і технологію виготовлення клинків з булатної сталі. З його робіт стало ясно, що так званий булатний візерунок на поверхні сталі безпосередньо залежить від її внутрішньої структури.

У 1873 – 1876 рр. Д. Гіббс виклав основні закони фазової рівноваги і, зокрема, правило фаз, ґрунтуючись на законах термодинаміки. Застосування правила фаз не вимагає конкретизації переліку компонентів системи. Достатньо знати їх загальну кількість. Правило фаз особливо корисно при дослідженні гетерогенних систем, зокрема в металознавстві, металургії, петрографії, хімічній технології, оскільки є теоретичною основою для аналізу діаграм стану будь-якого ступеня складності.

Визначення атомної будови фаз стало можливим після відкриття М. Лауе (1912 р.), який показав, що атоми в кристалі регулярно заповнюють простір, утворюючи просторову дифракційну решітку, і що рентгенівські промені мають хвильову природу. Дифракція рентгенівських променів на такій решітці дає можливість досліджувати будову кристалів.

Останнім часом для структурного аналізу, окрім рентгенівських променів, використовують електрони і нейтрони. Відповідні методи дослідження називаються електронною графією та нейтронною графією. Електронна оптика дозволила удосконалити мікроскопію. В даний час на електронних мікроскопах корисне максимальне збільшення доведено до 100000 разів.

У п'ятдесятих роках ХХ ст., коли почалося дослідження природи властивостей металевих матеріалів, було показано, що більшість найважливіших властивостей, в тому числі опір пластичній деформації і руйнування в різних умовах навантаження, залежить від особливостей кристалічної будови. Цей висновок сприяв залученню фізичних теорій про будову реальних металів для пояснення багатьох незрозумілих явищ і для конструювання сплавів із заданими механічними властивостями. Завдяки теорії дислокацій вдалося отримати достовірні значення про зміни в металах при їх пластичній деформації.

Особливо інтенсивно розвивається металознавство в останні десятиліття. Це пояснюється потребою в нових матеріалах для дослідження космосу, розвитку електроніки, атомної енергетики.

Основними напрямками розвитку сучасного металознавства є розробка способів виробництва чистих і надчистих металів, властивості яких сильно відрізняються від властивостей металів технічної чистоти. Першочерговим завданням матеріалознавства є створення матеріалів з наперед розрахованими властивостями при заданих параметрах та умовах роботи. Значна увага при-

діляється вивченню поведінки металів в екстремальних умовах (низькі та високі температури і тиск).

До теперішнього часу основною матеріальною базою машинобудування служить чорна металургія, яка виробляє сталі та чавуни. Ці матеріали мають багато корисних якостей і насамперед забезпечують високу конструкційну міцність деталей машин. Однак ці класичні матеріали мають такі недоліки, як велика щільність, низька корозійна стійкість. Втрати від корозії становлять 20 % річного виробництва сталі та чавуну. Тому, за даними наукових досліджень, через 20...40 років всі розвинені країни перебувають на масове використання металевих сплавів на базі титану, магнію, алюмінію. Ці легкі і міцні сплави дозволяють в 2...3 рази полегшити верстати і машини, в 10 разів зменшити витрати на ремонт.

Велике значення має використання нових матеріалів замість традиційних (металевих), а саме пластмас, кераміки, матеріалів порошкової металургії, особливо композиційних матеріалів. Це дозволяє економити дефіцитні метали, знижувати витрати енергії на виробництво матеріалів, зменшувати масу виробів. Наприклад, розрахунки показують, що заміна металевих деталей легкового автомобіля на вуглепластик з епоксидної смоли, армований вуглецевими волокнами, дозволить зменшити масу машини на 40 %, вона стане більш міцною, зменшиться витрата пального, різко зросте стійкість корозії.

Однак, незважаючи на застосування нових композитних неметалевих матеріалів, метали і сплави залишаються основними конструкційними матеріалами, і в більшості випадків є незамінними. Досягнення сучасної науки, нові методи досліджень дозволяють відкривати нові унікальні властивості металів та сплавів, і знаходити їм застосування в різних галузях. Наприклад, властивість «ефект пам'яті форми» – явище повернення до первісної форми при нагріванні, яке спостерігається у деяких матеріалів після попередньої деформації. З цією властивістю тісно пов'язане явище «надпружність» – властивість матеріалу, що зазнає навантаження до напруження, яке значно перевищує межу плинності, повністю відновлювати первинну форму після зняття навантаження. Сплави з такими властивостями знаходять застосування в авіації і космонавтиці, автомобілебудуванні, приладобудуванні, в медицині, в медичній техніці, а також в побутовій техніці і електроніці.

Ці та інші напрями металознавства свідчать не лише про його затребуваність в сучасних умовах, а й про перспективність для розвитку науки, техніки та промисловості.

1. МЕТАЛИ

Серед матеріалів, які з давніх давен використовувалися людьми в різних сферах діяльності, метали завжди займали особливе місце.



Михайло Васильович
Ломоносов

Підтвердження тому бачимо і в назвах історичних епох (мідна, бронзова, залізна доба), і в археологічних знахідках металевих виробів (прикраси, сільськогосподарські знаряддя), і у широкому використанні металів та сплавів у сучасній техніці.

Обумовлюється це особливими властивостями металів, які вигідно відрізняють їх від інших матеріалів і роблять у багатьох випадках незамінними.

Метали – один з класів конструкційних матеріалів, що характеризується певним набором властивостей (за визначенням М. В. Ломоносова: метали це світлі тіла які кувати можна):

- «металевий блиск» (гарна відбивна здатність);
- пластичність;
- висока теплопровідність;
- висока електропровідність.

Дані властивості зумовлені особливостями будови металів.

1.1. ОСОБЛИВОСТІ АТОМНО-КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ МЕТАЛІВ

Згідно із теорією металевого стану, метал – це речовина, що складається з позитивних ядер, навколо яких по орбіталям обертаються електрони. На останньому рівні кількість електронів невелика, і вони слабо пов'язані з ядром. Ці електрони мають можливість переміщатися по всьому об'єму металу, тобто належати цілої сукупності атомів.

Таким чином, пластичність, теплопровідність і електропровідність забезпечуються наявністю «електронного газу».

1.1.1. КРИСТАЛІЧНА БУДОВА МЕТАЛІВ

Всі метали, що твердіють в нормальних умовах, є кристалічними речовинами, тобто укладка атомів в них характеризується певним порядком – періодичністю, як в різ-

них напрямках, так і в різних площинах. Цей порядок визначається поняттям «кристалічна решітка».

Іншими словами, *кристалічна решітка* – це уявна просторова решітка, у вузлах якої розташовуються частинки, що утворюють тверде тіло.

Елементарний (примітивний) осередок – елемент об'єму, який складається із мінімального числа атомів, багаторазовим перенесенням якого в просторі можна побудувати весь кристал (рис. 1.1).

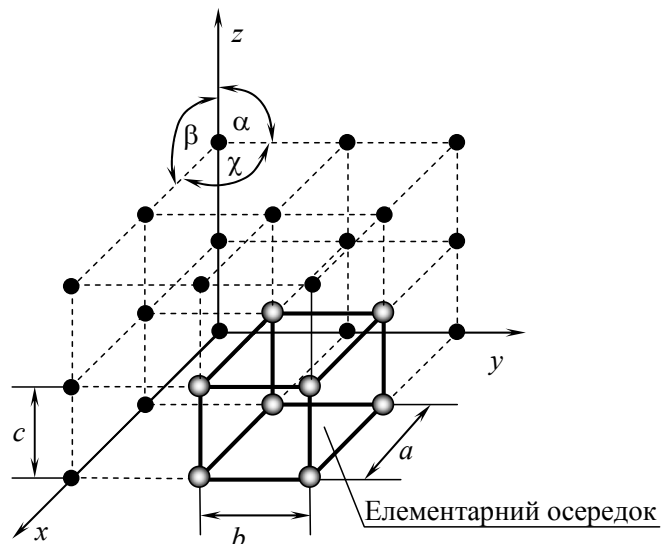


Рис. 1.1. Схема кристалічної решітки

Елементарний осередок характеризує особливості будови кристала. Основними параметрами кристала є:

- розміри ребер елементарного осередку a , b , c – періоди решітки – відстані між центрами найближчих атомів;
- кути між осями (α , β , γ);
- координаційне число (K) вказує на число атомів, розташованих на найближчій однаковій відстані від будь-якого атома в решітці;
- базис решітки – кількість атомів, що припадають на один елементарний осередок решітки;
- щільність упаковки атомів в кристалічній решітці – об'єм, зайнятий атомами, які умовно розглядаються як жорсткі кулі; щільність упаковки визначають як відношення об'єму, зайнятого атомами до об'єму осередка (для об'ємноцентрованої кубічної решітки – 0,68, для гранецентрованої – 0,74).

Класифікацію можливих видів кристалічних решіток було здійснено французьким вченим О. Браве (відповідно вони отримали назву «решітки Браве»). Всього для кристалічних тіл існує чотирнадцять видів решіток, поділених на чотири типи:

- примітивна – вузли решітки збігаються з вершинами елементарних осередків;
- базоцентрована – атоми займають вершини осередків і два місця в протилежних гранях;
- об'ємноцентрована – атоми займають вершини осередків і її центр;
- гранецентрована – атоми займають вершини комірки і центри всіх шести граней.



Огюст Браве

Основними типами кристалічних решіток є (рис. 1.2.):

1. Об'ємноцентрована кубічна (ОЦК) (рис. 1.2, а), атоми розташовуються у вершинах куба і в його центрі (вольфрам, ванадій, титан, α -залізо).
2. Гранецентрована кубічна (ГЦК) (рис. 1.2, б), атоми розташовуються у вершинах куба і по центру кожної з 6 граней (срібло, золото, γ -залізо).
3. Гексагональна, в основі якої лежить шестикутник:
 - проста – атоми розташовуються в вершинах комірки і по центру двох основ (вуглець у вигляді графіту);
 - щільноупакована (ЩПУ) (рис. 1.2, в) – є три додаткових атома в середній площині (цинк).

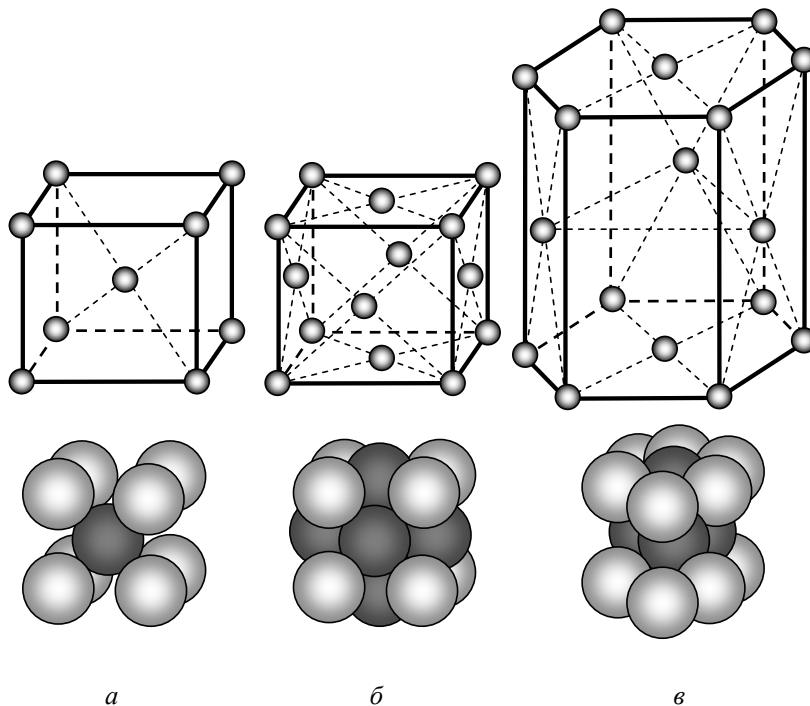


Рис. 1.2. Основні типи кристалічних решіток: а – об'ємноцентрована кубічна; б – гранецентрована кубічна; в – гексагональна щільноупакована

1.1.2. ПОНЯТТЯ ПРО ІЗОТРОПІЮ І АНІЗОТРОПІЮ

Властивості фізичного тіла залежать від природи атомів, з яких воно складається, та від сили взаємодії між цими атомами. Сили взаємодії між атомами в значній мірі визначаються відстанями між ними. В аморфних тілах з хаотичним розташуванням атомів в просторі відстані між атомами в різних напрямках є рівними, отже, властивості будуть однакові, тобто аморфні тіла ізотропні.

У кристалічних тілах атоми правильно розташовуються в просторі, причому за різними напрямками відстані між атомами неоднакові, що зумовлює суттєві відмінності в силах взаємодії між ними і, в кінцевому результаті, різні властивості. Залежність властивостей від напрямку називається *анізотропією*.

Щоб зрозуміти явище анізотропії, необхідно виділити кристалографічні площини і кристалографічні напрямки в кристалі.

Площина, що проходить через вузли кристалічної решітки, називається кристалографічною площиною.

Пряма, що проходить через вузли кристалічної решітки, називається кристалографічним напрямком.

Для позначення кристалографічних площин і напрямків користуються *індексами Міллера* (названі на честь В. Х. Міллера). Щоб встановити індекси Міллера, елементарний осередок вписують в просторову систему координат (осі x , y , z – кристалографічні осі). За одиницю виміру приймається період решітки.

Для визначення індексів кристалографічної площини необхідно:

- 1) встановити координати точок перетину площини з осями координат в одиницях періоду решітки;
- 2) взяти зворотні значення цих величин;
- 3) привести їх до найменшого цілому кратному, кожному з отриманих чисел.



Вільям Хеллоуз Міллер

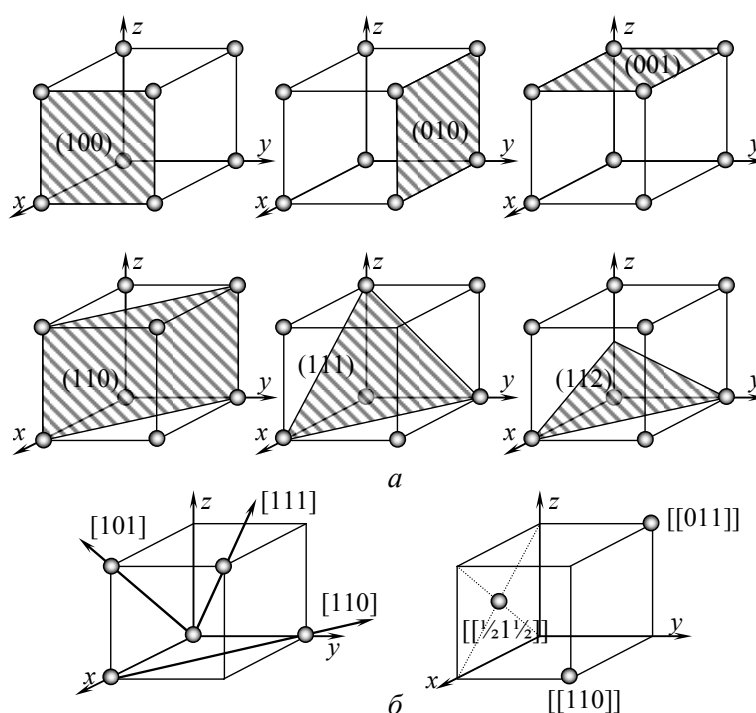


Рис. 1.3. Приклади позначення кристалографічних площин (а) і кристалографічних напрямків (б)

Отримані значення простих цілих чисел, які не мають загального множника, є індексами Міллера для площини; вказуються в круглих дужках (рис. 1.3, а).

Іншими словами, індекс по осі показує, на скільки частин площина ділить осьову одиницю по даній осі. Площині, паралельні осі, мають по ній індекс 0.

Орієнтація прямої лінії визначається координатами двох точок. Для визначення індексів кристалографічного напрямку необхідно:

- 1) одну точку напрямку поєднати з початком координат;
- 2) встановити координати будь-якої іншої точки, що лежить на прямій, в одиницях періоду решітки;
- 3) привести визначення цих координат до відношення трьох найменших цілих чисел.

Індекси кристалографічних напрямків вказуються в квадратних дужках, наприклад – $[111]$ (рис. 1.3, б).

1.1.3. АЛОТРОПІЯ АБО ПОЛІМОРФНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ

Здатність деяких металів існувати в різних кристалічних формах в залежності від зовнішніх умов (тиск, температура) називається *алотропією* або *поліморфізмом*.

Кожен вид решітки являє собою *алотропічну видозміну* або *модифікацію*.

Прикладом алотропічної видозміни кристалічної решітки в залежності від температури є залізо (рис. 1.4). При різних температурах існує α -, γ - та δ -залізо:

- $t < 911$ °C – ОЦК – Fe_α ;
- $911 < t < 1392$ °C – ГЦК – Fe_γ ;
- $1392 < t < 1539$ °C – ОЦК – Fe_δ (високотемпературне Fe_α).

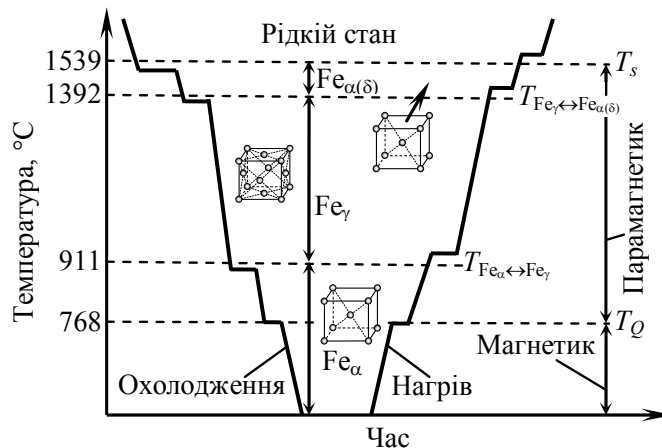


Рис. 1.4. Криві охолодження та нагріву заліза:

$T_{\text{Fe}\alpha \leftrightarrow \text{Fe}\gamma}$, $T_{\text{Fe}\gamma \leftrightarrow \text{Fe}\alpha(\delta)}$ – температури поліморфних перетворень;

T_S – рівноважна температура кристалізації;

T_Q – температура магнітних перетворень (точка Кюрі)

Перетворення однієї модифікації в іншу протікає при постійній температурі і супроводжується тепловим ефектом (горизонтальні ділянки на кривих охолодження/нагріву). Видозміни елемента позначаються буквами грецького алфавіту у вигляді індексу при основному позначенні металу.

Прикладом алотропічної видозміни, яка обумовлена зміною тиску, є вуглець: при низькому тиску утворюється *графіт*, а при високих – *алмаз* (рис. 1.5).

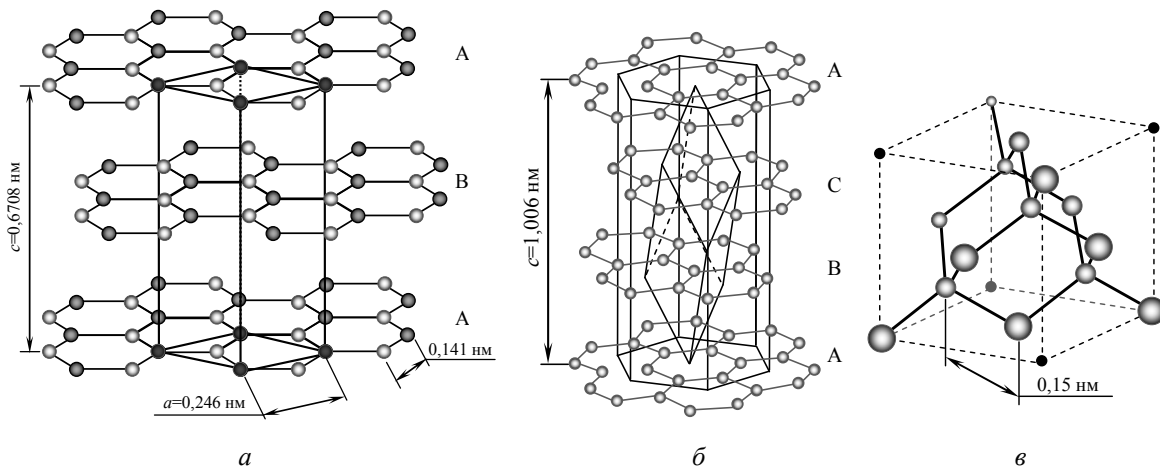


Рис. 1.5. Кристалічна решітка графіту (а, б) і алмазу (в)

Історичних відомостей про використання графіту вкрай мало, що пояснюється схожістю його фарбувальних властивостей з іншими мінералами, наприклад, молібденітом. Одним з найбільш ранніх свідчень застосування графіту є глиняний посуд культури «Боян-Маріца» (епоха неоліту, на території Молдови, Румунії та Болгарії, 4000 років до н.е.), розфарбована за допомогою цього мінералу. Назва «графіт» запропонована в 1789 році німецьким геологом А. Вернером. Зустрічаються також назви «чорний свинець» (англ. Black lead), «карбідне залізо», «сріблястий свинець».



Абраам Готлоб
Вернер

Розрізняють дві модифікації графіту: α -графіт (гексагональний) та β -графіт (ромбоєдричний). Вони розрізняються упаковкою шарів. У α -графіту (рис. 1.5, а) половина атомів кожного шару розташовується над та під центрами шестикутника (укладання ... АВАВАВА ...), а у β -графіту (рис. 1.5, б) кожен четвертий шар повторює перший (укладання ... АСВАСВАСВА ...). Ромбоєдричний графіт зручно представляти в гексагональних осях, щоб показати його шарувату структуру. Графіт β -модифікації в чистому вигляді не спостерігається, бо є метастабільною фазою. Однак в природному графіті зміст ромбоєдричної фази може сягати 30 %. При температурі 2500...3300 К ромбоєдричний графіт повністю переходить у гексагональний.

Алмаз (від давньогрецького $\alpha\delta\alpha\mu\alpha\varsigma$ – «незламний», через арабську мову – الماس [‘almās] та турецьку – «elmas») – мінерал, кубічна алотропна форма вуглецю. При нормальних умовах метастабільний, тобто може існувати необмежено довго. У вакуумі або в інертному газі при підвищених температурах поступово переходить у графіт.

Структура алмазу – сингонія кубічна, кристалічна решітка – складна кубічна грацецентрована (рис. 1.5, в). Кожен атом вуглецю в структурі алмазу розташовується в центрі тетраедра, вершинами якого служать чотири найближчих атоми. Саме міцний зв’язок атомів вуглецю пояснює високу твердість алмазу.

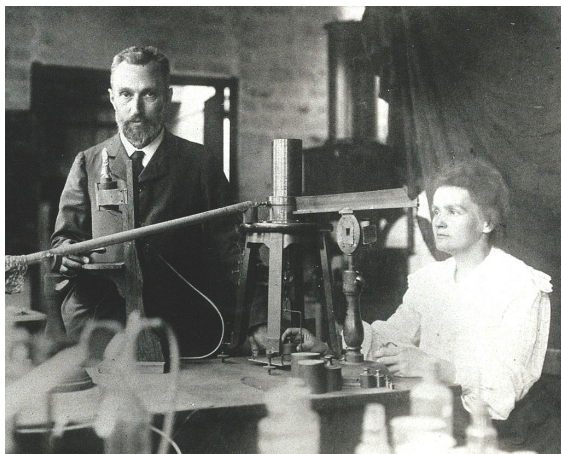
Використовуючи явище поліморфізму, можна зміцнювати і розміцнювати сплави за допомогою термічної обробки.

1.1.4. МАГНІТНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ

Деякі метали намагнічуються під дією магнітного поля. Після видалення магнітного поля вони мають залишковий магнетизм. Це явище вперше виявлено на залізі, тому отримало назву *феромагнетизм*. До феромагнетиків відносяться залізо, кобальт, нікель і деякі інші метали.

При нагріванні феромагнітні властивості металу зменшуються поступово: спочатку слабо, потім різко, і при певній температурі Q (*точка Кюрі*) зникають зовсім (точка Кюрі для заліза – $Q=768^\circ\text{C}$). Вище цієї температури метали стають *парамагнетиками* (див. рис. 1.4). Магнітні перетворення не пов’язані зі зміною кристалічної решітки або мікроструктури, вони обумовлені змінами в характері міжелектронної взаємодії.

Точка Кюрі Q (названа на честь П. Кюрі), або температура Кюрі T_Q – температура фазового переходу II роду, пов’язаного зі стрибкоподібною зміною властивостей симетрії речовини (наприклад, магнітною – в феромагнетиках, електричною – в сегнетоелектриках, кристаль-хімічною – в упорядкованих сплавах).



П'єр Кюрі і Марія Склодовська-Кюрі



Луї Ежен Фелікс Неель

При температурі T , яка нижче точки Кюрі Q , феромагнетики мають самовільну (спонтанну) намагніченість та певну магнітно-кристалічну симетрію.

У точці Кюрі, коли $T=Q$, інтенсивність теплового руху атомів феромагнетику виявляється достатньою для руйнування його самовільної намагніченості («магнітного порядку») та зміни симетрії, в результаті цього феромагнетик стає парамагнетиком. Аналогічно у антиферомагнетиків при $T=T_N \approx Q$, в так званій антиферомагнітної точці Кюрі, або в «точці Нееля», відбувається фазовий перехід II роду.

В антиферомагнітній точці Кюрі – точці Нееля (названа на честь Л. Нееля) відбувається руйнування характерної для антиферомагнетиків магнітної структури (магнітних підрешіток), при цьому антиферомагнетики стають парамагнетиками.

В сегнетоелектриках та антисегнетоелектриках в точці Нееля тепловий рух атомів зводить до нуля самовільно упорядковану орієнтацію електричних диполів елементарних осередків кристалічної решітки. В упорядкованих сплавах в точці Кюрі Q ступінь далекого порядку в розташуванні атомів (іонів) компонентів сплаву стає рівною нулю.

Таким чином, у всіх випадках фазових переходів II роду (переходи, при яких другі похідні термодинамічних потенціалів по тиску і температурі змінюються стрибкоподібно, тоді як їх перші похідні, змінюються поступово) при $T=Q$ в речовині відбувається зникнення того чи іншого виду атомного «порядку» (впорядкованої орієнтації магнітних або електричних моментів, далекого порядку в розподілі атомів по вузлах кристалічної решітки в сплавах і т.п.). Поблизу точки Кюрі Q в речовині відбуваються специфічні зміни багатьох фізичних властивостей (наприклад, теплоємності, коефіцієнт теплового розширення, температурного коефіцієнта електропровідності, магнітної сприйнятливості тощо), які сягають максимуму, що зазвичай і використовується для точного визначення температури фазового переходу.

Чисельні значення температури Кюрі T_Q для різних речовин і матеріалів наводяться в спеціальних довідниках.

1.2. БУДОВА РЕАЛЬНИХ МЕТАЛІВ

З рідкого розплаву можна виростити монокристал. Такі кристали зазвичай використовують в лабораторіях для вивчення властивостей тієї чи іншої речовини. Проте і в практичному виробництві вони застосовуються, наприклад, при монокристалічному литті лопаток турбін (рис. 1.6).

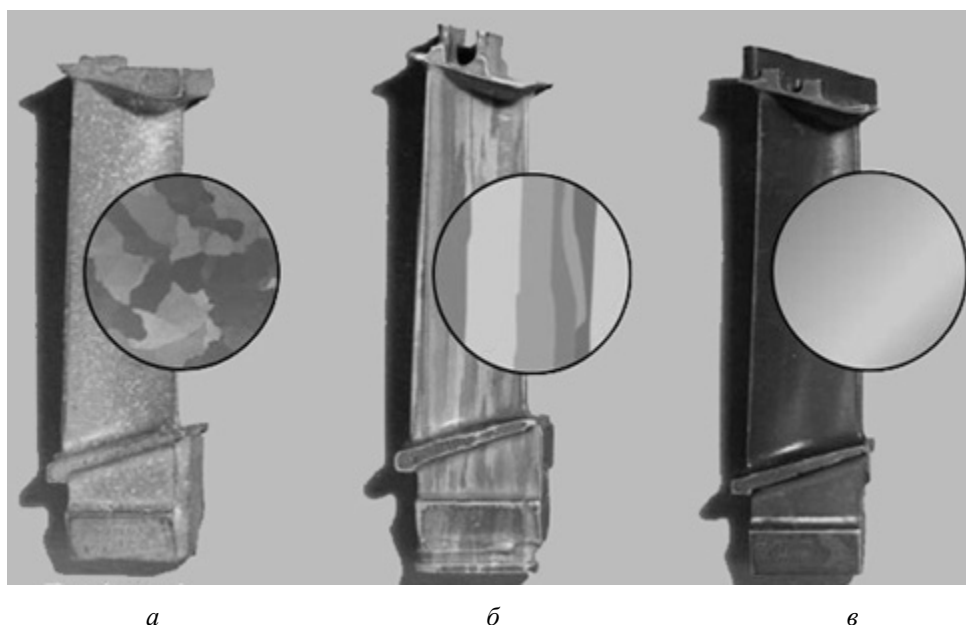


Рис. 1.6. Приклади структури жароміцного матеріалу робочих лопаток:
а – рівноосна зернистість, *б* – спрямована кристалізація, *в* – монокристал

Метали і сплави, отримані в звичайних умовах, складаються з великої кількості кристалів, тобто мають полікристалічну будову. Ці кристали називаються зернами. Вони мають неправильну форму і по-різному орієнтовані у просторі. Кожне зерно має своє орієнтування кристалічної решітки, відмінне від орієнтування сусідніх зерен, внаслідок чого властивості реальних металів усереднюються, і явище анізотропії не спостерігається.

У кристалічній решітці реальних металів є різні дефекти (недосконалості), які порушують зв'язок між атомами і впливають на властивості металів. Розрізняють такі структурні недосконалості:

- точкові – незначні у всіх трьох вимірах;
- лінійні – малі в двох вимірах і як завгодно протяжні в третьому;
- поверхневі – малі в одному вимірі.

1.2.1. ТОЧКОВІ ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ

Однією з поширених недосконалостей кристалічної будови є наявність точкових дефектів: вакансій, дислокованих та домішкових атомів (рис. 1.7).

Вакансія – відсутність атомів у вузлах кристалічної решітки, «дірки», які утворилися в результаті різних причин. Утворюються вакансії при переході атомів з поверхні в навколишнє середовище або з вузлів решітки на поверхню (межі зерен, порожнечі, тріщини тощо), в результаті пластичної деформації, при бомбардуванні тіла атомами або частками високих енергій (опромінення в циклотроні або нейтронного опромінення в ядерному реакторі). Концентрація вакансій в значній мірі визначається температурою тіла. Переміщаючись по кристалу, поодинокі вакансії можуть зустрічатися. І об'єднуватися в дивакансії. Скупчення багатьох вакансій може призвести до утворення пір і пустот.

Дислокований атом – це атом, що вийшов з вузла решітки і зайняв місце між вузлами (дефект Френкеля). Концентрація дислокованих атомів значно менша, ніж вакансій, тому що для їх утворення потрібні значні витрати енергії. При цьому на місці атома, що перемістився, утворюється вакансія.

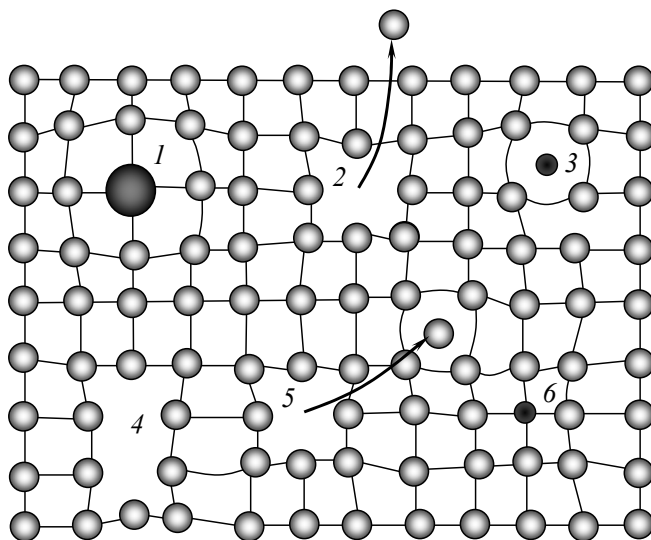


Рис. 1.7. Точкові дефекти: 1 – домішковий атом заміщення; 2 – дефект Шотткі (вихід атома на поверхню кристала); 3 – домішковий атом між вузлами (домішковий атом проникнення); 4 – дивакансії; 5 – дефект Френкеля (вакансія і атом між вузлами); 6 – домішковий атом заміщення



Вальтер Герман Шотткі



Яків Ілліч Френкель

Домішкові атоми завжди присутні в металі, тому що практично неможливо виплавити хімічно чистий метал. Вони можуть мати розміри більші або менші за розміри основних атомів, і розташовуються у вузлах решітки або між вузлами.

Точкові дефекти викликають незначні спотворення решітки, що може призвести до зміни властивостей матеріалу (електропровідність, магнітні властивості), їх наявність сприяє процесам дифузії і протіканню фазових перетворень у твердому стані. При переміщенні по матеріалу точкові дефекти можуть взаємодіяти.

1.2.2. ЛІНІЙНІ ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ

Основними лінійними дефектами є дислокації. Априорне уявлення про дислокації вперше використано в 1934 р. Е. Орована, М. Полані і Д. Тейлором при дослідженні пластичної деформації кристалічних матеріалів, для пояснення великої різниці між практичною і теоретичною міцністю металу.



Егон Орован



Майкл Полані



Джеффри Інграм Тейлор

Дислокації – це дефекти кристалічної будови, які представляють собою лінії, уздовж і поблизу яких порушено характерне для кристала правильне розташування атомних площин.

Дислокації утворюються під час росту кристалів з розплаву або газоподібної фази, при зрощенні блоків з малими кутами розорієнтування. При переміщенні вакансій всередині кристала, вони концентруються, утворюючи порожнини у вигляді дисків. Якщо такі диски великі, то енергетично вигідним є «закриття» їх з утворенням по краю диска крайової дислокації. Утворюються дислокації при деформації, в процесі кристалізації, при термічній обробці.

КРАЙОВІ ДИСЛОКАЦІЇ

Крайова дислокація являє собою лінію, уздовж якої всередині кристала обривається край «зайвої» напівплощини (рис. 1.8).

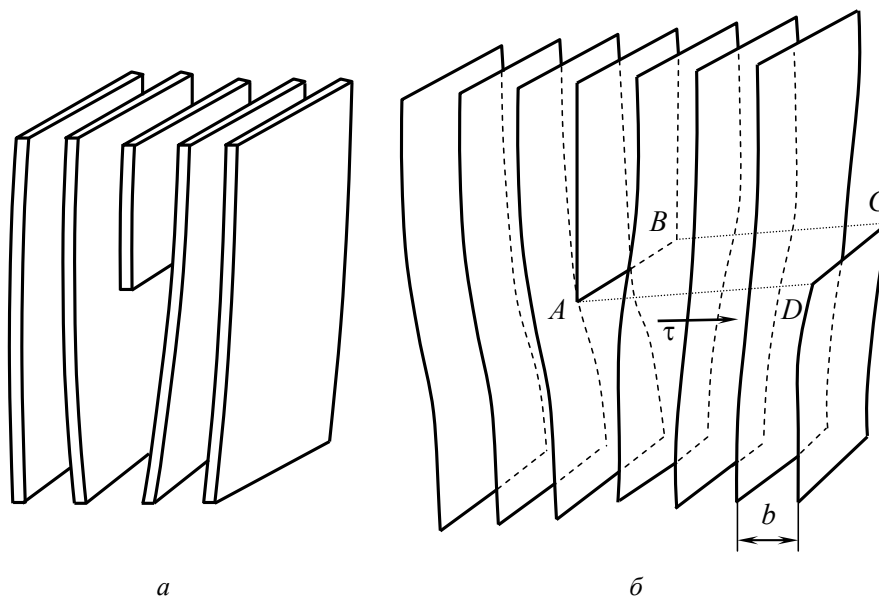


Рис. 1.8. Крайова дислокація (а) і механізм її утворення (б)

Неповна площина називається *екстраплощиною*.

Більшість дислокацій утворюються шляхом зсувного механізму. Утворення дислокації можна описати за допомогою такої операції: надрізати кристал по площині $ABCD$, по сунути нижню частину відносно верхньої на один період решітки в напрямку, перпендикулярному AB , а потім знову зблизити атоми на краях розрізу внизу.

Найбільші спотворення в розташуванні атомів в кристалі мають місце поблизу нижнього краю екстраплощини. Праворуч та ліворуч від краю екстраплощини ці спотворення незначні (кілька періодів решітки), а вздовж краю екстраплощини спотворення простягаються через весь кристал і можуть бути дуже великі – тисячі періодів решітки (рис. 1.9).

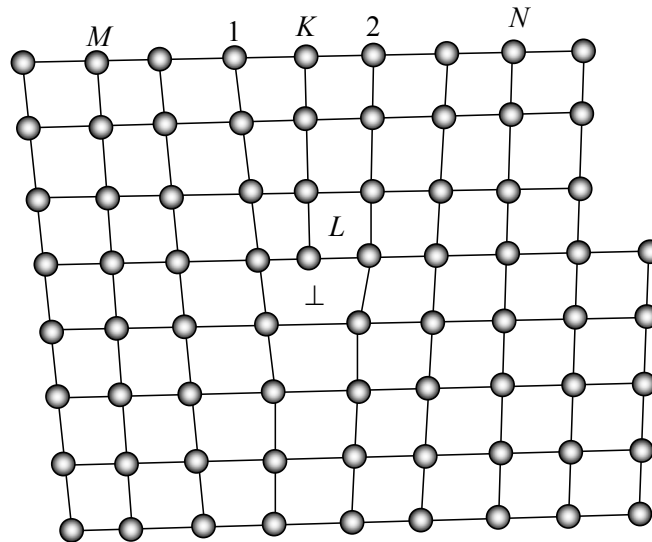


Рис. 1.9. Спотворення в кристалічній решітці при наявності крайової дислокації

Якщо екстраплощина знаходиться у верхній частині кристалу, то крайова дислокація – позитивна (\perp), якщо в нижній, то – негативна (∇). Дислокації одного знаку відштовхуються, а протилежні притягуються.

ГВИНТОВІ ДИСЛОКАЦІЇ



Йоганнес (Ян) Мартинус Бюргерс

Дислокація другого типу була описана Й. Бюргерсом, і отримала назву гвинтова дислокація.

Гвинтова дислокація виникає через частковий зсув по площині Q навколо лінії EF (рис. 1.10). На поверхні кристала утворюється сходи́нка, що проходить від точки E до краю кристала. Такий частковий зсув порушує паралельність атомних шарів, кристал перетворюється на одну атомну площину, закручену по гвинту у вигляді порожнього гелікоїда навколо лінії EF , яка представляє межу, що відокремлює частину площини ковзання, де зсув вже стався, від частини, де зрушення не почалося. Уздовж лінії EF спостерігається макроскопічний характер області недосконалості, в інших напрямках її розміри становлять кілька періодів.

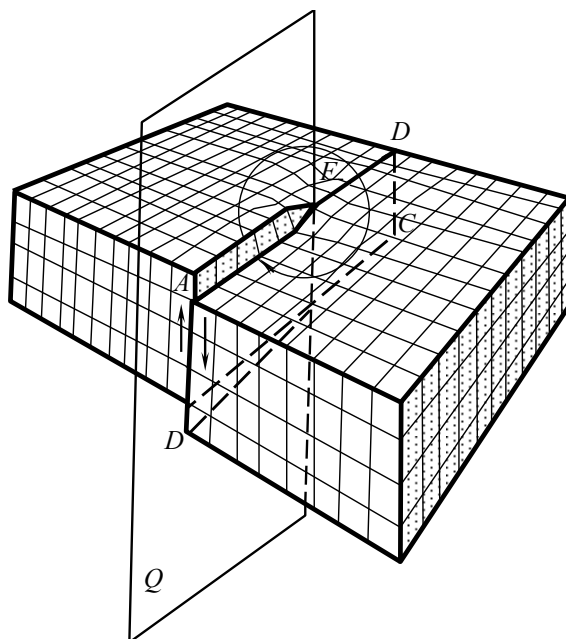


Рис. 1.10. Механізм утворення гвинтової дислокації

Якщо перехід від верхніх горизонтів до нижніх здійснюється поворотом за годинниковою стрілкою, то дислокація права, а якщо поворотом проти годинникової стрілки – ліва.

Гвинтова дислокація не пов'язана з якою-небудь площиною ковзання, вона може переміщатися по будь-якій площині, що проходить через лінію дислокації. Вакансії і дислоковані атоми до гвинтової дислокації не збігаються.

У процесі кристалізації атоми речовини, що випадають з пара або розчину, легко приєднуються до сходинки, що призводить до спірального механізму росту кристалу.

Лінії дислокацій не можуть обриватися усередині кристала, вони мають або бути замкнутими, утворюючи петлю, або розгалужуватися на декілька дислокацій, або виходити на поверхню кристала.

ЩІЛЬНІСТЬ ДИСЛОКАЦІЙ

Дислокаційна структура матеріалу характеризується *щільністю дислокацій*.

Щільність дислокацій в кристалі визначається як середнє число ліній дислокацій, що перетинають всередині тіла ділянку площею 1 м^2 , або як сумарна довжина ліній дислокацій в об'ємі 1 м^3 :

$$\rho = \frac{\sum l}{V} \text{ (см}^{-2}\text{, м}^{-2}\text{)}.$$

Щільність дислокацій змінюється в широких межах і залежить від стану матеріалу. Після ретельного відпалу щільність дислокацій становить $10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$, в кристалах з сильно деформованої кристалічною решіткою щільність дислокацій сягає $10^{15} \dots 10^{16} \text{ м}^{-2}$.

Щільність дислокації в значній мірі визначає пластичність і міцність матеріалу (рис. 1.11).

Мінімальна міцність визначається критичною щільністю дислокацій $\rho = 10^5 \dots 10^7 \text{ м}^{-2}$.

Якщо щільність менше значення a , то опір деформації різко зростає, а міцність наближається до теоретичної. Підвищення міцності досягається шляхом створення мета-

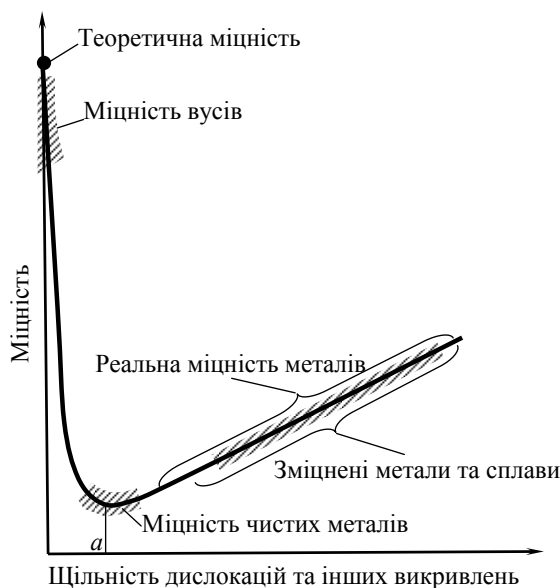


Рис. 1.11. Вплив щільності дислокацій на міцність

лу з бездефектною структурою, а також підвищенням щільності дислокацій, що ускладнює їх рух. Наразі є досвід створення кристалів без дефектів – ниткоподібні кристали довжиною до 2 мм, товщиною 0,5...20 мкм – «вуса» з міцністю, близькою до теоретичної: для заліза тимчасовий опір розриву складає 13000 МПа, для міді – 30000 МПа. При зміцненні металів збільшенням щільності дислокацій, вона не повинна перевищувати значень $10^{15}...10^{16} \text{ м}^{-2}$. В іншому випадку утворюються тріщини.

Дислокації впливають не тільки на міцність і пластичність, а й на інші властивості кристалів. Зі збільшенням щільності дислокацій зростає внутрішнє напруження, змінюються оптичні властивості, підвищується електроопір металу. Дислокації збільшують середню швидкість дифузії в кристалі, прискорюють старіння та інші процеси, змен-

шують хімічну стійкість, тому в результаті обробки поверхні кристала спеціальними речовинами в місцях виходу дислокацій утворюються ямки.

1.2.3. ПОВЕРХНЕВІ ДЕФЕКТИ КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ

Поверхневі дефекти – межі зерен, фрагментів і блоків (рис. 1.12).

Розміри зерен не перевищують 1000 мкм. Кути розорієнтування становлять до декількох десятків градусів (Θ).

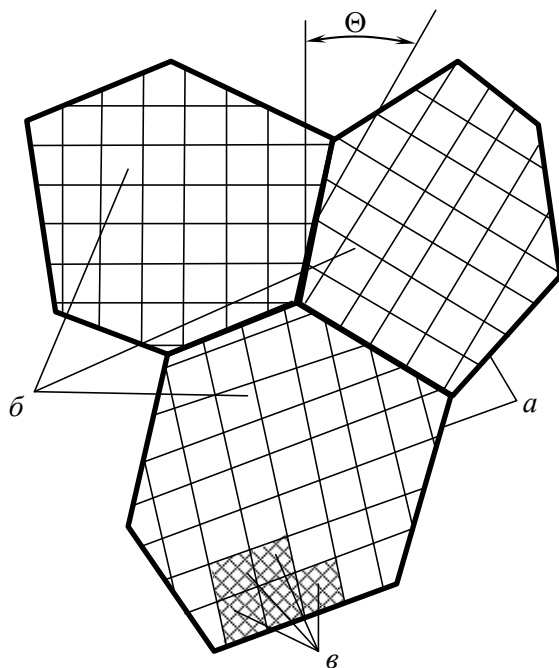


Рис. 1.12. Розорієнтування зерен і блоків у металі

Межа між зернами (1.12, а) являє собою тонку, в 5...10 атомних діаметрів, поверхневу зону з максимальним порушенням порядку в розташуванні атомів.

Будова перехідного шару сприяє скупченню дислокацій в ньому. На границях зерен підвищена концентрація домішок, які знижують поверхневу енергію. Однак і всередині зерна ніколи не спостерігається ідеальної будови кристалічної решітки. Є ділянки, які розорієнтовані одна щодо іншої на кілька градусів (Θ_1). Ці ділянки називаються *фрагментами* (рис. 1.12, б). Процес поділу зерен на фрагменти називається *фрагментацією* або *полігонізацією*.

У свою чергу кожен фрагмент складається з блоків (рис. 1.12, в), розмірами менше 10 мкм, розорієнтованих на кут менш одного градуса (Θ_2). Таку структуру називають *блоковою* або *мозаїчною*.

1.3. КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ

1.3.1. ПЕРЕХІД З РІДКОГО СТАНУ У ТВЕРДИЙ СТАН

Будь-яка речовина може перебувати в трьох агрегатних станах: твердому, рідкому, газоподібному. Можливі переходи з одного стану в інший, якщо новий стан у нових умовах є більш стійким та має менший запас енергії.

Зі зміною зовнішніх умов вільна енергія змінюється за складним законом по-різному для рідкого і кристалічного станів. Залежність зміни вільної енергії рідкого і твердого станів від температури показано на рис. 1.13.

Відповідно до цієї схеми вище температури T_S речовина повинна перебувати в рідкому стані, а нижче T_S – в твердому.

При температурі, яка дорівнює T_S , рідка і тверда фаза мають однакову енергію, метал в обох станах знаходиться в рівновазі, тому дві фази можуть існувати одночасно нескінченно довго. Температура T_S – *рівноважна або теоретична температура кристалізації*.

Для початку процесу кристалізації необхідно, щоб процес був вигідним системі з точки зору термодинаміки, і супроводжувався зменшенням вільної енергії системи. Це можливо при охолодженні рідини нижче температури T_S . Температура, при якій практично починається кристалізація, називається *фактичною температурою кристалізації*.

Охолодження рідини нижче рівноважної температури кристалізації називається *переохолодженням*, яке характеризується *ступенем переохолодження* (ΔT):

$$\Delta T = T_S - T_{кр},$$

де T_S – теоретична температура кристалізації;

$T_{кр}$ – дійсна температура кристалізації.

Ступінь переохолодження залежить від природи металу, від ступеня його забрудненості (чим чистіший метал, тим більше ступінь переохолодження), від швидкості охолодження (чим вище швидкість охолодження, тим більше ступінь переохолодження).

Розглянемо перехід металу з рідкого стану у твердий.

При нагріванні всіх кристалічних тіл спостерігається чітка межа переходу з твердого стану в рідкий. Така ж межа існує при переході з рідкого стану у твердий.

Кристалізація – це процес утворення ділянок кристалічної решітки в рідкій фазі і зростання кристалів з утворених центрів.

Кристалізація протікає в умовах, коли система переходить до більш стійкого стану з мінімумом вільної енергії.

Процес переходу металу з рідкого стану в кристалічний можна зобразити кривими в координатах «час – температура». Криву охолодження чистого металу представлено на рис. 1.14.

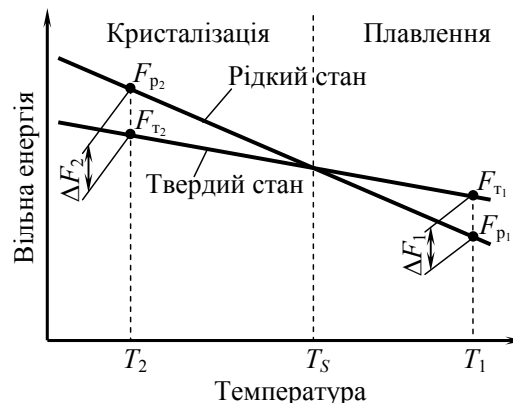


Рис. 1.13. Зміна вільної енергії залежно від температури

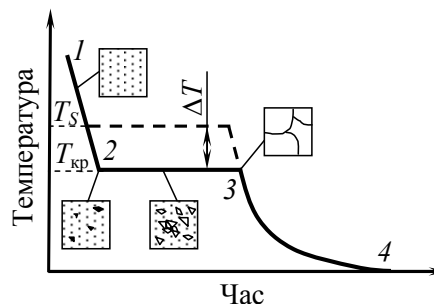


Рис. 1.14. Крива охолодження чистого металу. Ділянки: 1–2 – охолодження в рідкому стані; 2–3 – кристалізація; 3–4 – охолодження у твердому стані

Процес кристалізації чистого металу. Від точки 1 до точки 2 метал охолоджується в рідкому стані, процес супроводжується плавним зниженням температури. На ділянці 2–3 йде процес кристалізації, що супроводжується виділенням тепла, яке називається *прихованою теплою кристалізації*. Воно компенсує розсіювання теплоти в простір, і тому температура залишається постійною. Після закінчення кристалізації в точці 3 температура знову починає знижуватися, метал охолоджується в твердому стані.

1.3.2. МЕХАНІЗМ І ЗАКОНОМІРНОСТІ КРИСТАЛІЗАЦІЇ МЕТАЛІВ

При відповідному зниженні температури в рідкому металі починають утворюватися кристалики – *центри кристалізації* або *зародки*. Для початку їх росту необхідне зменшення вільної енергії металу, в іншому випадку зародок розчиняється.

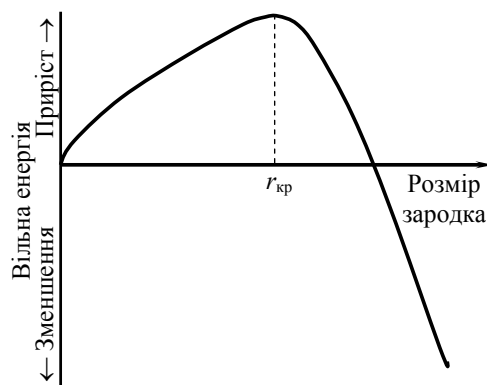


Рис. 1.15. Залежність енергії системи від розміру зародка твердої фази

Мінімальний розмір здатного до зростання зародка називається *критичним розміром*, а зародок – *стійким*.

Перехід з рідкого стану в кристалічний вимагає витрат енергії на утворення поверхні розділу «рідина – кристал». Процес кристалізації буде здійснюватися, коли вигреш від переходу у твердий стан більше втрати енергії на утворення поверхні розділу. Залежність енергії системи від розміру зародка твердої фази представлено на рис. 1.15.

Зародки з розмірами, що дорівнюють та більш критичного розміру, ростуть зі зменшенням енергії і тому здатні до існування.

Процес утворення кристалів шляхом зародження центрів кристалізації та їх зростання ілюструє рис. 1.16. Припустимо, що на нормованій площі за секунду виникає 5 зародків, які ростуть з певною швидкістю. До кінця першої секунди утворилося 5 зародків, до кінця другої секунди вони вирости, і одночасно з цим виникло ще п'ять нових зародків майбутніх кристалів. Так, в результаті виникнення зародків і їх зростання відбувається процес кристалізації, який, в даному випадку, закінчується на сьомій секунді.

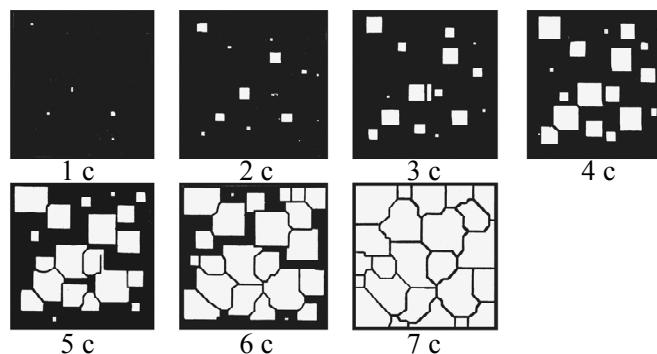


Рис. 1.16. Модель процесу кристалізації

Центри кристалізації утворюються в початковій фазі незалежно один від одного у випадкових місцях. Спочатку кристали мають правильну форму, але по мірі зіткнення і зрощення з іншими кристалами форма порушується. Зростання триває в напрямках, де є

вільний доступ живильного середовища. Після закінчення кристалізації маємо полікристалічне тіло.

Схема процесу кристалізації може бути представлена кількісно кінетичною кривою (рис. 1.17).

Процес спочатку прискорюється, поки зіткнення кристалів не починає перешкоджати їх росту. Об'єм рідкої фази, в якій утворюються кристали, зменшується. Після кристалізації п'ятдесяти відсотків об'єму металу швидкість кристалізації буде сповільнюватися.

Таким чином, процес кристалізації складається з утворення центрів кристалізації та росту кристалів з цих центрів.

У свою чергу, кількість центрів кристалізації (К.Ц.) і швидкість росту кристалів (Ш.Р.) залежать від ступеня переохолодження (рис. 1.18).

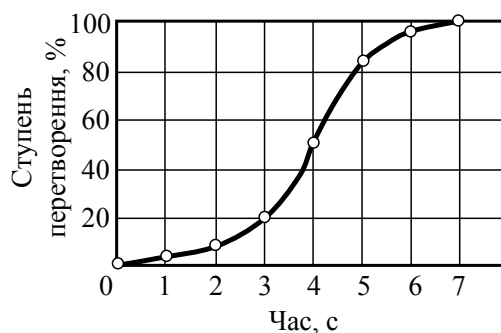


Рис. 1.17. Кінетична крива процесу кристалізації

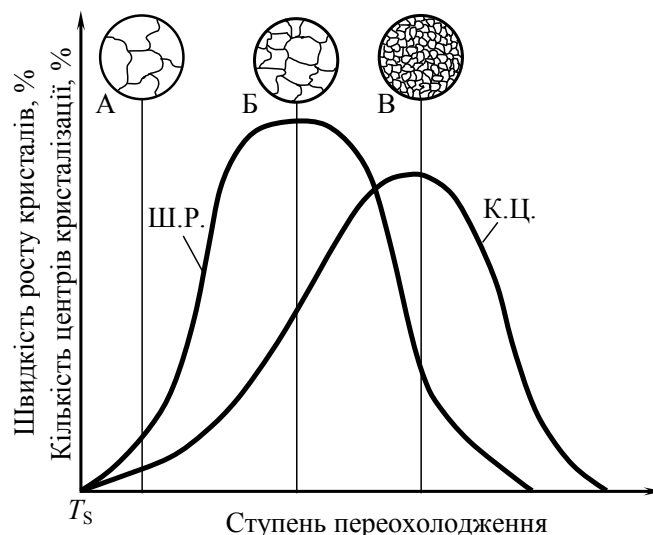


Рис. 1.18. Залежність кількості центрів кристалізації (К.Ц.) і швидкості росту кристалів (Ш.Р.) від ступеня переохолодження

Розміри кристалів, що утворюються, залежать від співвідношення числа центрів кристалізації, які утворились, та швидкості росту кристалів при температурі кристалізації.

При рівноважній температурі кристалізації T_S число центрів кристалізації, які утворились, та швидкість їхнього зростання дорівнюють нулю, тому процес кристалізації не відбувається.

Якщо рідкий метал переохолодити до температури, відповідної точці А, то утворюються великі зерна (кількість центрів кристалізації, що утворилися, невелике, а швидкість росту – велика).

При переохолодженні до температури відповідної точці В – отримуємо дрібне зерно (утворюється велика кількість центрів кристалізації, а швидкість їх росту невелика).

Якщо метал дуже сильно переохолодити, то кількість центрів і швидкість росту кристалів дорівнюють нулю, рідина не кристалізується, утворюється аморфне тіло («металеве скло»).

Для металів, що мають малу схильність до переохолодження, експериментально виявляються тільки висхідні гілки кривих.

1.3.3. УМОВИ ОТРИМАННЯ ДРІБНОЗЕРНИСТОЇ СТРУКТУРИ

При виробництві виливків та злитків прагнуть, переважно, отримати дрібнозернисту структуру. Оптимальними умовами для цього є максимальна кількість центрів кристалізації і мала швидкість росту кристалів.

Розмір зерен при кристалізації залежить і від кількості частинок нерозчинних домішок, які служать готовими центрами кристалізації – оксиди, нітриди, сульфід.

Чим більше частинок, тим дрібніше зерна металу, який закристалізувався.

Стінки виливниць та ливарних форм мають нерівності, шорсткості, які також є центрами кристалізації.

Дрібнозернисту структуру можна отримати в результаті *модифікування*, коли в рідкі метали додаються сторонні речовини – *модифікатори*.

За механізмами впливу такі речовини поділяють на:

- нерозчинні в рідкому металі – виступають в якості додаткових центрів кристалізації;
- поверхнево-активні, які розчиняються в металі, та, осідаючи на поверхні зростаючих кристалів, перешкоджають їхньому росту.

1.3.4. БУДОВА МЕТАЛЕВОГО ЗЛИТКА

Схема будови сталевих злитків, що запропонована та вивчена Д. К. Черновим, представлена на рис. 1.19.

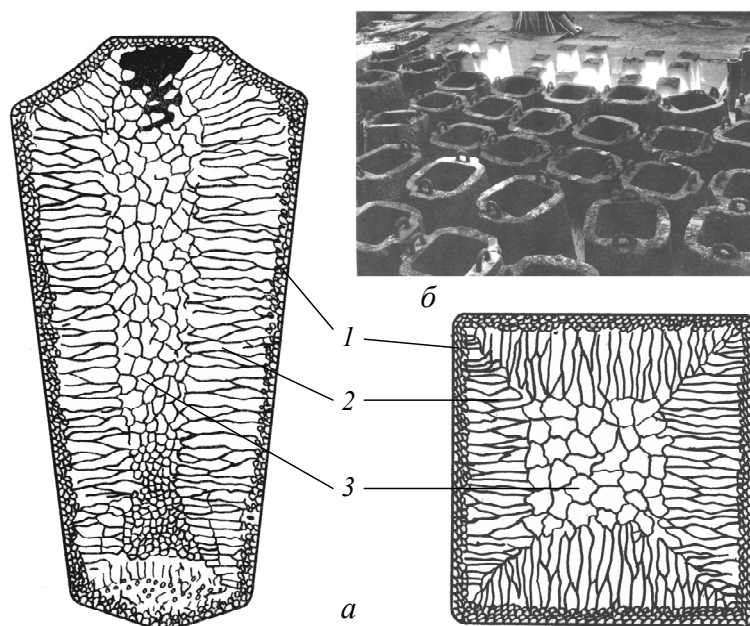


Рис. 1.19. Схема сталевих злитків (а) та виливниці для отримання злитків (б):

- 1 – дрібнокристалічна коркова зона, 2 – зона стовпчастих кристалів;
3 – внутрішня зона великих рівноосних кристалів

Злиток складається із трьох зон:

- 1 – дрібнокристалічна коркова зона;
- 2 – зона стовпчастих кристалів;
- 3 – внутрішня зона великих рівноосних кристалів.

Кристалізація коркової зони йде в умовах максимального переохолодження. Швидкість кристалізації визначається великою кількістю центрів кристалізації. Утворюється дрібнозерниста структура.

Рідкий метал під корковою зоною знаходиться в умовах меншого переохолодження. Кількість центрів обмежена, і процес кристалізації реалізується за рахунок їх інтенсивного росту до великого розміру.

Зростання кристалів у другій зоні має спрямований характер. Вони ростуть перпендикулярно стінкам виливниці, утворюються деревовидні кристали – *дендрити* (рис. 1.20). Ростуть дендрити в напрямку, близькому до напрямку відводу тепла.

Оскільки тепловідвід від рідкого металу всередині злитка в різні боки вирівнюється, то в центральній зоні утворюються великі дендрити з випадковою орієнтацією.

Зони стовпчастих кристалів у процесі кристалізації стикаються, це явище називається *транскристалізація*.

Для металів з низькою пластичністю та для сталей це явище є небажаним, тому що при подальшій прокатці, куванні можуть утворюватися тріщини в зоні стику.

У верхній частині злитка (близько 15...20 % від довжини) утворюється усадочна раковина, яка підлягає відрізу та переплавленню, оскільки метал у цій частині більш пухкий.

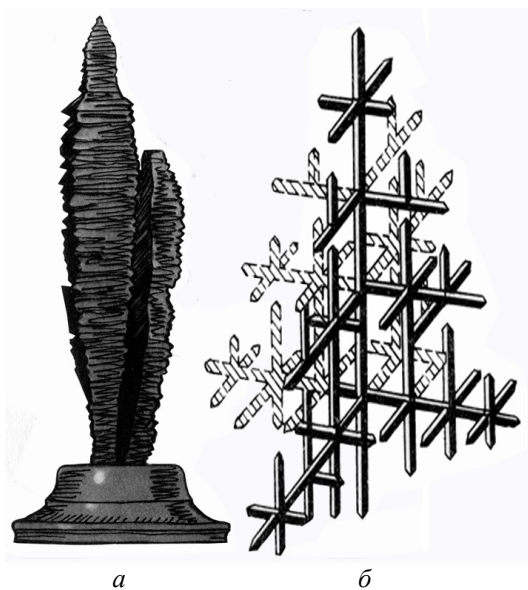


Рис. 1.20. «Кристал Чернова» (а) та схема дендрита за Д. К. Черновим (б)

1.3.5. ДЕНДРИТНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ

Ріст металевих кристалів часто відбувається не з однаковою швидкістю по всій поверхні кристалу. Найбільша швидкість росту спостерігається біля ребер кристалів і особливо біля його вершин. У деяких випадках напрямки найбільших швидкостей росту співпадають з напрямками певних осей кристалу, що росте. Переважний ріст на окремих ділянках кристалу призводить до поступового утворення гілок, як показано на рис. 1.21.

Ріст кристалу відбувається по всій його поверхні, але не з однаковою швидкістю. Біля вершин кристалу, де швидкість росту висока, поступово утворюються гілки. Ці гілки відносно швидко будуть витягуватися у напрямку своїх висей і у той же час із меншою швидкістю потовщуватися, тобто збільшувати площу свого перетину. Кристал також росте, хоч і з мінімальною швидкістю всередині своєї грані, як показано на

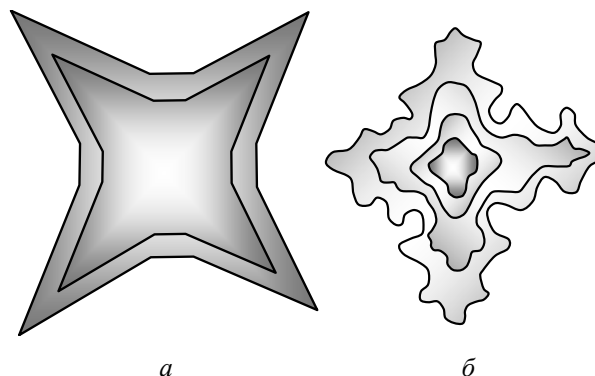


Рис. 1.21. Початкова стадія утворення дендриту

рис. 1.21, *а*. На поверхнях гілок утворюються виступи, ребра, які створюють сприятливі умови для утворення нових гілок, які ростуть у бокових напрямках.

У свою чергу від цих гілок починають відділятися нові гілки. Початок їхнього утворення показано на рисунку 1.21, *б*. Від цих новоутворених гілок також будуть відділятися гілки у боковому напрямку. Таким чином можуть виникати гілки (осі) першого, другого, третього і т.д. порядків (рис. 1.22).

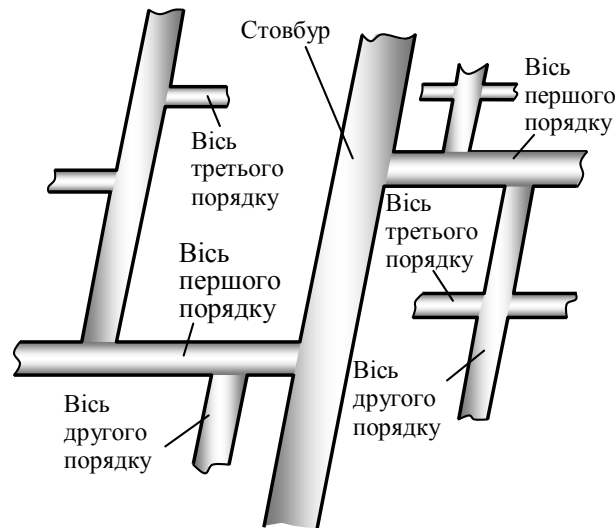


Рис. 1.22. Розвиток галуження при дендритній кристалізації

При такій кристалізації спочатку утвориться ніби скелет кристалу у формі дерева з гілками, між якими знаходиться ще незакристалізована частина металу. Поступово

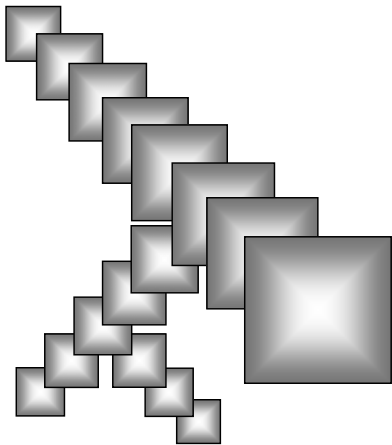


Рис. 1.23. Утворення гілок дендритів при підвищенні швидкості кристалізації на ділянках, що прилягають до вершин

гілки заповнюють всі проміжки, які раніш були зайняті рідким металом. Такий процес кристалізації називається дендритною кристалізацією. Кристал, утворений в результаті дендритної кристалізації, називається *дендритом*. Дендрит, як і будь-який інший кристал, утворюється із одного кристалічного центру. Зовнішня конфігурація дендриту не відрізняється від конфігурації кристалів, що ростуть рівномірним нашаруванням, і буде залежати від розподілу температури розплаву та від природно утвореної межі стикування з сусідніми кристалами. У більшості випадків неможна розрізнити окремих гілок дендриту на поверхні затверділого виливка. Їх можна виявити різноманітними засобами, наприклад, травленням. Дендритна кристалізація може набувати різного ступеня розвитку. При слабкому її розвитку розгалуження дендриту невелике, площа перетину окремих гілок відносно велика. Зі збільшенням ступеня розвитку порядкове число гілок збільшується і окремі гілки стають тонкішими.

Механізм утворення бокових гілок, очевидно, такий же, як і основного стовбура. На певній ділянці поверхні кристала, яка прилягає до його вершини, з відносно великою швидкістю, відкладаються шари затверділого металу, як показано на рис. 1.23. В кожному такому шарі можна розрізнити ніби свої вершини. З кожної вершини може утворитися нова, бокова гілка.



1. Які властивості характерні для металів?
2. Відповідно до теорії металевої будови, що представляє собою метал?
3. Дайте визначення поняттю кристалічна решітка.
4. Що таке елементарний осередок у кристалічній решітці?
5. Які основні параметри кристала?
6. Які основні типи кристалічних решіток?
7. Які властивості характерні для ізотропних та анізотропних тіл?
8. Що характеризує кристалографічна площина?
9. Що таке кристалографічний напрям?
10. Що характеризує явище алотропії або поліморфізму?
11. У чому полягає різниця між α -графітом та β -графітом?
12. Що таке властивості феромагнетизму та парамагнетизму?
13. Які метали відносяться до феромагнетиків?
14. На що вказує точка (температура) Кюрі у феромагнетиках?
15. Фазовий перехід якого роду відбувається при температурі «точка Нееля», та які процеси його супроводжують?
16. Фазовому переходу якого роду відповідає температура Кюрі, та які процеси його супроводжують?
17. Яку будову мають метали отримані в нормальних умовах?
18. Які структурні недосконалості розрізняють в кристалічних решітках реальних металів?
19. Які дефекти кристалічної будови відносяться до точкових?
20. Що таке лінійні дефекти кристалічної будови?
21. Як проявляється крайова дислокація та механізм її утворення?
22. До яких дислокацій відноситься поняття «вектор Бюргерса»?
23. Який механізм утворення має гвинтові дислокації?
24. Що таке щільність дислокацій?
25. Як впливає значення щільності дислокацій на властивості металів?
26. Що відноситься до поверхневих дефектів кристалічної будови?
27. Яка відмінність кутів різноманітного орієнтування границь зерен, фрагментів і блоків?
28. Які є умови переходу речовин з одного агрегатного стану в інший?
29. Як змінюється вільна енергія речовини при зміні зовнішніх умов?
30. Що таке рівноважна температура кристалізації розплаву?
31. Що таке фактична температура кристалізації розплаву?
32. Що таке ступінь переохолодження розплаву?
33. Від чого залежить ступінь переохолодження розплаву?
34. При яких умовах спостерігається межа переходу «рідина – тверде тіло»?
35. Що таке процес кристалізації розплавленого металу?
36. Які умови необхідні для протікання процесу кристалізації розплавів?
37. Який вигляд має крива охолодження чистого металу від рідкого стану до твердого, та які процеси протікають на її ділянках?
38. Як впливає виділення внутрішньої теплоти кристалізації на вигляд кривої охолодження металу при кристалізації?
39. Які умови необхідні для утворення і зростання центрів кристалізації?
40. Чому порушується правильна форма кристалів в процесі кристалізації?
41. Як впливає ступінь переохолодження на швидкість росту кристалів та кількість центрів кристалізації?
42. Від чого залежать розміри кристалів після закінчення процесу кристалізації?
43. Як отримати дрібнозернисту структуру виливка?
44. З яких зон складається будова сталевих злитків за Черновим?
45. Що таке дендрити та дендритна кристалізація?

2. СПЛАВИ

2.1. ПОНЯТТЯ ПРО СПЛАВИ ТА МЕТОДИ ЇХ ОТРИМАННЯ

Під сплавом розуміють речовину, яку отримано сплавкою двох або більше елементів. Можливі інші способи приготування сплавів: спікання, електроліз, сублімація. У цьому випадку такі речовини називають псевдосплавами.

Сплави, що виготовлені переважно з металевих елементів, та які мають металеві властивості, називаються металевими сплавами. Сплави мають більш різноманітний комплекс властивостей, які змінюються в залежності від складу і способу обробки.

2.2. ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ В ТЕОРІЇ СПЛАВІВ

У металознавстві метали і металеві сплави розглядаються як системи (*система* – це група тіл, які виділяються для спостереження і вивчення). Чистий метал є простою, однокомпонентною системою, сплав – складною системою, яка складається з двох та більше компонентів.

Компоненти – це речовини, що утворюють систему. Компонентами можуть бути чисті речовини та хімічні сполуки, якщо вони не дисоціюють на складові частини в досліджуваному інтервалі температур.

Фаза – однорідна частина системи, яка відокремлена від інших частин системи поверхнею розділу, при переході через яку, структура і властивості різко змінюються.

Варіантність або число ступенів свободи (C) – це число зовнішніх та внутрішніх чинників (температура, тиск, концентрація), які можна змінювати без зміни кількості фаз в системі.

Якщо $C=1$ (система моноваріантна), то можлива зміна одного з чинників в деяких межах, без зміни числа фаз.

Якщо $C=0$ (система нонваріантна), то зміна зовнішніх чинників призведе до зміни числа фаз в системі.

Існує математична залежність між кількістю компонентів (K), кількістю фаз (Φ) та варіантністю системи (C). Це *правило фаз* або *закон Гіббса*:

$$C=K-\Phi+2.$$

Якщо прийняти, що всі перетворення відбуваються при постійному тиску, то число зовнішніх чинників зменшиться до одиниці:

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

де C – число ступенів свободи,
 K – кількість компонентів,
 Φ – кількість фаз,
 1 – враховує можливість зміни температури.

2.3. СПЛАВИ: ОСОБЛИВОСТІ БУДОВИ, КРИСТАЛІЗАЦІЯ, ВЛАСТИВОСТІ

Будова металевого сплаву залежить від того, в які взаємодії між собою вступають компоненти, складові сплаву. Майже всі метали в рідкому стані розчиняються один в одному в будь-яких співвідношеннях. При утворенні сплавів в процесі їх затвердіння можливі різні взаємодії компонентів.

Залежно від характеру взаємодії компонентів розрізняють такі сплави:

- механічні суміші;
- хімічні сполуки;
- тверді розчини.

2.3.1. МЕХАНІЧНІ СУМІШІ

Сплави «механічні суміші» утворюються, коли компоненти не здатні до взаємного розчинення в твердому стані та не вступають в хімічну реакцію з утворенням сполуки.

Механічні суміші утворюють елементи, які значно розрізняються за будовою і властивостями, коли сила взаємодії між однорідними атомами більше сили взаємодії між різнорідними атомами.

Такий сплав складається з кристалів компонентів, що входять до його складу (рис. 2.1), зі збереженням їх кристалічних решіток.

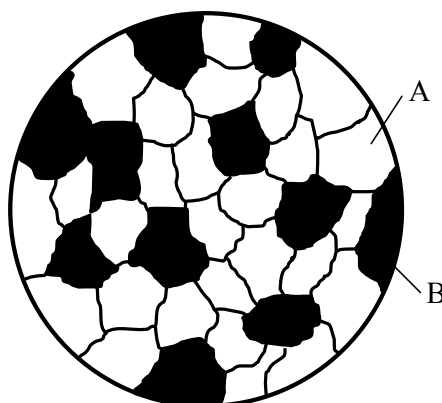


Рис. 2.1. Схема мікроструктури двокомпонентного сплаву «механічна суміш» (А і В – компоненти)

2.3.2. ХІМІЧНІ СПОЛУКИ

Сплави «хімічні сполуки» утворюються між елементами, які істотно відрізняються за будовою і властивостями, коли сила взаємодії між різнорідними атомами більше сили взаємодії між однорідними атомами.

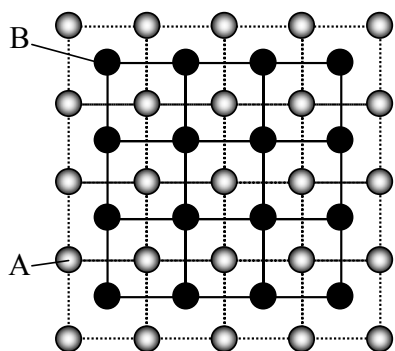


Рис. 2.2. Кристалічна решітка сплаву «хімічна сполука»

Особливості цих сплавів:

- сталість складу, тобто сплав утворюється при певному співвідношенні компонентів А та В, хімічна сполука позначається A_nB_m ;
- утворюється специфічна кристалічна решітка з правильним упорядкованим розташуванням атомів, яка відрізняється від решіток елементів, що входять до хімічної сполуки (рис. 2.2);
- яскраво виражені індивідуальні властивості;
- постійність температури кристалізації, як у чистих компонентів.

2.3.3. ТВЕРДІ РОЗЧИНИ

Сплави «тверді розчини» – це тверді фази, що складаються з декількох компонентів, співвідношення між якими можуть змінюватися. Вони є кристалічними речовинами.

Характерною особливістю твердих розчинів є: наявність у їх кристалічній решітці різнорідних атомів, при збереженні типу решітки компонента розчинника.

Твердий розчин складається з однорідних зерен (рис. 2.3).

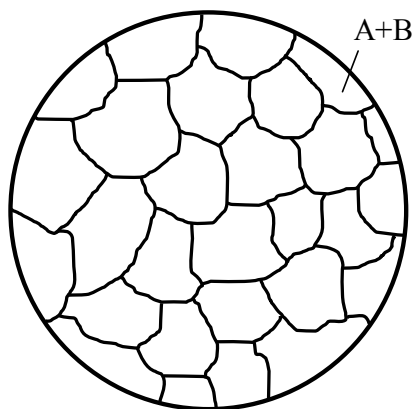


Рис. 2.3. Схема мікроструктури сплаву «твердий розчин» (А і В – компоненти)

За ступенями розчинності компонентів у сплаві розрізняють такі тверді розчини:

- з необмеженою розчинністю компонентів;
- з обмеженою розчинністю компонентів.

При *необмеженій розчинності компонентів* кристалічна решітка компонента, який є розчинником, по мірі збільшення концентрації розчиненого компонента плавно переходить у його кристалічну решітку, тобто компонент розчинник і компонент, який був розчинений, змінюють свої функції.

Для утворення розчинів з необмеженою розчинністю необхідні:

- ізоморфність (однотипність) кристалічних решіток компонентів;

– приблизний збіг атомних радіусів компонентів, які не повинні відрізнятися більш ніж на 8 – 13 %;

– приблизний збіг фізико-хімічних властивостей подібних за своєю будовою валентних оболонок атомів.

При *обмеженій розчинності компонентів* концентрація розчиненої речовини можлива до певної межі, при подальшому збільшенні концентрації однорідний твердий розчин розпадається з утворенням двофазної суміші.

За характером розподілу атомів розчиненої речовини у кристалічній решітці розчинника розрізняють такі тверді розчини:

- заміщення;
- проникнення;
- віднімання.

У розчинах заміщення у кристалічній решітці розчинника частина його атомів заміщена атомами розчиненого елемента (рис. 2.4, а). Заміщення здійснюється у випадкових місцях, тому такі розчини називають неупорядкованими твердими розчинами.

При утворенні розчинів заміщення періоди решітки змінюються в залежності від різниці атомних діаметрів розчиненого елемента і розчинника. Якщо атом розчиненого елемента більше атома розчинника, то елементарні осередки збільшуються, якщо менше – зменшуються. У першому наближенні це зміна пропорційна концентрації розчиненого компонента. Зміна параметрів решітки при утворенні твердих розчинів – важливий момент, який визначає зміну властивостей. Зменшення параметра веде до більшого зміцнення, ніж його збільшення.

Тверді розчини проникнення утворюються в результаті проникнення атомів розчиненого компонента у пори кристалічної решітки розчинника (рис. 2.4, б).

Утворення таких розчинів є можливим, якщо атоми розчиненого елемента мають малі розміри. Це такі елементи, які знаходяться на початку періодичної системи Менделєєва – вуглець, водень, азот, бор. Розміри атомів перевищують розміри міжатомних інтервалів у кристалічній решітці металу, це викликає перекручування решітки, і в ній виникає напруга. Концентрація таких розчинів не перевищує 2...2,5 %.

Тверді розчини віднімання, або розчини з дефектною решіткою, утворюються на базі хімічних сполук. При цьому можлива не тільки заміна одних атомів у вузлах кристалічної решітки іншими, а й утворення порожніх, не зайнятих атомами, вузлів решітки.

До хімічної сполуки додається один елемент, який входить у формулу сполуки, його атоми займають нормальне положення у решітці сполуки, а місця атомів іншого елемента залишаються незайнятими.

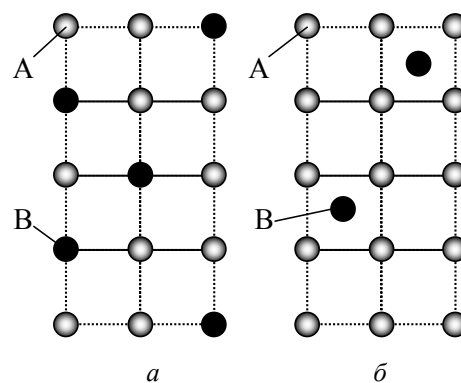


Рис. 2.4. Кристалічна решітка твердих розчинів: заміщення (а), проникнення (б)

2.4. КРИСТАЛІЗАЦІЯ СПЛАВІВ

Кристалізація сплавів підпорядковується тим самим закономірностям, що і кристалізація чистих металів. Необхідною умовою є прагнення системи до стану з мінімумом вільної енергії.

Основною відмінністю є велика роль дифузійних процесів між рідиною і твердою фазою. Ці процеси необхідні для перерозподілу різномірних атомів, що рівномірно розподілені у рідкій фазі. При цьому у системі одночасно існують дві фази – рідка і тверда. На кривій охолодження відсутня горизонтальна ділянка через виділення прихованої теплоти кристалізації, яка характерна для чистих металів, і спостерігаються перегини на початку процесу кристалізації і при його завершенні, що викликано тим же явищем (рис. 2.5).

В сплавах у твердому стані мають місце процеси перекристалізації, які обумовлені алотропним перетвореннями компонентів сплаву, розпадом твердих розчинів, виділенням з твердих розчинів вторинних фаз, коли розчинність компонентів у твердому стані змінюється зі зміною температури.



Рис. 2.5. Характерна крива охолодження сплавів

Ці перетворення називають фазовими перетвореннями у твердому стані.

При перекристалізації у твердому стані утворюються центри кристалізації, і відбувається їх зростання.

Зазвичай центри кристалізації виникають по межах зерен старої фази, де решітка має найбільш дефектну будову, і де є домішки, які можуть стати центрами нових кристалів. В старій і новій фазах протягом деякого часу є спільні площини. Такий зв'язок решіток називається когерентним зв'язком. У разі розходження будови старої і нової фаз перетворення протікає з утворенням проміжних фаз.

Порушення когерентності та відокремлення кристалів настає, коли вони набудуть певних розмірів.

Процеси кристалізації сплавів вивчаються за допомогою діаграм стану.

2.5. ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ

Діаграма стану сплавів являє собою графічне зображення стану будь-якого сплаву системи, що вивчається, у залежності від концентрації компонентів та температури (рис. 2.6).

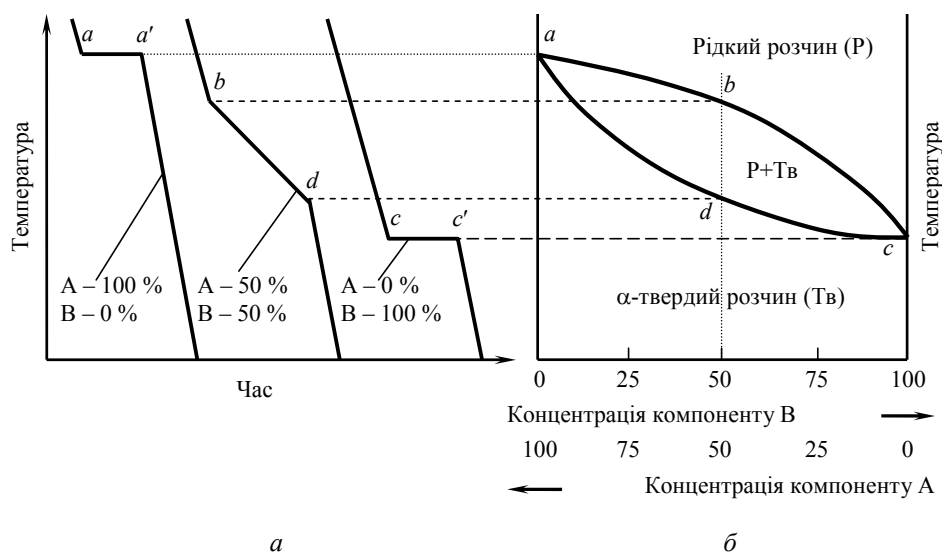


Рис. 2.6. Криві охолодження чистих компонентів та їх сплавів (а) і діаграма стану двокомпонентної системи (б)

Діаграми стану показують стійкий стан, тобто стан, який в даних умовах має мінімум вільної енергії, і тому її також називають діаграмою рівноваги, тому що вона показує, які рівноважні фази існують за даними умовами.

Побудова діаграм стану здійснюється за допомогою термічного аналізу.

В результаті отримують серію кривих охолодження, на яких при температурах фазових перетворень спостерігаються точки перегину і температурні зупинки.

За допомогою кривих охолодження будують діаграму стану у координатах: по осі абсцис – концентрація компонентів, по осі ординат – температура.

Температури, які відповідають фазовим перетворенням, називають критичними точками. Деякі критичні точки мають спеціальні назви, наприклад, точки, що відповідають початку кристалізації називають точками *ліквідус* (лінія *abc*), а завершенню кристалізації – точками *солідус* (лінія *adc*).

Шкала концентрацій показує вміст компонентів А і В у сплаві. Основними лініями цієї діаграми є лінії ліквідус (*abc*) і солідус (*adc*).

За діаграмою стану можна визначити температури фазових перетворень, зміну фазового складу, приблизно властивості сплаву, види обробки, які можна застосовувати для сплаву.

2.5.1. ДІАГРАМИ СТАНУ ДВОКОМПОНЕНТНИХ СПЛАВІВ

ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ З НЕОБМЕЖЕНОЮ РОЗЧИННІСТЮ КОМПОНЕНТІВ У ТВЕРДОМУ СТАНІ (СПЛАВИ «ТВЕРДІ РОЗЧИНИ» З НЕОБМЕЖЕНОЮ РОЗЧИННІСТЮ)

Діаграма стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані та криві охолодження сплавів цієї системи представлені на рис. 2.7.

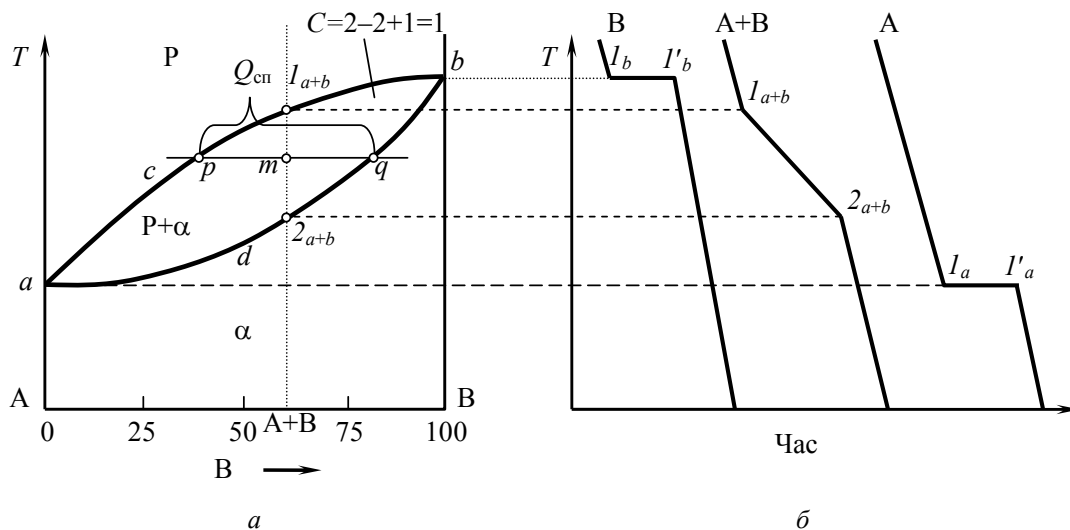


Рис. 2.7. Діаграма стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані (а) та криві охолодження типових сплавів цієї системи (б)

Спочатку експериментально отримують термічні криві при охолодженні сплавів (зміна концентрації компонентів) і чистих компонентів даної системи. Отримані точки перегинів (для сплавів) і температурних зупинок (для чистих компонентів) переносять на діаграму; з'єднавши ці точки, отримують діаграму стану.

Проведемо аналіз отриманої діаграми.

1. Кількість компонентів: $K=2$ (компоненти А і В).
2. Кількість фаз: $\Phi=2$ (рідка фаза Р, кристали твердого розчину α)

3. Основні лінії діаграми:

acb – лінія ліквідус, вище цієї лінії сплави знаходяться у рідкому стані;

adb – лінія солідус, нижче цієї лінії сплави знаходяться у твердому стані.

4. Характерні сплави системи: чисті компоненти А та В кристалізуються при постійній температурі, криві охолодження компонентів представлені на рис. 2.7, б; решта сплави кристалізуються аналогічно сплаву А+В, крива охолодження якого представлена на рис. 2.7, б.

Процес кристалізації сплаву А+В. До точки I_{a+b} сплав охолоджується в рідкому стані. При температурі, що відповідає точці I_{a+b} , починають утворюватися центри кристалізації твердого розчину α . На кривій охолодження виникає перегин (критична точка), пов'язаний зі зменшенням швидкості охолодження внаслідок виділення прихованої теплоти кристалізації. На ділянці $I_{a+b}-2_{a+b}$ йде процес кристалізації, що протікає при зниженні температури, оскільки згідно з правилом фаз у двохкомпонентній системі при наявності двох фаз (рідка та кристали твердого розчину α) число ступенів свободи буде дорівнювати одиниці ($C=2-2+1$). При досягненні температури, відповідної точці 2_{a+b} , сплав твердне, при подальшому зниженні температури сплав охолоджується в твердому стані, та складається з однорідних кристалів твердого розчину α . Схема мікроструктури сплаву представлена на рисунку 2.3.

5. Кількісний структурно-фазовий аналіз сплаву.

Користуючись діаграмою стану, можна для будь-якого сплаву при будь-якій температурі визначити не тільки кількість фаз, але й їх склад та кількісне співвідношення. Для цього використовується *правило відрізків*. Для проведення кількісного структурно-фазового аналізу через задану точку проводять горизонталь (*коноду*) до перетину з найближчими лініями діаграми (наприклад, ліквідус, солідус) або з осями компонентів.

Для прикладу визначимо склад фаз у точці m .

Для визначення складу фаз у точці m через неї проводять горизонталь до перетину з найближчими лініями діаграми: ліквідус та солідус.

Склад рідкої фази визначається проекцією точки перетину горизонталі з лінією ліквідус p на вісь концентрації.

Склад твердої фази визначається проекцією точки перетину горизонталі з лінією солідус q на вісь концентрації.

Склад рідкої фази змінюється по лінії ліквідус, а склад твердої фази – по лінії солідус.

Зі зниженням температури склад фаз змінюється у бік зменшення вмісту компонента В.

Визначення *кількісного співвідношення* рідкої і твердої фази при заданій температурі у точці m :

Кількісна маса фаз обернено пропорційна відрізкам проведеної коноди. Розглянемо проведеному через точку m коноду та її відрізки.

Кількість всього сплаву $Q_{\text{сп}}$ визначається відрізком $[pq]$, який дорівнює коноді.

Відрізок, що прилягає до лінії ліквідус $[pm]$, визначає кількість твердої фази:

$$Q_{\text{тв}} = \frac{[pm]}{[pq]} 100\%.$$

Відрізок, що прилягає до лінії солідус $[mq]$, визначає кількість рідкої фази:

$$Q_{\text{ж}} = \frac{[mq]}{[pq]} 100\%.$$

ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ З ВІДСУТНІСТЮ РОЗЧИННОСТІ КОМПОНЕНТІВ У ТВЕРДОМУ СТАНІ (МЕХАНІЧНІ СУМІШІ)

Діаграма стану сплавів з відсутністю розчинності компонентів в твердому стані та криві охолодження типових сплавів системи представлені на рис. 2.8.

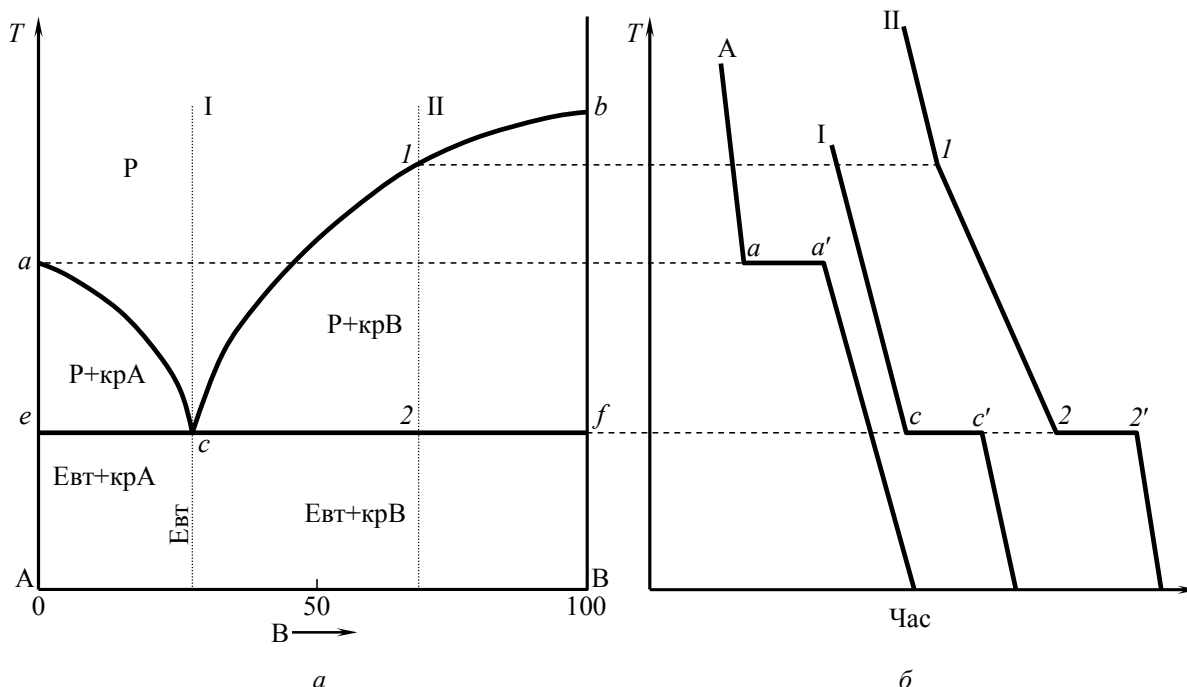


Рис. 2.8. Діаграма стану сплавів з відсутністю розчинності компонентів у твердому стані (а) та криві охолодження типових сплавів системи (б)

Проведемо аналіз діаграми стану, що наведена.

1. Кількість компонентів: $K=2$ (компоненти А та В).
2. Кількість фаз: $\Phi=3$ (кристали компонента А, кристали компонента В, рідка фаза).
3. Основні лінії діаграми:

acb – лінія ліквідус, складається з двох гілок, що сходяться в одній точці c ;

ecf – лінія солідус, паралельна осі концентрацій, прагне до осей компонентів, але не досягає їх.

4. Типові сплави системи.

Чисті компоненти, кристалізуються при постійній температурі. На рис 2.8, б показана крива охолодження компонента А.

Евтектичний сплав – сплав, що відповідає концентрації компонентів в точці c (сплав І). Крива охолодження цього сплаву аналогічна кривим охолодження чистих металів (рис. 2.8, б).

Евтектика – дрібнодисперсна механічна суміш різnorідних кристалів, що кристалізуються одночасно при постійній, найнижчій для даної системи, температурі.

При утворенні сплавів механічних сумішей евтектика складається з кристалів компонентів А і В: $\text{Евт} = \text{крА} + \text{крВ}$.

Процес кристалізації евтектичного сплаву: до точки c сплав охолоджується в рідкому стані. При температурі, яка відповідає точці c , починається одночасна кристалізація двох різnorідних компонентів. На кривій охолодження виникає температурна зупинка, тобто процес йде при постійній температурі, бо згідно з правилом фаз в двохкомпо-

нентної системі при наявності трьох фаз (рідкої та кристалів компонентів А і В) число ступенів свободи дорівнюватиме нулю ($C=2-3+1=0$). У точці c' процес кристалізації завершується. Нижче точки c' сплав охолоджується в твердому стані, при цьому він складається з дисперсних різнорідних кристалів компонентів А і В.

Інші сплави системи кристалізуються аналогічно сплаву ІІ. Криву охолодження сплаву представлено на рисунку 2.8, б.

Процес кристалізації сплаву ІІ. До точки 1 сплав охолоджується в рідкому стані. При температурі, що відповідає точці 1, починають утворюватися центри кристалізації надлишкового компонента В. На кривій охолодження виникає перегин (критична точка), пов'язаний зі зменшенням швидкості охолодження внаслідок виділення прихованої теплоти кристалізації. На ділянці 1–2 йде процес кристалізації, що протікає при зниженні температури, оскільки згідно з правилом фаз в двохкомпонентній системі при наявності двох фаз (рідка та кристали компонента В) кількість ступенів свободи буде дорівнювати одиниці ($C=2-2+1$). При охолодженні склад рідкої фази змінюється по лінії ліквідус до евтектичного. На ділянці 2–2' кристалізується евтектика (див. кристалізацію евтектичного сплаву). Нижче точки 2' сплав охолоджується у твердому стані, при цьому він складається з кристалів надлишкового компонента В, який закристалізувався відпочатку, та евтектики.

Схема мікроструктури сплаву ІІ представлено на рис. 2.9.

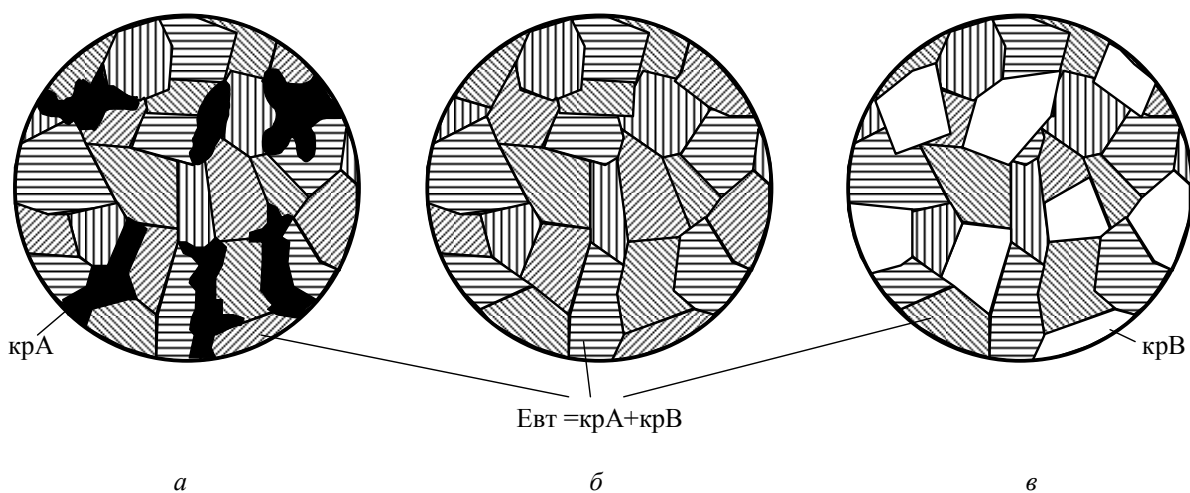


Рис. 2.9. Схема мікроструктур сплавів з відсутністю розчинності компонентів в твердому стані:
а – доевтектичний, б – евтектичний, в – заевтектичний

5. При проведенні кількісного структурно-фазового аналізу конода, яка проведена через задану точку, перетинає лінію ліквідус та осі компонентів, тому склад твердої фази або 100 % компонента А, або 100 % компонента В.

ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ З ОБМЕЖЕНОЮ РОЗЧИННІСТЮ КОМПОНЕНТІВ У ТВЕРДОМУ СТАНІ

Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані та криві охолодження типових сплавів цієї системи представлені на рис. 2.10.

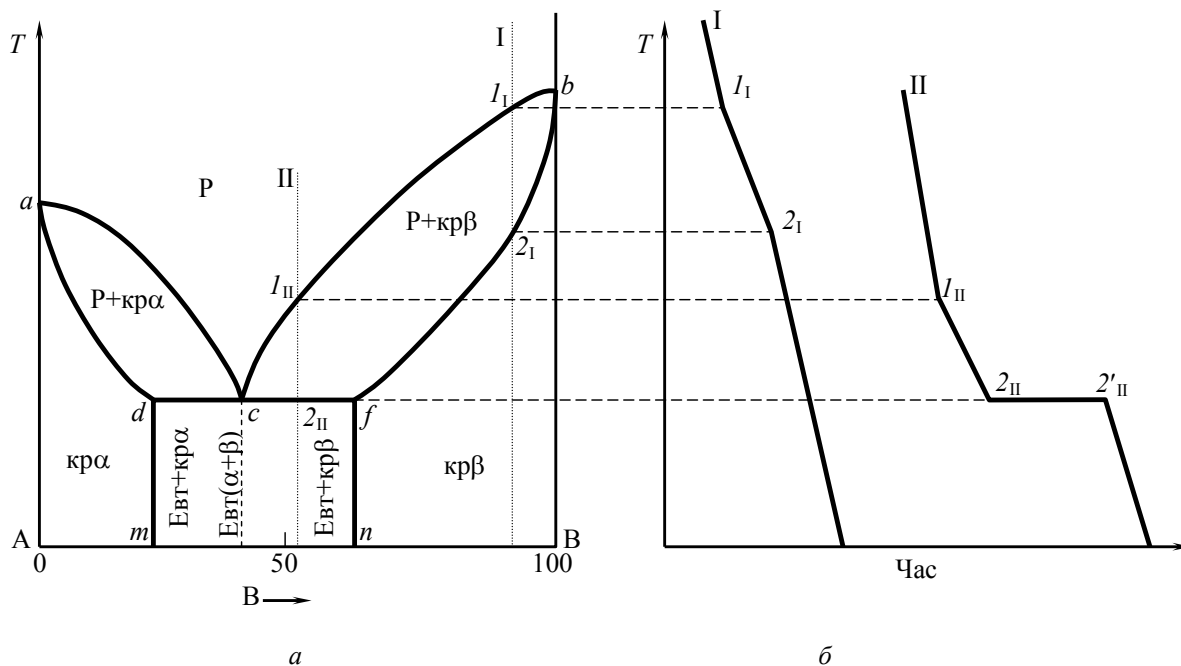


Рис. 2.10. Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані (а) та криві охолодження типових сплавів цієї системи (б)

Проведемо аналіз діаграми стану, що наведена.

1. Кількість компонентів: $K=2$ (компоненти А і В).
2. Кількість фаз: $\Phi=3$ (рідка фаза і кристали твердих розчинів α (розчин компонента В в компоненті А) та β (розчин компонента А в компоненті В)).

3. Основні лінії діаграми:

acb – лінія ліквідус, складається з двох гілок, що сходяться в одній точці c ;

$adcfb$ – лінія солідус, складається з трьох ділянок;

dm – лінія граничної концентрації компонента В в компоненті А;

fn – лінія граничної концентрації компонента А в компоненті В.

4. Типові сплави системи.

При концентрації компонентів, яка не перевищує граничних значень (на ділянках Am та nB), сплави кристалізуються аналогічно сплавам твердих розчинів з необмеженою розчинністю (див. криву охолодження сплаву I на рис. 2.10, б). При концентрації компонентів, що перевищує граничні значення (на ділянці dcf), сплави кристалізуються аналогічно сплавам «механічні суміші» (див. криву охолодження сплаву II на рис. 2.10, б).

Сплав з концентрацією компонентів, що відповідає точці c , є евтектичним сплавом. Сплав складається з дрібнодисперсних кристалів твердих розчинів α та β , $\text{Евт}=\text{кр}\alpha+\text{кр}\beta$.

Кристали компонентів у чистому вигляді в жодному зі сплавів системи не присутні.

ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ, КОМПОНЕНТИ ЯКИХ УТВОРЮЮТЬ ХІМІЧНІ СПОЛУКИ

Діаграму стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічні сполуки, представлено на рис. 2.11.

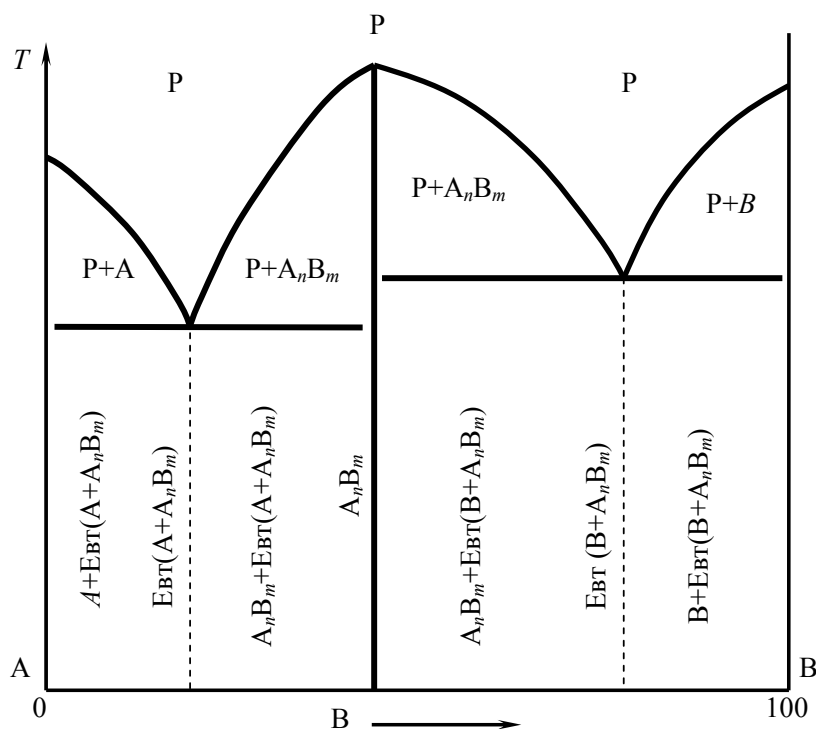


Рис. 2.11. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічні сполуки

Діаграма стану складна, складається з декількох простих діаграм. Кількість компонентів та кількість діаграм залежить від того, скільки хімічних сполук утворюють основні компоненти системи.

Кількість фаз і вигляд простих діаграм визначаються характером взаємодії між компонентами.

У наведеній діаграмі присутні дві евтектики:

- $\text{Евт}_1 = \text{кр}A + \text{кр}A_n B_m$;
- $\text{Евт}_2 = \text{кр}B + \text{кр}A_n B_m$.

ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ, ЩО ЗАЗНАЮТЬ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ У ТВЕРДОМУ СТАНІ (ЗМІННА РОЗЧИННІСТЬ)

Діаграму стану сплавів, що зазнають фазових перетворень в твердому стані, представлено на рис. 2.12.

За зовнішнім виглядом діаграма схожа із діаграмою стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані. Відмінність полягає в тому, що лінії граничної розчинності компонентів не перпендикулярні осі концентрації. З'являються області, в яких з однорідних твердих розчинів при зниженні температури виділяються вторинні фази.

На діаграмі:

- df – лінія змінної граничної розчинності компонентів В в компоненті А;
- ek – лінія змінної граничної розчинності компонентів А в компоненті В.

Крива охолодження сплаву І представлена на рис. 2.12, б.

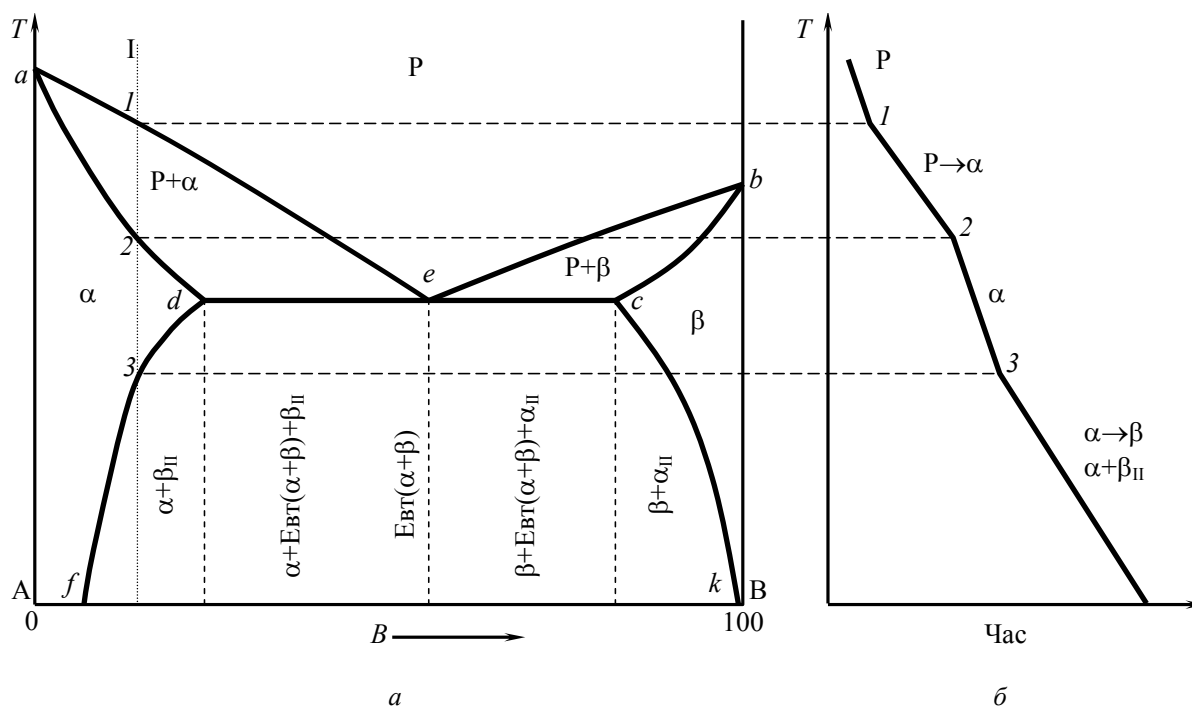


Рис. 2.12. Діаграма стану сплавів, що зазнають фазових перетворень у твердому стані (а) та крива охолодження сплаву (б)

Розглянемо процес кристалізації сплаву І. До точки І сплав охолоджується в рідкому стані. При температурі, що відповідає точці І, починають утворюватися центри кристалізації твердого розчину α . На ділянці І–2 йде процес кристалізації, що протікає при зниженні температури. При досягненні температури відповідної точки 2, сплав твердне, при подальшому зниженні температури сплав охолоджується в твердому стані, складається з однорідних кристалів твердого розчину α . При досягненні температури, що відповідає точці 3, твердий розчин α виявляється насиченим компонентом В, при більш низьких температурах розчинність компонента В зменшується, тому з α -розчину починає виділятися надлишковий компонент у вигляді кристалів β_{II} . Поза точкою 3 сплав складається з двох фаз: кристалів твердого розчину α та вторинних кристалів твердого розчину β_{II} .

2.5.2. ЗВ'ЯЗОК МІЖ ВЛАСТИВОСТЯМИ СПЛАВІВ І ТИПОМ ДІАГРАМИ СТАНУ

Оскільки вид діаграми (як властивості і сплаву) залежить від того, які сполуки або які фази утворили компоненти сплаву, то між ними має існувати певний зв'язок. Ця залежність встановлена М. С. Курнаковим.

При утворенні механічних сумішей властивості змінюються за лінійним законом (рис. 2.13, а). Значення характеристик властивостей сплаву знаходяться в інтервалі між характеристиками чистих компонентів.

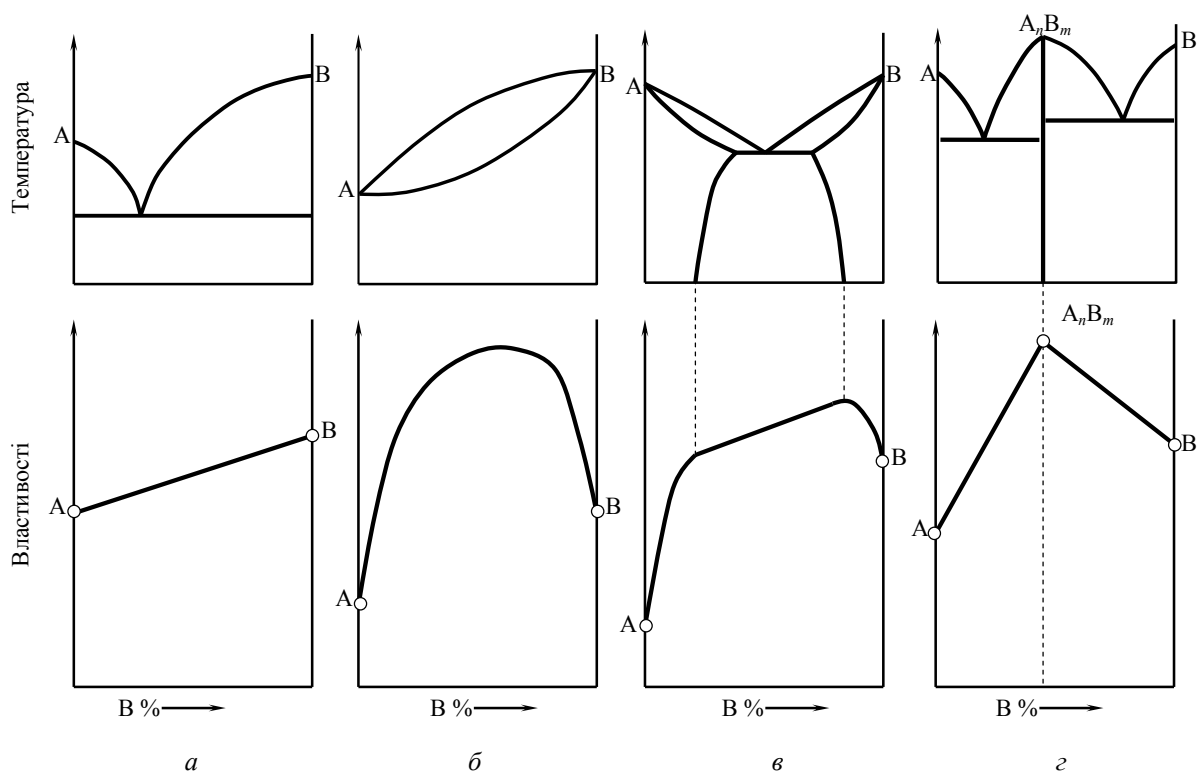


Рис. 2.13. Зв'язок між властивостями сплавів та типом діаграми стану



Микола Семенович
Курнаков

При утворенні твердих розчинів з необмеженою розчинністю властивості сплавів змінюються у криволінійній залежності (рис. 2.13, б), причому деякі властивості, наприклад, електроопір, можуть значно відрізнятися від властивостей компонентів.

При утворенні твердих розчинів з обмеженою розчинністю властивості в інтервалі концентрацій, що відповідають однофазним твердим розчинів, змінюються за криволінійним законом, а в двофазній області – за лінійним законом (рис. 2.13, в). Причому крайні точки на прямій відповідають властивостям чистих фаз, гранично насичених твердих розчинів, що утворюють дану суміш.

При утворенні хімічних сполук концентрація хімічної сполуки відповідає максимуму на кривій (рис. 2.13, г). Ця точка перелому, яка відповідає хімічній сполуці, називається сингулярною точкою.



1. Які речовини відносяться до сплавів?
2. Якими методами можливо отримати сплав?
3. Що таке металевий сплав?
4. Які властивості притаманні металам?
5. Як у металознавстві трактується поняття система?
6. Що у металознавстві відносять компонентів системи?
7. Що у металознавстві відносять до фаз системи?
8. Яке поняття описує число ступенів свободи системи?
9. У чому полягає сутність закону Гіббса?
10. Від чого залежить будова металевого сплаву?
11. Як розчиняються компоненти сплавів в рідкому стані?
12. Як класифікуються сплави за характером взаємодії компонентів в твердому стані?
13. У чому полягають умови утворення сплавів «механічні суміші»?
14. Яка структура та особливості характерні для сплавів «механічні суміші»?
15. У чому полягають умови утворення сплавів «хімічні сполуки»?
16. Яка структура та особливості характерні для сплавів «хімічні сполуки»?
17. Яка структура та особливості характерні для сплавів «тверді розчини»?
18. Яка структура та особливості характерні для сплавів «тверді розчини»?
19. Як підрозділяються сплави «тверді розчини»?
20. Як з розподілу атомів поділяються сплави «тверді розчини»?
21. Яким закономірностям підкоряється кристалізація сплавів?
22. Який вигляд має крива охолодження сплавів від рідкого стану до твердого, та які процеси протікають на її ділянках?
23. Як впливає виділення внутрішньої теплоти кристалізації на вигляд кривої охолодження сплаву при кристалізації?
24. Що таке процес перекристалізації сплавів?
25. Що таке фазові перетворення в сплаві в твердому стані?
26. Що таке діаграма стану сплаву?
27. Як будується діаграма стану двокомпонентного сплаву?
28. Які стани системи за певних умов відображаються на діаграмах стану сплавів?
29. Чому відповідає поняття «критична точка» на діаграмі стану сплаву?
30. Яким процесам відповідають точки на лініях ліквідус і солідус?
31. Що можна визначити для сплаву конкретної системи використовуючи його діаграму стану?
32. Які складові містить структура сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
33. Скільки компонентів та фаз містить сплав з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
34. Які процеси протікають на основних лінях діаграми стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
35. Який вигляд мають криві охолодження характерних сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
36. Як визначити склад фаз за діаграмою стану при будь-якій температурі для будь-якого сплаву даної системи?
37. Як визначити кількісне співвідношення фаз за діаграмою стану при будь-якій температурі для будь-якого сплаву даної системи?
38. Скільки компонентів та фаз містить сплав з відсутністю розчинності компонентів в твердому стані?
39. Які процеси протікають на основних лінях діаграми стану сплавів з відсутністю розчинності компонентів в твердому стані?
40. Які сплави відносяться до основних сплавів системи з відсутністю розчинності компонентів в твердому стані?
41. Що таке евтектика та евтектичний сплав?
42. Які ділянки присутні на графіку переходу евтектичного сплаву з рідкого стану в твердий?

43. Які складові містить структура доевтектичного сплаву?
44. Які складові містить структура евтектичного сплаву?
45. Які складові містить структура заевтектичного сплаву?
46. Скільки компонентів та фаз містить сплав з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
47. Які процеси протікають на основних лінях діаграми стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
48. Які сплави відносяться до основних сплавів системи з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані?
49. Проаналізуйте діаграму стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічні сполуки.
50. Що таке змінна гранична розчинність компонентів сплаву одного в одному?
51. Проаналізуйте діаграму стану сплавів, які зазнають фазові перетворення в твердому стані.
52. Опишіть криву охолодження сплаву, що зазнає фазових перетворень у твердому стані.
53. Опишіть зв'язок між змінами властивостей сплавів і виглядом їх діаграм стану.

3. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Метали та сплави мають різноманітні властивості. Використовуючи один метод дослідження металів, неможливо отримати інформацію про всі властивості, тому використовують кілька методів аналізу.

3.1. ВСТАНОВЛЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ

Для визначення хімічного складу використовуються методи *кількісного аналізу*. Якщо не потрібно великої точності, то використовують *спектральний аналіз*.

3.1.1. КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ

Кількісний аналіз буває:

- гравіметричний (ваговий);
- титриметричний (об'ємний).

ГРАВІМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ

Гравіметричний метод аналізу заснований на встановленні речовини після взаємодії з розчином речовини в ході хімічної реакції. Об'ємний метод аналізу заснований на законі еквівалентів.

Гравіметричний аналіз (гравіметрія, ваговий аналіз) – метод кількісного хімічного аналізу, заснований на точному вимірі маси речовини. Використовує закон збереження маси речовин при хімічних перетвореннях. Він зіграв велику роль у формулюванні закону сталості складу хімічних сполук, закону кратних відносин, періодичного закону та ін. Застосовується для визначення хімічного складу різних об'єктів (гірських порід, мінералів, металів та сплавів), якості сировини та готової продукції, змісту кристалізаційної води в солях, зольності палива, тощо.

До переваг гравіметричного аналізу відносять високу точність (зазвичай похибка становить 0,1...0,2 %) і відсутність необхідності в попередньому градуванні вимірювальних приладів. З іншого боку, його проведення є трудомістким і займає більше часу в порівнянні з іншими методами.

ТИТРИМЕТРИЧНИЙ АНАЛІЗ

Титриметричний (об'ємний) аналіз (титрування) – метод кількісного/масового аналізу, який часто використовується в аналітичній хімії, заснований на вимірюванні об'єму розчину реактиву точно відомої концентрації, що витрачається для реакції з обумовленою речовиною. Титрування – процес визначення титру досліджуваної сполуки. Титрування проводять за допомогою бюретки (рис. 3.1), заповненої титрантом до нульової позначки. За кількістю робочого розчину, що пішов на титрування, розраховують результати аналізу.

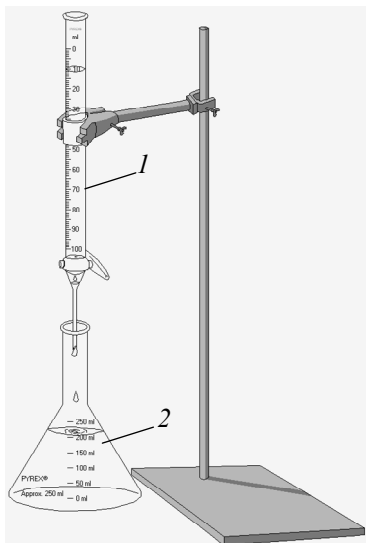


Рис. 3.1. Титрування:
в бюретці (1) знаходиться
титрант, в колбі (2) – проба
речовини, яка визначається

3.1.2. СПЕКТРАЛЬНИЙ АНАЛІЗ

Спектральний аналіз заснований на розкладанні та дослідженні спектра електричної дуги або іскри, яка штучно створюється між мідним електродом та досліджуваним металом.

Промінь світла від дуги переломлюється через призми та розкладається по спектру, який спостерігається через окуляр. Колір та концентрація ліній спектра дозволяють визначити вміст хімічних елементів.

Спектральний аналіз хімічного складу металів – найефективніший спосіб визначення хімічного складу металів за оптичними спектрами випромінювання атомів та іонів аналізованої проби, які збуджуються в джерелі світла.

ОПТИКО-ЕМІСІЙНИЙ АНАЛІЗ

Джерелом світла для *оптико-емісійного аналізу* є плазма електричної іскри або дуги, яку отримують за допомогою джерела збудження (генератора). Принцип заснований на тому, що атоми кожного елемента можуть випромінювати світло певних довжин хвиль – спектральні лінії, причому ці довжини хвиль різні для різних елементів.

Для того щоб атоми почали випромінювати світло, їх необхідно збудити електричним розрядом. Електричний розряд у вигляді іскри в атмосфері аргону здатний збудити велику кількість елементів. Досягається високотемпературна (понад 10000 K) плазма, здатна збудити навіть такий елемент, як азот.

У іскровому штативі між вольфрамовим електродом та досліджуваним зразком виникають іскри з частотою від 100 до 1000 Гц. Іскровий стіл має світловий канал, по якому одержаний світловий сигнал потрапляє в оптичну систему. Сучасна оптична система (рис. 3.2) виконана за схемою Пашена-Рунге (названо на честь німецьких вчених Ф. Пашена та Т. Рунге), в якій використовується увігнута дифракційна решітка, яка винайдена американським фізиком Г. Роуландом.

Спектральна роздільна здатність оптичної системи залежить від фокальної відстані, кількості штрихів використовуваної дифракційної решітки, параметра лінійної дисперсії та кваліфікованого виконання юстування всіх оптичних компонентів.

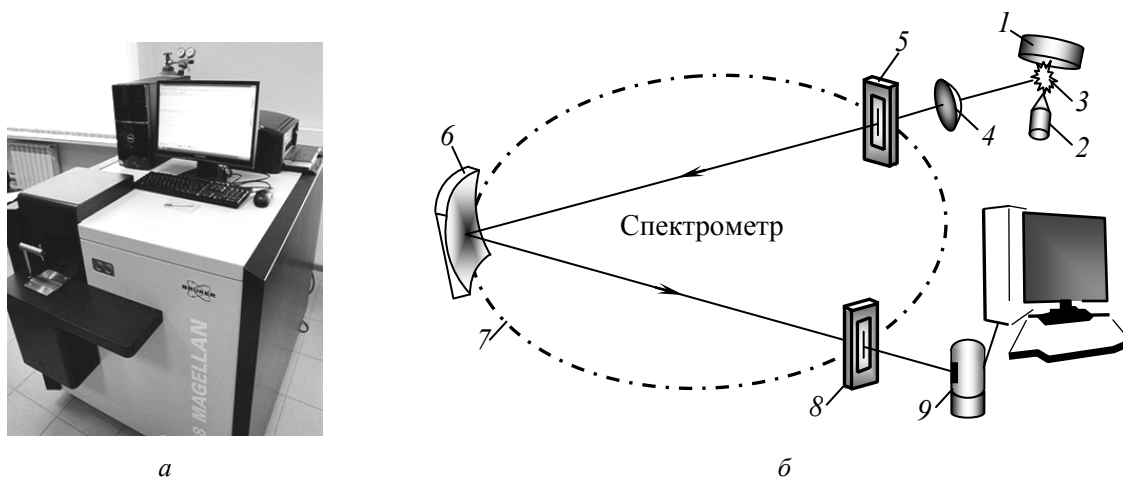


Рис. 3.2. Загальний вигляд оптико-емісійного аналізатора Magellan Q8 (а) та схема оптико-емісійного методу спектрального аналізу (б): 1 – зразок; 2 – електрод; 3 – розрядний проміжок; 4 – конденсаторна лінза; 5 – вхідна щілина; 6 – дифракційна решітка; 7 – коло Роуланда; 8 – вихідна щілина; 9 – фотопомножувач



Луїс Карл Генріх
Фрідріх Пашен



Карл Давид
Тольме Рунге



Генрі
Роуланд

Для покриття всіх необхідних емісійних ліній досить охоплювати спектральну область від 140 до 680 нм. Для гарної видимості спектра оптична камера повинна бути заповнена інертним газом (аргоном високої частоти) або вакуумована, оскільки потрапляння повітря з навколишнього середовища в іскровий штатив веде до погіршення плями випалу та відповідно до погіршення якості хімічного аналізу проби.

Оптико-емісійні аналізатори з вакуумною оптикою дозволяють визначати хімічний склад сплавів на основі заліза (сталі та чавуни), міді (бронзи, латуні тощо), алюмінію (дюралюмінію та ін.). Установки оснащені датчиками, які визначають процентний вміст: вуглецю, азоту, фосфору, сірки, ванадію, вольфраму, кремнію, марганцю, хрому, молібдену, нікелю, алюмінію, кобальту, міді, ніобію, титану, олова, бору, заліза, цинку, берилію, магнію, свинцю.

Калібрування установки здійснюється за допомогою калібрувальних зразків різних сталей, чавунів, бронзи та алюмінієвих сплавів. Точність визначення хімічного складу сплавів становить до сотих часток відсотка.

РЕНТГЕНОСПЕКТРАЛЬНИЙ АНАЛІЗ

Більш точні дані про склад металу дає *рентгеноспектральний аналіз*.

Він дозволяє визначити не тільки склад фаз сплаву, а й характеристики дифузійної рухливості атомів.

Рентгеноспектральний аналіз – інструментальний метод елементного аналізу, заснований на вивченні спектру рентгенівських променів, які пройшли крізь зразок або випущених ним.

Рентгеноспектральний аналіз займає важливе місце серед всіх способів дослідження матеріалів. Він широко використовується в різних областях техніки завдяки можливості *експрес-контролю* без руйнування досліджуваного зразка. Час визначення одного хімічного елемента може становити всього кілька секунд, практично немає обмежень за видом досліджуваних речовин. Аналіз проводиться як в якісному, так і в кількісному плані.

Сутність рентгеноспектрального аналізу полягає в здатності речовини випускати характерне рентгенівське випромінювання при бомбардуванні атомів швидкими електронами або квантами. При цьому їх енергія повинна бути більш за енергію, яка необхідна для виривання електрона з оболонки атома. Такий вплив призводить не тільки до появи характеристичного спектра випромінювання, що складається з невеликого числа спектральних ліній, але і безперервного. Оцінка енергетичного складу частинок, які реєструються, дає можливість зробити висновки про фізичні та хімічні властивості досліджуваного об'єкта.

Залежно від способу генерування рентгенівських променів розрізняють такі види рентгеноспектрального аналізу:

1. *Рентгенофлуоресцентний*. Збудження атомів проводиться первинним рентгенівським випромінюванням (високоенергетичними фотонами). Це триває близько мікросекунди, після чого вони переходять у спокійне, основне положення. При цьому надлишок енергії випромінюється у вигляді фотону. Кожна речовина випромінює ці частинки з певним рівнем енергії, завдяки чому можна зробити його точну ідентифікацію.

2. *Рентгенорадіометричний*. Збудження атомів речовини здійснюється гамма-випромінюванням від радіоактивного ізотопу.

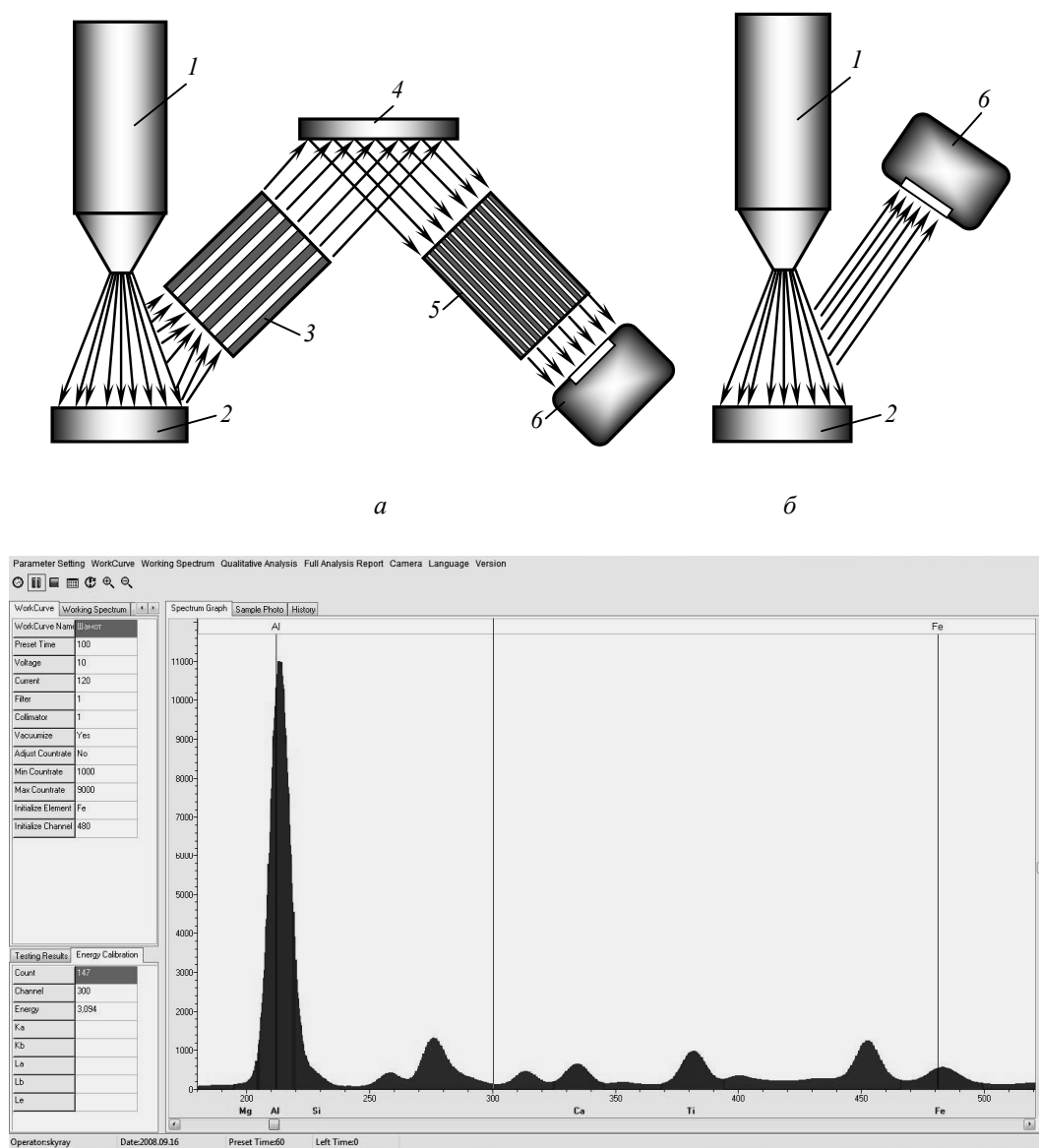
3. *Електронозондівий*. Активация проводиться сфокусованим пучком електронів з енергією в декілька десятків кеВ. Аналіз з іонним збудженням (протонами або важкими іонами).

Найбільш поширеним методом рентгеноспектрального аналізу є *флуоресцентний*.

Спектрометри для проведення рентген-флуоресцентного аналізу, які широко застосовуються в промисловості, можна розділити на два основних типи.

Перший тип – спектрометри з хвильовою дисперсією (рис. 3.3, а). У цьому типі приладів, для виділення вторинного випромінювання з тією чи іншою довжиною хвилі, використовують дифракцію рентгенівського випромінювання на кристалічній решітці. Завдяки кристал-дифракційному способу розкладання рентгенівського випромінювання в спектр вони мають високу здатність до поділу спектральних ліній, а значить до точного аналізу складних багатокомпонентних речовин.

Другий тип – спектрометри з енергетичною дисперсією (рис. 3.3, б). У цьому типі для реєстрації вторинного випромінювання використовують спеціальні детектори, електричний сигнал яких пропорційний енергії рентгенівського випромінювання, що дозволяє виділити необхідну ділянку спектру, застосовуючи амплітудну селекцію. Ці прилади мають значний ступінь накладення сусідніх спектральних ліній, що ускладнює аналіз багатокомпонентних речовин та знижує точність аналітичних результатів.



6

Рис. 3.3. Схема рентгенофлуоресцентних спектрометрів з хвильовою (а), з енергетичною дисперсією (б) та спектр, отриманий за допомогою спектрометра Skyray EDX-Pocket-III (в): 1 – рентгенівська трубка; 2 – зразок; 3 – коліматор вхідного випромінювання; 4 – кристал-монохроматор; 5 – коліматор вихідного випромінювання; 6 – детектор

Рентгеноспектральний флуоресцентний аналіз застосовується в таких цілях:

- визначення шкідливих домішок в нафті і нафтопродуктах (бензин, мастила та ін.);
- визначення важких металів та інших небезпечних сполук в ґрунті, повітрі, воді, харчових продуктах;
- аналіз каталізаторів в хімічній промисловості;
- прецизійне визначення періоду кристалічної решітки;
- виявлення товщини захисних покриттів неруйнівним методом;
- визначення джерел сировини, з яких виготовлено виріб;
- обчислення мікрооб'ємів речовини;
- визначення основних та домішкових компонентів гірських порід в геології та сплавів у металургії;

- дослідження об'єктів, що становлять культурно-історичну цінність (ікони, картини, фрески, прикраси, посуд та інші предмети з різних матеріалів), їх датування;
- в криміналістиці.

До переваг рентгеноспектрального методу відносяться:

- можливість неруйнівного дослідження;
- висока чутливість та точність (визначення вмісту домішок до 10...3 %);
- широкий діапазон хімічних елементів, що аналізуються;
- простота підготовки зразків;
- універсальність;
- можливість автоматичної інтерпретації та висока продуктивність методу.

Серед недоліків рентгеноспектрального аналізу виділяють такі:

- підвищені вимоги з техніки безпеки;
- необхідність індивідуального градування;
- утруднену інтерпретацію хімічного складу при близькому розташуванні характеристичних ліній деяких елементів;
- необхідність виготовлення анодів з рідкісних матеріалів для зменшення фонового характеристичного випромінювання, що впливає на достовірність результатів.

3.2. ВИВЧЕННЯ СТРУКТУРИ

При вивченні структури металів і сплавів розрізняють:

- макроструктуру;
- мікроструктуру;
- тонку структуру.

3.2.1. МАКРОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ

Макроструктурний аналіз – вивчення будови металів та сплавів неозброєним оком або при невеликому збільшенні, за допомогою лупи.

Макроструктурний аналіз здійснюється після попередньої підготовки досліджуваної поверхні (шліфування та травлення спеціальними реактивами). Він дозволяє виявити дефекти, що виникли на різних етапах виробництва литих, кованих, штампованих та катаних заготовок, а також причини руйнування деталей.

При оцінці мікроструктури можна встановити:

- величину, форму та розташування зерен (рис. 3.4) та дендритів литого металу;

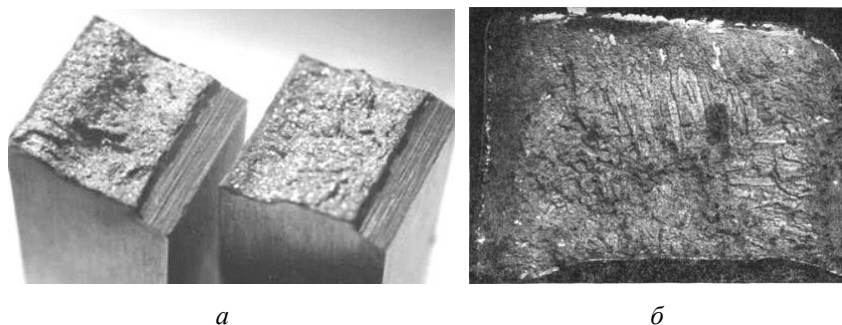


Рис 3.4. Злами вилівка з чавуну – зерна литого металу (а)
та легованої сталі – дендритний злам (б)

– дефекти, що порушують суцільність металу: усадкову та газову пористість, усадкові раковини, тріщини (рис 3.5);

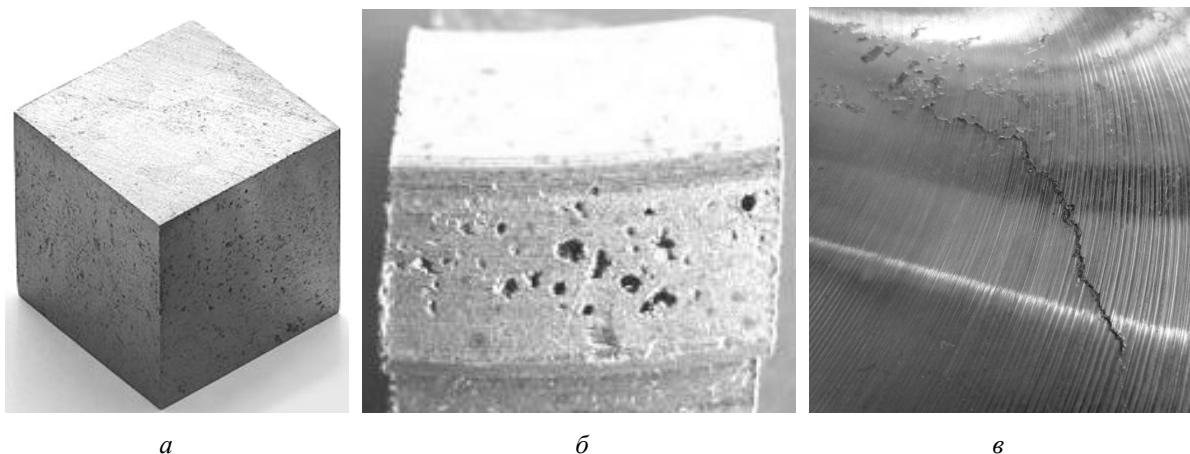


Рис. 3.5. Дефекти, що порушують суцільність металу: усадкова пористість (а); газові раковини (б); тріщина (в)

– хімічну неоднорідність металу, яка викликана процесами кристалізації (рис. 3.6) або створена у результаті термічної та хіміко-термічної обробки;

– волокна в деформованому металі (рис. 3.7).

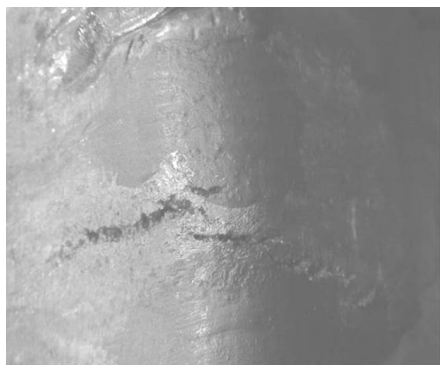


Рис. 3.6. Нерозчинний кремній у зламі чушки алюміній-кременистого сплаву

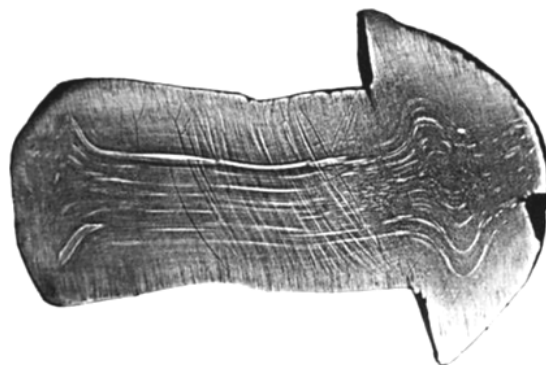


Рис. 3.7. Волокна в макроструктурі кованої сталевій заклепки

3.2.2. МІКРОСТРУКТУРНИЙ АНАЛІЗ

Мікроструктурний аналіз – вивчення структури за допомогою *світлових мікроскопів*, які працюють у *відбитому світлі* (рис. 3.8).

Збільшення в 50...2000 разів дозволяє виявити елементи структури розміром до 0,2 мкм.

При мікроструктурному аналізі досліджуються зразки – *мікрошліфи* з блискучою полірованою поверхнею, оскільки структура розглядається у відбитому світлі. При цьому спостерігаються мікротріщини та неметалеві включення.

Для виявлення мікроструктури поверхню зразка протравлюють реактивами, залежними від складу сплаву. Різні фази протравлюються неоднаково та по-різному забарвлюються. Таким чином можна виявити форму, розміри та орієнтування зерен, окремі фази та структурні складові.

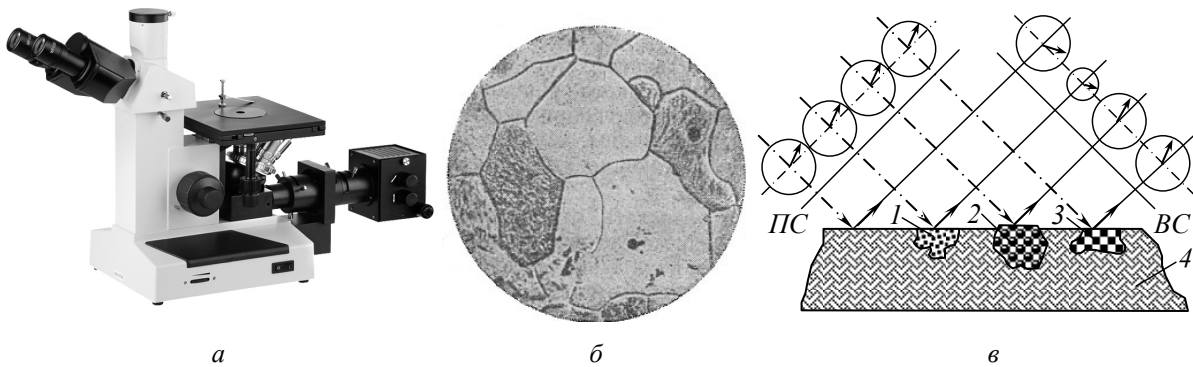


Рис. 3.8. Металографічний мікроскоп XJL-17AT (а), зображення мікроструктури чистого алюмінію ($\times 500$), отриманого на світловому мікроскопі у відбитому світлі (б) і схема амплітудного з фазовим вимірюванням світлової хвилі після взаємодії з поверхнею зразка (в): ПС – падаюче світло; ВС – відбите світло; 1 – амплітудний об’єкт; 2 – геометричний фазовий об’єкт; 3 – фізичний фазовий об’єкт; 4 – навколишнє поле

Крім світлових мікроскопів використовують електронні мікроскопи з великою роздільною здатністю. Зображення формується за допомогою потоку швидких електронів. Електронні промені з довжиною хвилі $(0,04 \dots 0,12) \cdot 10^{-8}$ см дають можливість розрізняти деталі об’єкта, які за своїми розмірами відповідають міжатомним відстаням.

Трансмісійні електронні мікроскопи, що просвічують (ТЕМ). Потік електронів проходить через досліджуваний об’єкт. Зображення є результатом неоднакового розсіювання електронів на об’єкті (рис. 3.9). Розрізняють *непрямі* та *прямі* методи дослідження.

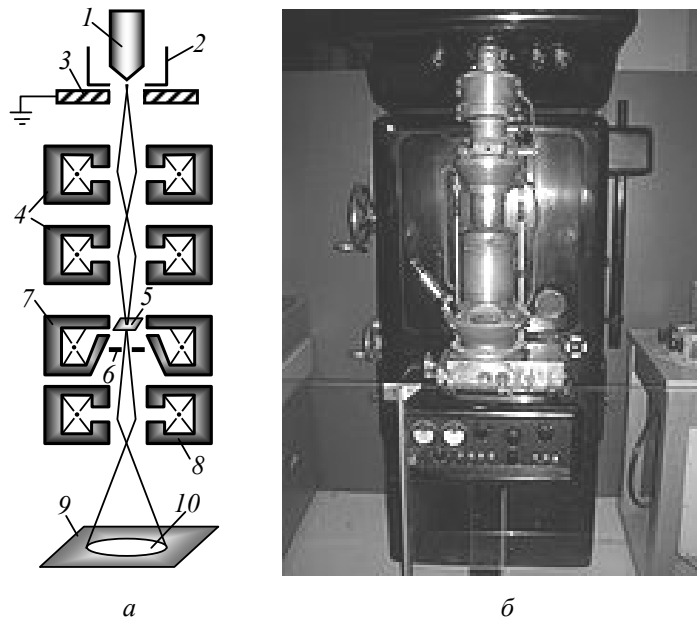


Рис. 3.9. Схема трансмісійного електронного мікроскопу (а) та перший практичний ТЕМ (музей Мюнхена) (б): 1 – катод; 2 – циліндр, що фокусує; 3 – анод; 4 – перша та друга конденсаторні лінзи; 5 – зразок; 6 – апертурна діафрагма; 7 – лінза-об’єктив; 8 – проєкційна лінза; 9 – катодолумінесцентний екран; 10 – зображення

У зв’язку з тим, що звичайні мікрошліфи для дослідження структури металів та сплавів за допомогою електронного мікроскопа, що просвічує, непридатні, необхідно готувати спеціальні дуже тонкі, прозорі для електронів, об’єкти. Такими об’єктами є репліки (зліпки) з поверхні добре відполірованих і протравлених мікрошліфів (*непрямі*).

мий метод електронномікроскопічних досліджень металів та сплавів) або металеві фольги, які отримані шляхом стоншення масивних зразків, що досліджуються (*прямий метод електронномікроскопічних досліджень*).

Репліка повинна повністю відтворювати рельєф поверхні мікрошліфа. Схема відтворення рельєфу поверхні мікрошліфа реплікою показана на рис. 3.10. Товщина репліки повинна бути близько 0,01 мкм. Репліки можуть бути одноступінчастими (зліпки безпосередньо з досліджуваної поверхні) або двоступінчастими (спочатку отримують відбиток поверхні, на якій наносять репліку, що копіює рельєф поверхні першого відбитка).

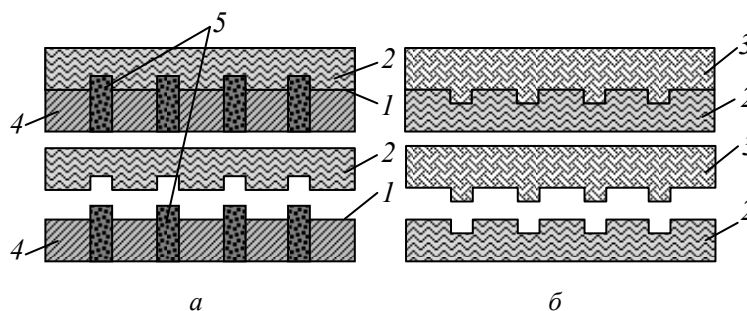


Рис. 3.10. Одноступінчата (а) та двоступінчата (б) схеми отримання препаратів для трансмісійної електронної мікроскопії: 1 – протравлена поверхня мікрошліфа; 2 – відбиток поверхні мікрошліфа (репліка); 3 – репліка з репліки; 4 – основна металева матриця; 5 – структурно-фазові складові

Одноступінчасті репліки готують шляхом розпилення речовин (вуглецю, кварцу, титану та інших речовин) у вакуумі та осадженні їх на поверхню шліфа. Для виготовлення вуглецевих реплік на поверхню шліфа в випарної камері напильють вуглець з вугільних стрижнів, нагрітих пропусканням струму. Пари вуглецю конденсуються на поверхні шліфа, при цьому утворюється тонка вуглецева плівка (репліка).

Отримані шляхом розпилення речовини репліки дозволяють відтворювати навіть найдрібніші деталі рельєфу поверхні зразка, що досліджується. В якості реплік для ряду матеріалів (алюмінію і його сплавів, міді та ін.) можна використовувати оксидну плівку, яка створюється на підготовленій поверхні зразка шляхом анодування у відповідному розчині.

Застосовують також лакові репліки, які отримують нанесенням на поверхню шліфа тонкого шару лаку (розчин колодію (4 %) в амілацетаті).

При виготовленні двоступінчатої репліки (рис. 3.11, а) матеріалом для першого відбитку протравленої поверхні мікрошліфа може бути, наприклад, відмита від фотоємльсї фотографічна або рентгенівська плівка. Її розм'якшують в ацетоні та накладають на досліджувану поверхню зразка під певним тиском.

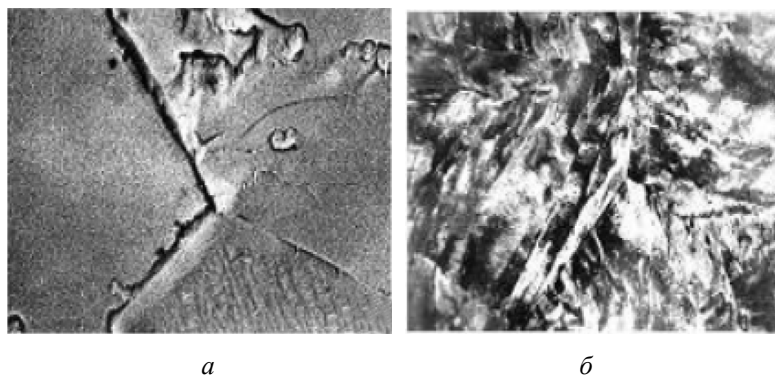


Рис. 3.11. Зображення стику трьох зерен, що отримані за допомогою ТЕМ на двоступінчатій репліці (а) та на фользі (б)

Після висихання такий відбиток обережно механічно знімають з поверхні, і на отриманий відбиток напильють у вакуумі певну речовину, наприклад, вуглець. Потім підкладку (фотоплівку) розчиняють в ацетоні, а репліку промивають. Після цього її можна досліджувати.

Найбільше інформації про структуру металу дає прямий метод електронної мікроскопії, коли об'єктом дослідження служить тонка металева фольга (рис. 3.11, б).

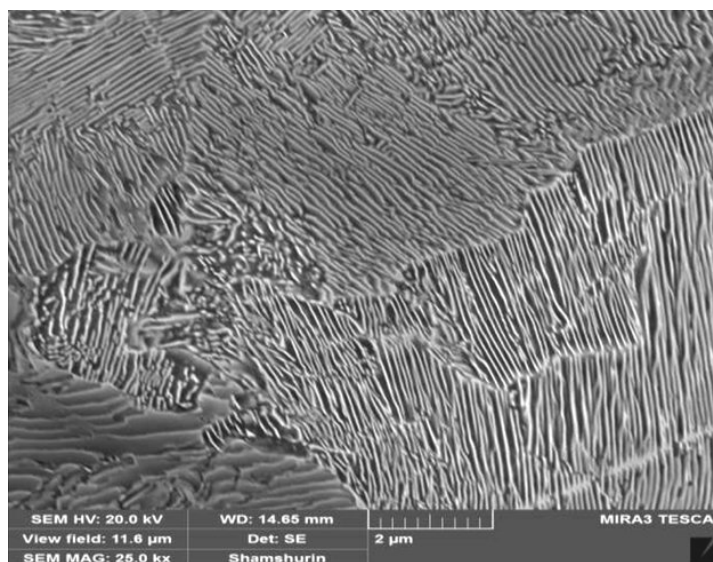
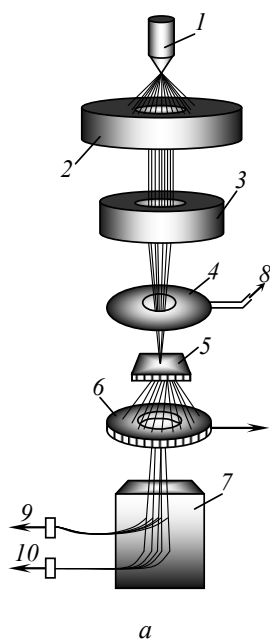
Фольгу найчастіше готують у такий спосіб. Зі зразка вирізають круглу заготовку діаметром 3 мм і товщиною 0,2...0,3 мм, яку потім стоншують шліфуванням до 0,1...0,15 мм.

Остаточне стоншення пластинки здійснюють хімічним або електролітичним (найбільш частий випадок) поліруванням в відповідному за хімічним складом та температурі реактиві. Підготовлену пластинку занурюють в електроліт в якості анода. Катодами служать дві металеві пластинки, що розташовані по обидва боки від зразка (фольги).

Електрополірування, при оптимальному співвідношенні струму и напруги, продовжують до появи в центральній частині полірованої пластинки одного або декількох невеликих отворів (діаметром 0,2...0,8 мм). По краях таких отворів ділянки фольги виходять найбільш тонкими і можуть бути використані для розглядання в електронному мікроскопі.

При розгляді реплік і фольги під електронним мікроскопом при великих збільшеннях вигляд мікроструктури значно змінюється. Тому для правильного розшифрування структури необхідно починати дослідження з невеликих збільшень, поступово переходячи до великих.

Трансмісійні растрові електронні мікроскопи (ТРЕМ). Зображення створюється внаслідок вторинної емісії електронів, які випромінюють поверхнею, на яку падає потік первинних електронів, який безперервно переміщається по цій поверхні (рис. 3.12). Досліджується безпосередньо поверхня металу. Роздільна здатність трохи нижче, ніж у мікроскопів, що просвічують.



×1000

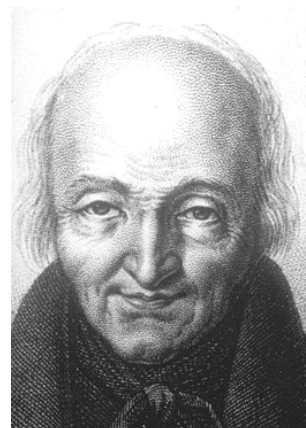
Рис. 3.12. Трансмісійний растровий електронний мікроскоп (а) і зображення мікроструктури евтектоїдної сталі (пластинчастий перліт), отриманої на ТРЕМ (б): 1 – джерело електронів; 2 – прискорювач; 3 – магнітна лінза; 4 – котушки, що відхиляють; 5 – зразок; 6 – кільцевий детектор; 7 – аналізатор енергії електронів; 8 – до телевізійної системи, яка відхиляє; 9 – енергетичні втрати до телевізора; 10 – до телевізора без втрат

3.2.3. ВИВЧЕННЯ АТОМНО-КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ

Для вивчення атомно-кристалічної будови твердих тіл (тонка будова) використовуються *рентгенографічні методи*, які дозволяють встановлювати зв'язок між хімічним складом, структурою та властивостями тіла, тип твердих розчинів, мікронапруги, концентрацію дефектів, щільність дислокацій.

Питання про причини закономірності в розподілі фізичних властивостей в кристалічній речовині, питання про внутрішню структуру кристалів вперше намагався вирішити М. В. Ломоносов в 1749 р. на прикладі селітри. Це питання потім було більш широко вивчено вже наприкінці XVIII ст. французьким кристалографом Аюї (Гаюї). Він висловив припущення, що кожна речовина має певну кристалічну форму. Це положення було в подальшому уточнено завдяки виявленню явищ ізоморфізму та поліморфізму.

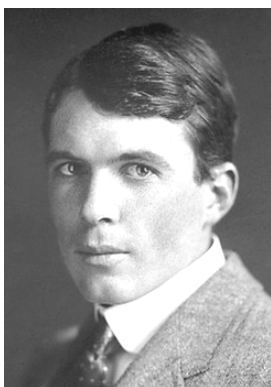
Згодом теорія просторових решіток була розроблена математично (Є. С. Федоров), і на підставі дослідження форми кристалів, були виведені можливі типи просторових решіток; але тільки у XX ст., завдяки дослідженню кристалів рентгенівськими променями, ця теорія була перевірена та підтверджена. Фізикам М. фон Лауе (Німеччина), батькові та сину Бреггам (Австралія), Г. В. Вульффу (Росія, СРСР) та іншим вдалося, використовуючи теорію просторових решіток, довести абсолютно точно, що у вузлах кристалічних решіток знаходяться в одних випадках атоми, а в інших – молекули або іони.



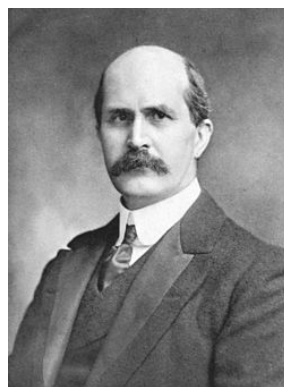
Рене-Жюст
Аюї (Гаюї)



Євграф Степанович
Федоров



Вільям Лоренс
Брегг



Вільям Генрі
Брегг



Георгій (Юрій)
Вікторович Вульф

Відкриті німецьким фізиком В. Рентгеном в 1895 р. промені, що носять його ім'я, представляють один з видів променевої енергії і за багатьма властивостями нагадують промені світла, відрізняючись від них тільки довжиною хвилі, яка в кілька тисяч разів менше довжини світлових хвиль. Ця властивість дозволила застосувати рентгенівські промені для дифракційного дослідження будови кристалів (кристал виконує функцію дифракційної решітки).

Метод Лауе – метод дослідження структури кристалів за допомогою рентгенівських променів (метод названий на честь німецького фізика Макса фон Лауе, за пропозицією якого в 1912 році фізики В. Фрідріх (Німеччина) і П. Кніппінг (Німеччина) провели експеримент.



Вільгельм Конрад Рентген



Вальтер Фрідріх



Пауль Кніппінг

У 1912 р. Лауе скористався кристалом, в якому атоми розташовані по просторовій решітці, як дифракційною решіткою для отримання інтерференції рентгенівських променів. У поставленому їм дослідженні вузький пучок паралельних рентгенівських променів (рис. 3.13) пропускався через тонкий кристал. На деякій відстані від кристала та перпендикулярно до пучка променів була поміщена фотографічна пластинка, яка захищена від безпосередньої дії бічних рентгенівських променів та від денного світла свинцевими екранами.

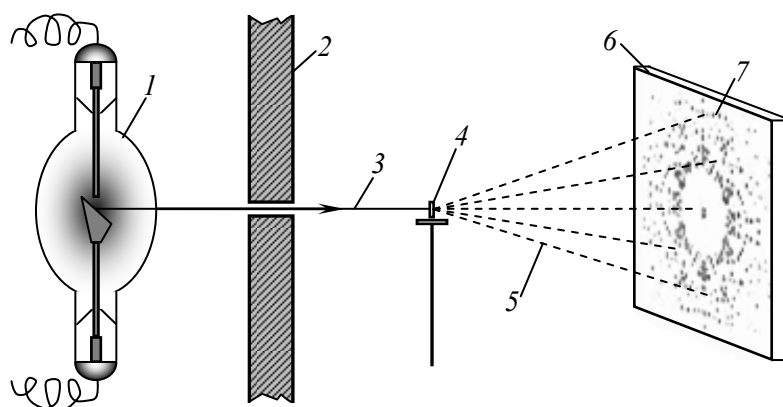


Рис. 3.13. Схема зйомки лауєграми: 1 – джерело поліхроматичного рентгенівського випромінювання (рентгенівська трубка), 2 – коліматор (свинцевий екран), 3 – падаючий пучок рентгенівських променів, 4 – монокристалічний зразок, 5 – промені після дифракції, 6 – фотопластинка, 7 – дифракційні максимуми (рефлекси)

При тривалій витримці протягом декількох годин було отримано зображення дифракційних максимумів.

Для світлових променів, у яких довжина хвилі велика у порівнянні з розмірами атомів, атомні сітки просторової решітки грають роль практично суцільних поверхонь, тому світлові промені повністю відбиваються від поверхні кристалу. Рентгенівські промені (мають набагато більш коротку довжину хвилі), йдучи в одному і тому ж напрямку, відбиваються від чисельних атомних сіток, що розташовані на певних відстанях одна від одної, та інтерферують, то послаблюючи, то посилюючи один одного. На фотографічній пластинці, поставленій на їхньому шляху, посилені промені дадуть при тривалій експозиції чорні плями, які розташовані закономірно, в тісному зв'язку з вну-

трішньою будовою кристала, тобто з його атомною сіткою та з особливостями розташованих в ній окремих атомів.

Якщо взяти пластинку, вирізану з кристала в певному кристалографічному напрямку, і провести з нею таке ж саме випробування, то на рентгенограмі буде видно візерунк, відповідний симетрії будови кристала.

Щільнішим атомним сіткам відповідають найбільш темні плями. Рідко саджені атомами грані дають слабкі точки або майже не дають їх. Центральна пляма на такій рентгенограмі виходить через дію рентгенівських променів, які пройшли через пластинку прямим шляхом; інші плями утворюють промені, відбиті від атомних сіток.

На рис. 3.14 зображено рентгенфотографію кристалу кам'яної солі (NaCl), з якого була вирізана (паралельно грані куба) пластинка завтовшки близько 3 мм. В середині бачимо велику пляму – слід центрального пучка променів.

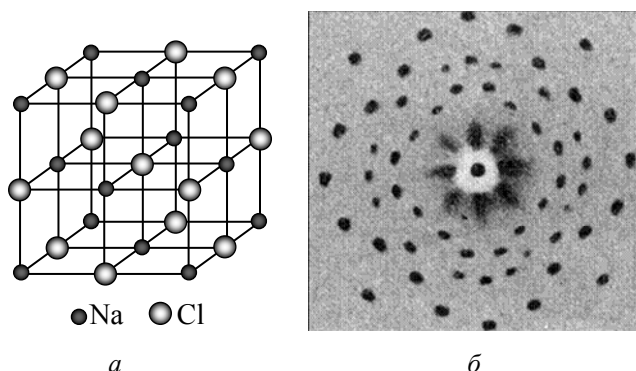


Рис 3.14. Схема кристалічної решітки NaCl (*a*) і дифракційна картина від монокристала NaCl (*б*)

Розташування дрібних плям є симетричним і вказує на існування осі симетрії 4-го порядку та чотирьох площин симетрії.

Наразі для дослідження структури кристалічних тіл користуються різними методами. Суттєвою особливістю методу Лауе є застосування тільки великих кристалів, точно орієнтованих по відношенню до пучка рентгенівських променів, що проходять крізь них.

При неможливості користуватися великими кристалами, зазвичай застосовується «метод порошків» або *метод Дебая – Шерера* (названий на честь фізиків П. Дебая та П. Шеррера).



*Петер Йозеф
Вільгельм Дебай*



*Пауль
Шеррер*

Цей метод особливо важливий для вирішення різних технічних завдань. Наприклад, він дозволяє досліджувати структурні зміни, що виникають при різних обробках металів і сплавів. У разі дослідження пластично деформованих кристалів цей метод до-

зволяє визначати наявність текстури в зразку, при термообробці – стежити за фазовими перетвореннями. Метод Дебая-Шеррера також широко застосовується в мінералогії та хімії для ідентифікації різних мінералів та хімічних сполук.

Перед дослідженням речовина, яка випробується, в тонко подрібненому стані зазвичай спресовується в невеликий стовпчик. Цим методом можна досліджувати не тільки спресовані порошки, але і вести роботу над готовими зразками металів у вигляді дроту, якщо кристалики їх досить дрібні.

У деяких камерах для зйомки рентгенограм з полікристалів за методом Дебая – Шеррера фотоплівка розташовується по поверхні циліндра, вісь якого перпендикулярна падаючому пучку рентгенівських променів, а зразок поміщається на осі циліндра. Схематичне розташування приладів при цьому виді зйомки показано на рис. 3.15, а рентгенограму (дебаетру) , що отримується таким способом, наведено на рис. 3.16.

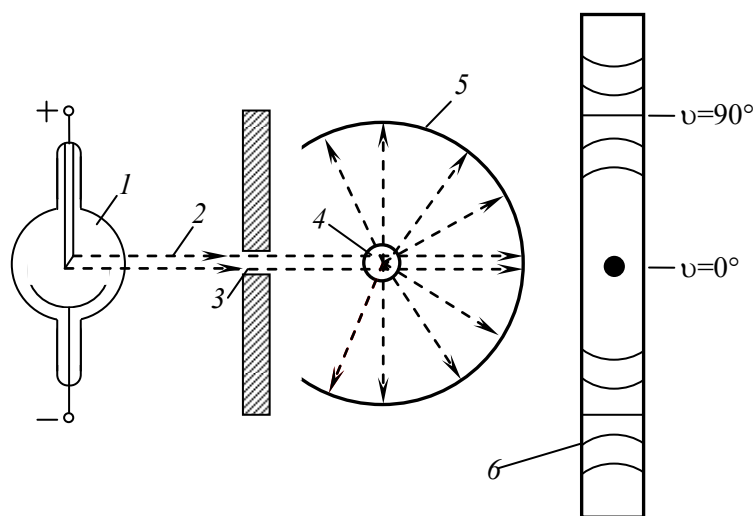


Рис 3.15. Схема зйомки рентгенограми за методом Дебая – Шеррера: 1 – рентгенівська трубка; 2 – пучок монохроматичного рентгенівського випромінювання; 3 – діафрагма (щілина); 4 – полікристал; 5 – фотоплівка; 6 – розгортка рентгенограми; 0° – слід, який залишають промені, що проходять крізь кристал

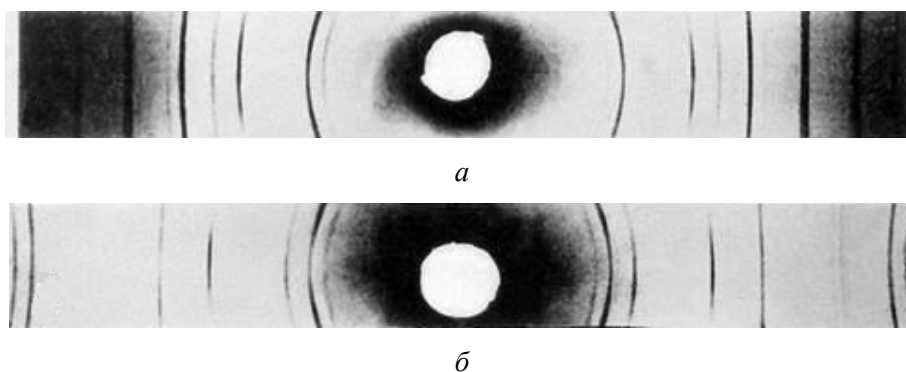


Рис. 3.16. Дебаєграми алюмінію, що отримані на $K\alpha$ - (а) і $K\beta$ - (б) випромінюванні міді

При наявності великої кількості кристалів відбиття може статися від будь-якої грані кожного кристала. Тому на рентгенограмі, отриманій за «методом порошків», зазвичай виходить ряд ліній, що дають характеристику досліджуваній речовині.

Завдяки застосуванню рентгенівських променів для дослідження кристалів, з'явилась можливість проникнути в область дійсного розташування молекул, іонів та атомів усередині кристалів і визначити не тільки форму атомної решітки, а й відстані між частинками, з яких вона складається.

3.3. ФІЗИЧНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

До фізичних методів дослідження металів та сплавів відносяться:

- термічний аналіз;
- дилатометричний метод;
- магнітний аналіз.

3.3.1. ТЕРМІЧНИЙ АНАЛІЗ

Термічний аналіз заснований на явищі теплового ефекту. Фазові перетворення в сплавах супроводжуються тепловим ефектом, в результаті на кривих охолодження сплавів при температурах фазових перетворень спостерігаються точки перегину або температурні зупинки. Даний метод дозволяє визначити критичні точки на діаграмах стану сплавів.

Температуру металів вимірюють зазвичай за допомогою термопар. Схему для визначення температури кристалізації представлено на рис 3.17.

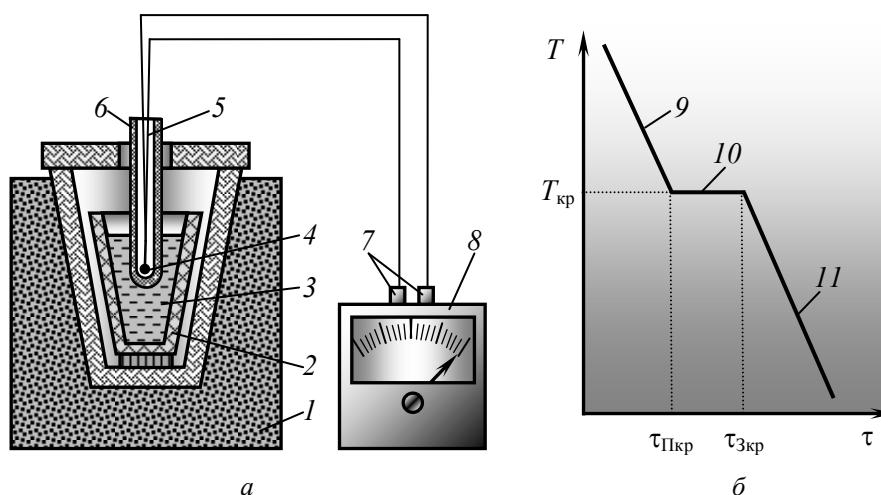


Рис. 3.17. Схема установки для вивчення процесу кристалізації термічним методом (а) та крива охолодження чистого металу (б): 1 – піч; 2 – тигель; 3 – розплавлений метал; 4 – гарячий спай термопар; 5 – термопара; 6 – ковпачок; 7 – холодний спай термопар; 8 – гальванометр; 9 – охолодження в рідкому стані; 10 – виділення прихованої теплоти кристалізації; 11 – охолодження у твердому стані;
 $T_{кр}$ – температура кристалізації; $\tau_{Пкр}$ – час початку кристалізації;
 $\tau_{Зкр}$ – час завершення кристалізації

У піч поміщають тигель, в якому розплавляють досліджуваний метал або сплав. Потім в розплав занурюють гарячий спай термопар, захищений порцеляновим або кварцовим ковпачком, і вимикають піч. Починається охолодження розплаву, зниження температури фіксують через певні проміжки часу. Поява змін в агрегатному стані в зв'язку з виділенням прихованої теплоти перетворення відображається на кривій охолодження в координатах «температура – час».

Маючи достатню кількість сплавів одної системи, і визначивши в кожному сплаві температури перетворень, можна побудувати діаграму стану.

3.3.2. ДИЛАТОМЕТРИЧНИЙ МЕТОД

Для визначення критичних точок різних сплавів в твердому стані поряд з термічним аналізом частіш за все застосовується дилатометричний метод, заснований на властивості металів та сплавів змінювати об'єм при фазових перетвореннях в процесі нагрівання або охолодження. При нагріванні металів та сплавів відбувається зміна об'єму та лінійних розмірів – теплове розширення. Якщо зміни обумовлені тільки збільшенням енергії коливань атомів, то при охолодженні розміри відновлюються. При фазових перетвореннях зміни розмірів – незворотні.

Застосовуючи спеціальні зразки з відносно великою довжиною та малим поперечним перерізом, вважають за краще досліджувати не об'ємні, а лінійні зміни за допомогою спеціального приладу – дилатометру (рис. 3.18).

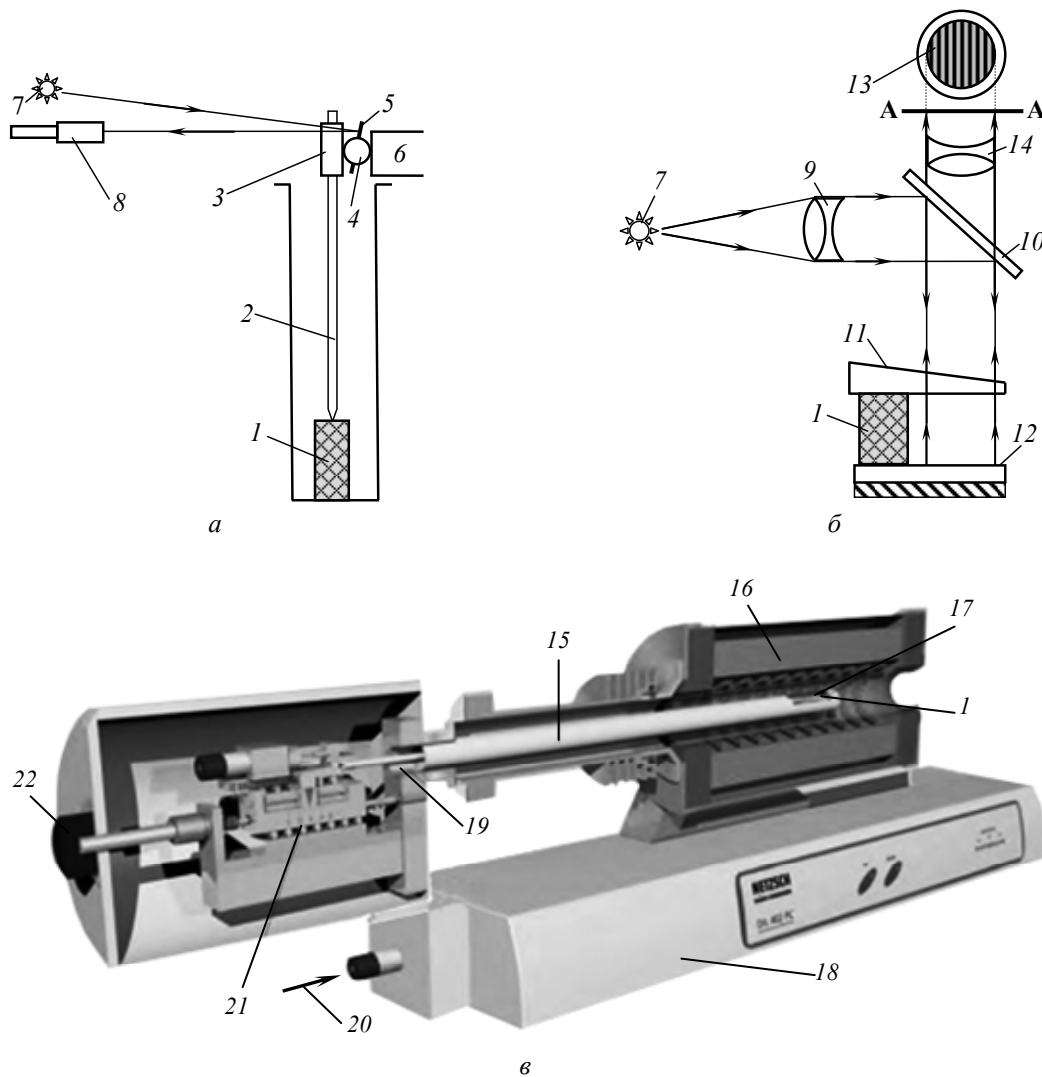


Рис. 3.18. Схеми оптико-механічного (а), інтерференційного (б) дилатометрів та вимірювальна частина сучасного дилатометра DIL402PC (в): 1 – досліджуваний зразок; 2 – шток; 3 – затиск; 4, 5 – валик з дзеркалом; 6 – магніт, що притягує затиск; 7 – джерело світла; 8 – зорова труба; 9 – конденсор; 10 – напівпрозоре дзеркало; 11 – нижня поверхня верхньої пластини; 12 – верхня поверхня нижньої пластини; 13 – інтерференційна картина в площині А-А; 14 – лінза, що дозволяє спостерігати інтерференційну картину; 15 – тримач зразка; 16 – піч; 17 – термопара; 18 – основний блок; 19 – штовхач; 20 – продувний газ; 21 – перетворювач зміщення; 22 – мікрометричний гвинт

Щоб підвищити чутливість дослідження, застосовують так званий диференціальний дилатометр, за допомогою якого вимірюють не збільшення довжини досліджуваного зразка, а різницю теплових розширень зразка та еталона, характерного тим, що в ньому в процесі всього дослідження відсутні будь-які фазові перетворення.

Поява критичної точки характеризується різкою різницею розширень зразка та еталона. На кривій виникає перелом, який сповіщає про початок фазового перетворення.

На рис. 3.19, *а* представлена схематична диференціальна дилатометрична крива, а на рис. 3.19, *б* – експериментально отримана крива для евтектоїдної сталі з позначеними на ній критичними точками.

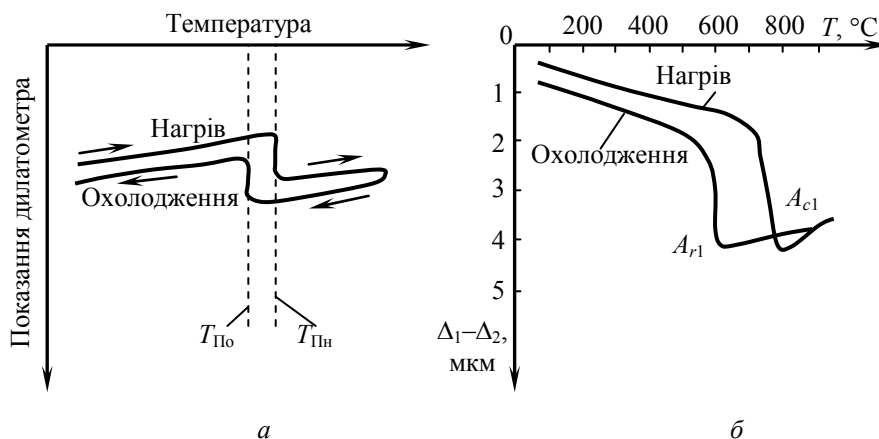


Рис. 3.19. Диференціальні дилатометричні криві:
а – схематична; *б* – експериментальна для евтектоїдної сталі

Дилатометричний метод досить простий і точний.

Метод дозволяє визначити критичні точки сплавів, температурні інтервали існування фаз, а також вивчати процеси розпаду твердих розчинів.

3.3.3. МАГНІТНИЙ АНАЛІЗ

Магнітний аналіз використовується для дослідження процесів, пов'язаних з переходом з парамагнітного стану в феромагнітний (або навпаки), причому можлива кількісна оцінка цих процесів.

Для дослідження фазових перетворень феромагнітних сплавів можна використовувати залежність величини намагніченості насичення від зміни кількості феромагнітної фази.

Найбільша намагніченість насичення властива загартованій сталі, оскільки в ній все залізо знаходиться у феритній модифікації. Найменша намагніченість насичення спостерігається у парамагнітної фази аустеніту (точка Кюрі).

У цементиті залізо, яке пов'язане хімічно (Fe_3C), має знижену намагніченість. Якби цього не було, цементит мав би намагніченість насичення приблизно на 50 % вище, ніж в дійсності. Двофазні суміші фериту та цементиту мають деякі середні значення намагніченості насичення.

Для проведення магнітного аналізу застосовують метод анізотрометрії.

Анізомерт магнітний (від грец. *anisos* – нерівний та метр), – прилад для визначення магнітної анізотропії, який з'явився в 30-х рр. XX ст. у зв'язку з розвитком теорії феромагнетизму і створенням феромагнітних сплавів. Найбільш ефективним магнітним анізомертом є анізомерт (рис 3.20, *а*), що працює за принципом радянського фізика, фахівця в області феромагнетизму М. С. Акулова.

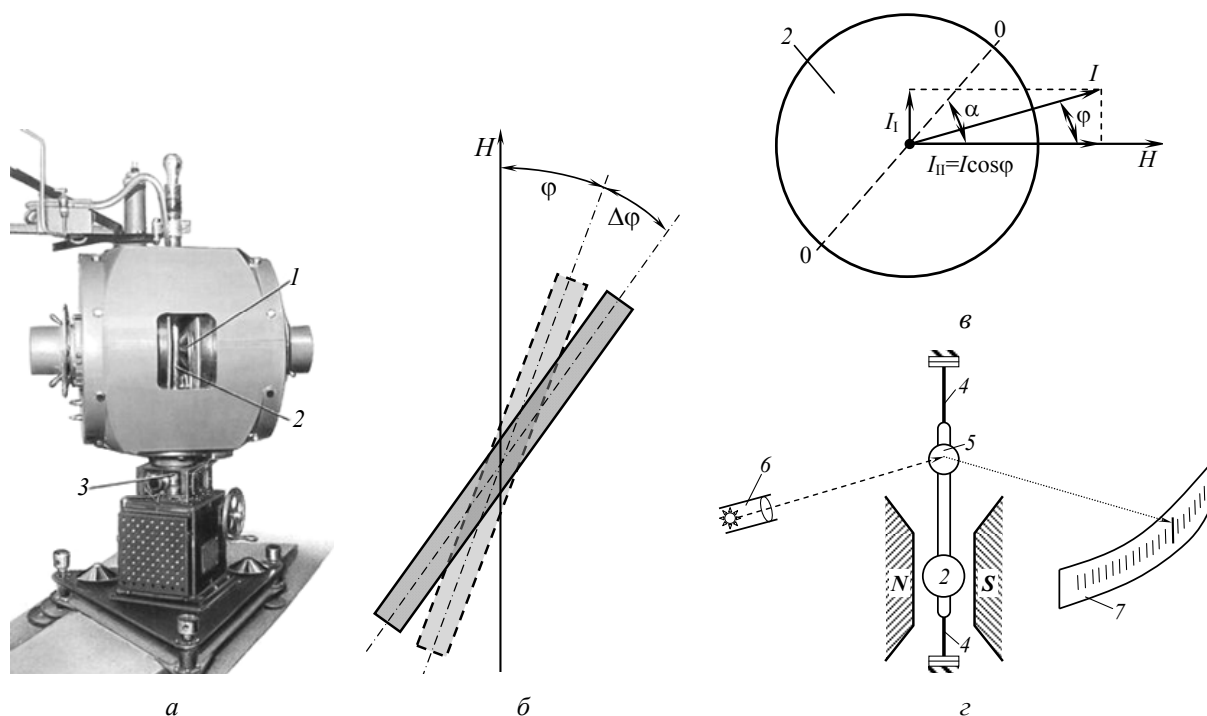


Рис. 3.20. Магнітний анізомер Акулова, заснований на вимірюванні обертового моменту:
 а – зовнішній вигляд; б – магнітний поворот зразка в магнітному полі анізомеру; в – диск досліджуваного зразка в магнітному полі H ; г – схема магнітного анізометра; I – полюс магніту;
 2 – зразок; 3 – вісь обертання магніту; I – вектор намагніченості зразка; α – кут між напрямком магнітного поля і віссю легкого намагнічування; 4 – пружні елементи; 5 – дзеркало; 6 – джерело світла;
 7 – шкала; N, S – полюси магніту (маса магнітної частини приладу складає 4,5 т)



Микола Сергійович
Акулов

Зразок з аустенітною структурою поміщається в поле сильних електромагнітів під певним кутом φ до напрямку магнітного потоку H (рис. 3.20, б) та стає магнетиком у напрямку поля лише в тому випадку, якщо поле направлено вздовж осі легкого намагнічування (вісь 00 на рис. 3.20, в). У всіх інших випадках вектор намагніченості I займає деяке проміжне положення між напрямом H і віссю 00. Його можна розкласти на компоненти I_{\perp} і I_{\parallel} поперек та уздовж поля, відповідно. Компонента I_{\perp} створює момент обертання $M=I_{\perp}H$, який прагне повернути зразок, подібно до того, як магнітне поле Землі повертає магнітну стрілку, поставлену в напрям «схід-захід», в положення «північ-південь».

Момент обертання, викликаний дією магнітного поля, компенсується моментом, створюваним пружними елементами 4 приладу (див. рис. 3.20, г). Кут повороту зразка φ визначається за шкалою.

Вимірювання проводяться при різних напрямках поля H (поворотом магніту плавно міняють кут α від 0° до 180° або 360°). Результати вимірювань дозволяють розрахувати константи анізотропії і оцінити ступінь досконалості текстури.

Існує ряд інших типів магнітних анізометрів, призначених, зокрема, для вимірювань магнітної анізотропії матеріалів у виробничих умовах (без вирізання зразка).

Принципово придатний для дослідження будь-якого фазового перетворення при нагріванні та охолодженні сталей магнітометричний метод набув поширення для вивчення процесу розпаду аустеніту при різних методах охолодження.

**ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ**



1. Що таке кількісний аналіз для визначення хімічного складу металів сплавів?
2. Що таке гравіметричний аналіз?
3. Що таке титриметричний аналіз?
4. Які види спектрального аналізу застосовуються для визначення хімічного складу металів та сплавів?
5. У чому полягає сутність оптико-емісійного аналізу?
6. У чому полягає сутність рентгеноспектрального аналізу?
7. Опишіть принцип роботи оптико-емісійного аналізатора.
8. Назвіть види рентгеноспектрального аналізу від способу генерування рентгенівських променів.
9. У чому полягає принцип роботи рентген-флуоресцентних спектрометрів з хвильової і з енергетичної дисперсією?
10. Які існують види структур металів і сплавів?
11. Що оцінюють і яке обладнання застосовують при макроструктурному аналізі зразків металів та сплавів?
12. Що оцінюють і яке обладнання, та які зразки застосовують при мікроструктурному аналізі?
13. У чому полягає вивчення тонкої структури при рентгенографічному методі дослідження зразків?
14. У чому полягає принцип роботи металографічних світлових мікроскопів?
15. У чому полягає принцип роботи трансмісійних електронних мікроскопів, що просвічують?
16. У чому полягає принцип роботи трансмісійних растрових електронних мікроскопів?
17. Які методи застосовують для вивчення атомно-кристалічної будови речовин?
18. У чому полягає сутність методу Лауе?
19. У чому полягає сутність методу Дебая – Шера?
20. Які існують види фізичних методів дослідження металів і сплавів?
21. У чому полягає сутність термічного аналізу металів і сплавів?
22. У чому полягає сутність дилатометричного методу досліджень металів і сплавів?
23. У чому полягає сутність магнітного аналізу металів і сплавів?

4. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

4.1. НАВАНТАЖЕННЯ, НАПРУЖЕННЯ ТА ДЕФОРМАЦІЇ

4.1.1. ФІЗИЧНА ПРИРОДА ДЕФОРМАЦІЇ МЕТАЛІВ

Деформацією називається зміна форми і розмірів тіла під дією напружень.

Напруження – сила, що діє на одиницю площі перетину деталі.

Напруження та викликані ними деформації можуть виникати при дії на тіло зовнішніх сил розтягування, стискання тощо, а також в результаті фазових (структурних) перетворень, усадки та інших фізико-хімічних процесів, що протікають в металах, і пов'язаних зі зміною об'єму.

Метал, що знаходиться в напруженому стані, при будь-якому вигляді навантаження завжди відчуває напруги нормальні σ та дотичні τ (рис. 4.1).

Деформація металу під дією напруг може бути *пружною* та *пластичною*.

Зростання нормальних та дотичних напружень призводить до різних наслідків. Зростання нормальних напружень призводить до крихкого руйнування. Пластичну деформацію викликають дотичні напруження.

Пружною називається деформація, яка повністю зникає після зняття напружень, що її викликають.

При пружному деформуванні змінюються відстані між атомами металу в кристалічній решітці. Зняття навантаження усуває причину, що викликала зміну міжатомної відстані, атоми стають на колишні місця, та деформація зникає.

Випробування на розрив дозволяє визначити міцність металевого матеріалу під статичним (тобто дуже повільно зростаючим) навантаженням, що його розтягує (рис. 4.2).

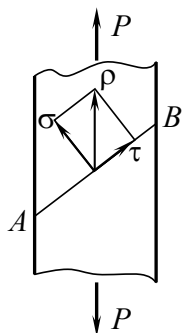


Рис. 4.1. Схема виникнення нормальних та дотичних напружень в металі при його навантаженні

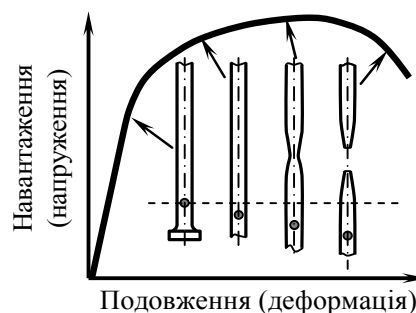


Рис. 4.2. Діаграма залежності деформації металу від діючих напруг (діаграма розтягу)

Якщо нормальні напруження досягають значення сил міжатомних зв'язків, то спостерігається крихке руйнування шляхом відриву (рис. 4.3).

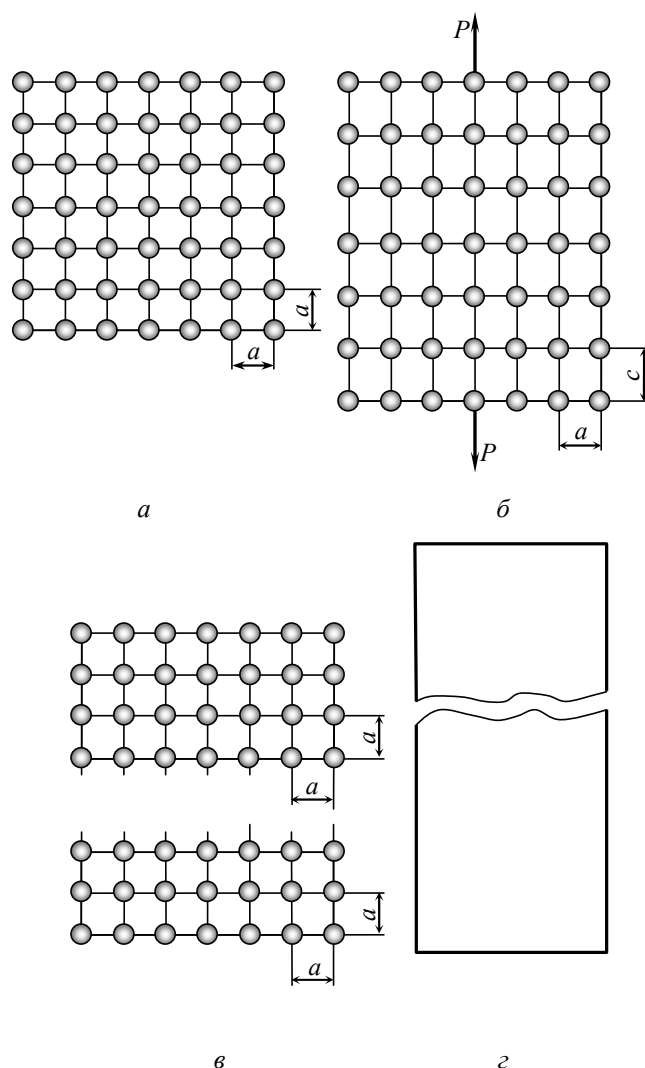


Рис. 4.3. Схема пружної деформації і крихкого руйнування під дією пружних напружень:
 а – кристалічна решітка металу, що ненапружена; б – пружна деформація;
 в, з – крихке руйнування в результаті відриву

Залежність між пружною деформацією ε і напругою σ виражається законом Р. Гука

$$\sigma = E\varepsilon,$$

де E – модуль пружності.

Модуль пружності є найважливішою характеристикою пружних властивостей металу. За фізичною природою величина модуля пружності розглядається як міра міцності зв'язків між атомами в твердому тілі.

Ця механічна характеристика структурно нечутлива, тобто термічна обробка або інші способи зміни структури не змінюють модуля пружності, а підвищення температури, що змінює міжатомні відстані, знижує модуль пружності.



Роберт Гук

Пластичною або залишковою називається деформація, яка зберігається після припинення дії напружень, що її викликали.

При пластичній деформації одна частина кристалу переміщається по відношенню до іншої під дією дотичних напружень. При знятті навантажень зсув залишається, тобто відбувається пластична деформація (рис. 4.4).

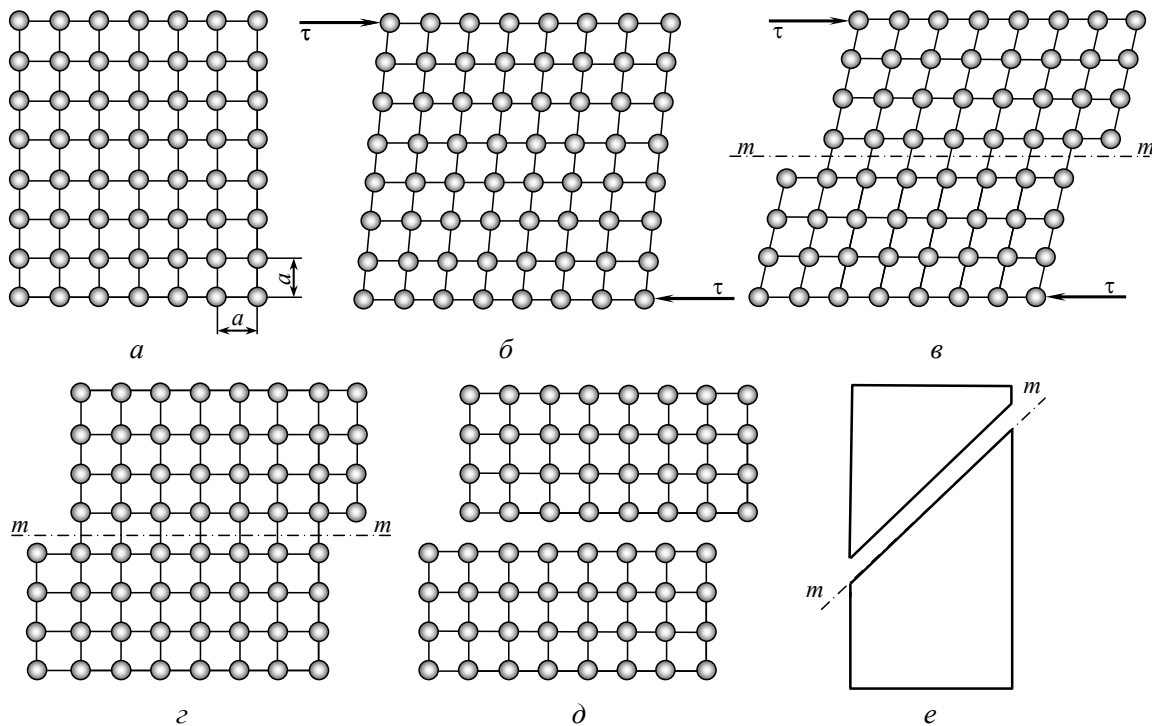


Рис. 4.4. Схема пластичної деформації та в'язкого руйнування під дією дотичних напружень:

a – кристалічна решітка металу, що ненапружена; *б* – пружна деформація;

в – пружна та пластична деформація; *г* – пластична деформація;

д, е – пластичне (в'язке) руйнування в результаті зрізу

В результаті розвитку пластичної деформації може відбутися в'язке руйнування шляхом зсуву.

4.1.2. ПРИРОДА ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Метали та сплави в твердому стані мають кристалічну будову, і характер їх деформації залежить від типу кристалічної структури та від наявності недосконалостей в цій структурі.

Розглянемо пластичну деформацію в монокристалі.

Пластична деформація може протікати під дією дотичних напружень і може здійснюватися двома способами.

1. *Трансляційне ковзання по площинах* (рис. 4.5, *а*). Одні шари атомів кристала ковзають по іншим прошаркам, причому вони переміщаються на дискретну величину, яка дорівнює цілому числу міжатомних відстаней.

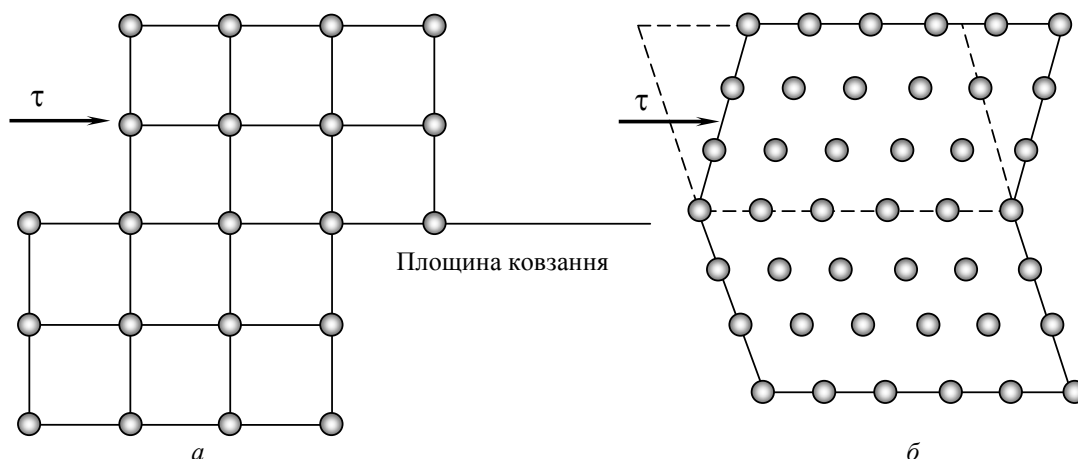


Рис. 4.5. Схеми пластичної деформації різними шляхами: *а* – ковзанням; *б* – двійникуванням

У проміжках між смугами ковзання деформація не відбувається. Тверде тіло не змінює своєї кристалічної будови під час пластичної деформації, і розташування атомів в елементарних решітках зберігається.

Площинами ковзання є кристалографічні площини з найбільш щільною упаковкою атомів.

Це найбільш характерний вид деформації при обробці тиском.

2. *Двійникування* – поворот однієї частини кристалу в положення, симетричне іншій його частині. Площиною симетрії є площина двійникування (рис. 4.5, *б*).

Двійникування частіше виникає при пластичній деформації кристалів з об'ємноцентрованою та гексагональною решіткою. Причому з підвищенням швидкості деформації та зниженням температури схильність до двійникування зростає.

Двійникування може виникати не тільки в результаті дії зовнішніх сил, а й в результаті відпаду пластично деформованого тіла. Це є характерним для металів з гранецентрованими кубічними решітками (мідь, латунь). Двійникуванням можна досягти незначного ступеня деформації.

4.1.3. ДИСЛОКАЦІЙНИЙ МЕХАНІЗМ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Пластична деформація відбувається в результаті ковзання або двійникування. Раніше припускалося, що при ковзанні одна частина кристала зсувається відносно іншої частини на ціле число періодів як єдине ціле. Необхідна для цього напруга виходить на кілька порядків вище дійсного зсувного напруження. Наприклад, для заліза теоретичне значення зсувного напруження $\tau_{\text{теор}} = 13300$ МПа, а дійсне – $\tau_{\text{реал}} = 20$ МПа.

В основу сучасної теорії пластичної деформації покладено такі положення:

- ковзання поширюється по площині зсуву послідовно, а не одночасно;
- ковзання починається від місць порушень кристалічної решітки, які виникають в кристалі при його навантаженні.

Схему механізму деформації представлено на рис. 4.6, *а*.

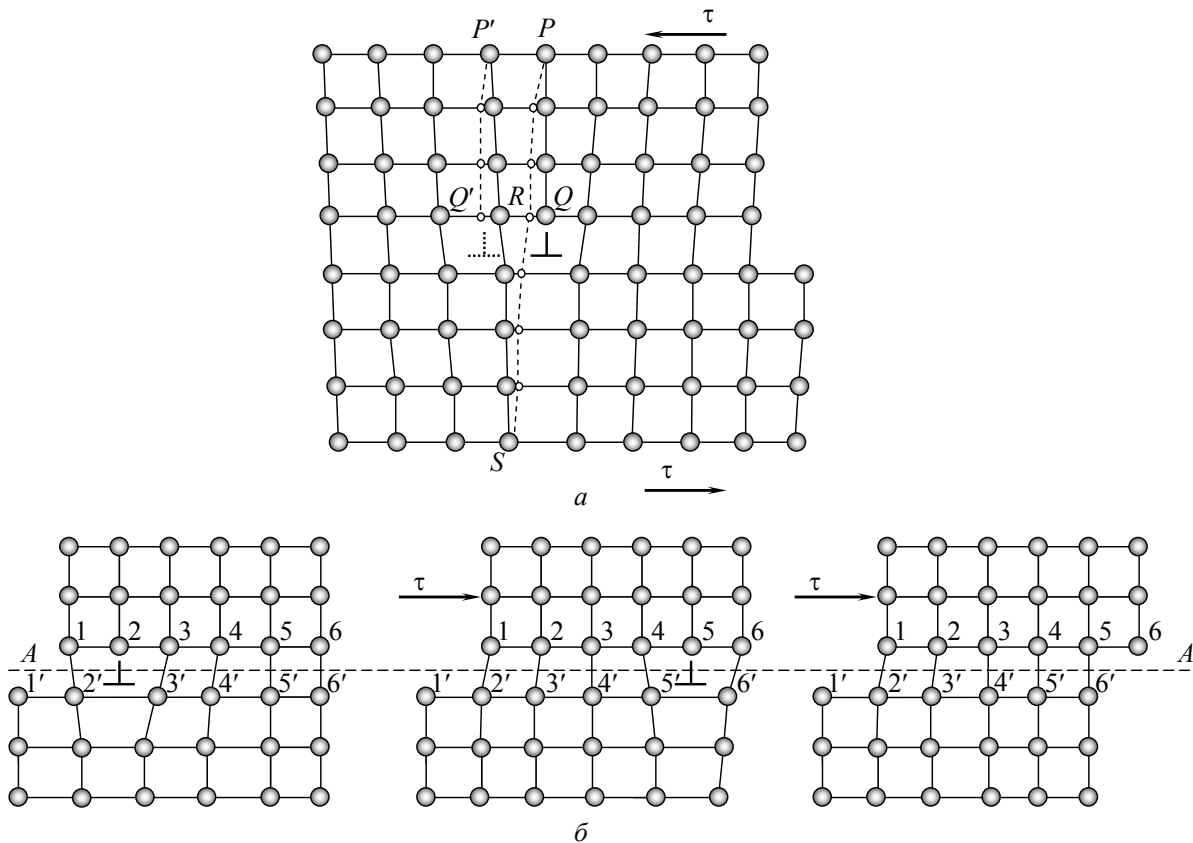


Рис. 4.6. Схема дислокаційного механізму пластичної деформації: *a* – переміщення атомів при русі крайової дислокації на одну міжатомну відстань; *б* – переміщення дислокації вдовж всього кристалу

У рівноважному стані дислокація є нерухомою. Під дією напруги екстраплощина зміщується справа наліво при незначному переміщенні атомів. Нижня частина площини $P'S$ (SR) зміститься вправо та суміститься з нижнім краєм екстраплощини PQ . QR – залишкова деформація.

При подальшому русі дислокація пройде всю площину ковзання та вийде на поверхню зерна. При цьому верхня частина зерна буде зрушеною щодо нижньої на один міжатомний період решітки (рис. 4.6, *б*).

При кожному переміщенні дислокації на один крок необхідно розірвати зв'язок тільки між двома рядами атомів в площині $P'S$, а не між усіма атомами, розташованими вище та нижче площини ковзання. Необхідне зсувне напруження при цьому є малим, та практично дорівнює дійсному.

4.1.4. РУЙНУВАННЯ МЕТАЛІВ

Процес деформації при досягненні високих напруг завершується руйнуванням. Тіла руйнуються по перетину неодноразово, а внаслідок розвитку тріщин. Руйнування включає три стадії: зародження тріщини, її поширення через перетин, остаточне руйнування.

Розрізняють крихке та в'язке руйнування.

Крихке руйнування – відрив одних шарів атомів від інших під дією нормальних напруг, що розтягують. Відрив не супроводжується попередньою деформацією. Механізм зародження тріщини однаковий – завдяки скупченню рухомих дислокацій перед пере-

шкодою (межа субзерен, фазова межа), що призводить до концентрації напружень, достатньої для утворення тріщини. Коли напруга досягає певного значення, розмір тріщини стає критичним та її подальше зростання відбувається довільно.

Для крихкого руйнування характерна гостра тріщина, яка нерідко гілкується (рис. 4.7, *а*). Величина зони пластичної деформації в гирлі тріщини мала. Швидкість поширення крихкої тріщини велика – наближається до швидкості звуку (раптове, катастрофічне руйнування). Енергоємність крихкого руйнування мала, а робота поширення тріщини близька до нуля.

Результатом крихкого руйнування є блискучий світлий кристалічний злам зі струмковою будовою. Крихка тріщина поширюється по декількох паралельних площинах. Площина зламу перпендикулярна нормальним напруженням.

В'язке руйнування – шляхом зрізу під дією дотичних напружень. Йому завжди передує значна пластична деформація.

Тріщина тупа та розкрита (рис. 4.7, *б*). Спостерігається велика величина пластичної зони попереду тріщини. Швидкість поширення тріщини – мала. Енергоємність – значна, енергія витрачається на створення поверхонь розділу та на пластичну деформацію. Велика робота витрачається на поширення тріщини. Поверхня зламу негладка, розсіює світлові промені, матова (волокнистий злам). Площина зламу розташовується під кутом.

За зовнішнім виглядом зламу можна визначити характер руйнування:

– *крихкий* (світлий) злам (рис. 4.8, *а*), поверхня руйнування якого характеризується наявністю блискучих плоских ділянок, такий злам притаманний крихкому руйнуванню;

– *в'язкий* (матовий) злам (рис. 4.8, *г*), поверхня руйнування якого містить досить дрібні уступки – волокна, що утворюються при пластичній деформації зерен в процесі руйнування, цей злам свідчить про в'язке руйнування;

– *змішаний* злам, характер руйнування показано на рис. 4.8, *б, в*.

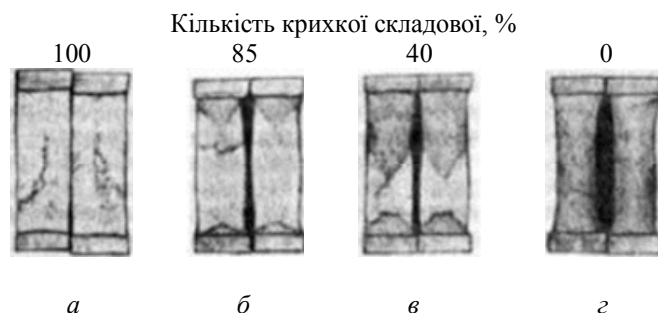


Рис. 4.8. Види зламів сталі: крихкий (*а*), змішаний (*б, в*), в'язкий (*г*)

Вивчення тонкої структури зламу за допомогою електронного мікроскопу (мікрофрактографія) дозволяє більш впевнено судити про в'язке або крихке руйнування. В'язке руйнування характеризується ямковим (чашковим) зломом (рис. 4.9, *а*); ямка – мікропоглиблення на поверхні зламу, яке виникає в результаті утворення, зростання та злиття мікропорожнин. Глибина ямки визначається здатністю металу до локальної пластичної деформації.

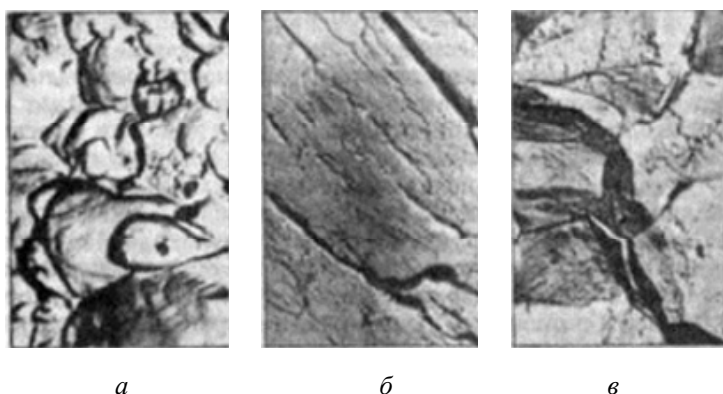


Рис. 4.9. Мікрофрактограмми в'язкого (а), крихкого (б) та інтеркристалічного крихкого (в) зламів ($\times 6000$)

Злам при крихкому руйнуванні має струмковий візерунок (рис. 4.9, б), який представляє собою систему сходинок відколу, що сходяться. Вони утворюються в результаті руйнування перемичок між крихкими тріщинами, які поширюються шляхом відколу по паралельним, близько розташованим кристалографічним площинам. На відміну від в'язкого руйнування крихке руйнування поширюється усередині окремих зерен уздовж площини з найбільш щільною упаковкою атомів, яка називається площиною відколу.

Розрізняють *транскристалічне руйнування* – тріщина поширюється по тілу зерна та *інтеркристалічне* (рис. 4.9, в) – по межах зерен (завжди крихке).

В'язкий «чашковий» та крихкий «струмковий» злами відносяться до транскристалічного руйнування.

При дослідженні на електронному мікроскопі крихке руйнування, яке йде по межах зерен, виявляється у вигляді гладких поверхонь, так званих фасеток, нерідко з наявністю деякої кількості частинок, що виділилися (рис. 4.9, в).

4.2. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СПОСОБИ ВСТАНОВЛЕННЯ ЇХ КІЛЬКІСНИХ ХАРАКТЕРИСТИК

Основними механічними властивостями є *міцність*, *пружність*, *в'язкість*, *твердість*. Знаючи механічні властивості матеріалів, конструктор здатен обґрунтовано обирати саме той матеріал, який забезпечить надійність та довговічність конструкцій при їх мінімальній масі.

Механічні властивості обумовлюють поведінку матеріалу при дії зовнішніх навантажень (деформація, руйнування).

Залежно від умов навантаження механічні властивості можуть виявлятися при:

- статичному навантаженні – навантаження на зразок зростає повільно та плавно;
- динамічному навантаженні – навантаження зростає з великою швидкістю, має ударний характер;
- повторному навантаженні, змінному або циклічному – навантаження в процесі випробування багаторазово змінюється за величиною або по величині та напрямком.

Для отримання порівнянних результатів зразки та методика проведення механічних випробувань регламентовані державними стандартами.

Під час статичного випробування на розтяг отримують характеристики міцності та пластичності.

4.2.1. МІЦНІСТЬ

Міцність – здатність матеріалу чинити опір деформаціям та руйнуванню.

Без попереднього експериментального визначення максимальних напружень, які можуть витримати матеріали під навантаженням при розтягуванні, крученні, зрушенні, неможливо встановити умову міцності та підібрати допустиме навантаження або безпечні розміри конструкції.

ВСТАНОВЛЕННЯ МІЦНОСТІ

Одним з перших, хто здійснював випробування матеріалів на розтяг, був видатний діяч епохи Відродження Леонардо да Вінчі (XV, XVI ст.). Він випробовував на розтягнення дроти різної довжини, заміряючи силу, яка розриває, та подовження в момент розриву. У його замітці «Випробування опору залізних дротів різних довжин» наведено ескіз (рис. 4.10), що ілюструє це випробування.

Однак отримання якісних діаграм розтягування (див. рис. 4.2) стало можливим тільки після того, як російським інженером князем А.Г. Гагаріним (перший директор Санкт-Петербурзького політехнічного інституту) було сконструйовано і побудовано прес для механічних випробувань матеріалів (рис. 4.11).

Інженером-механіком Й. Баушінгером (Німеччина) у 1871 р. були запропоновані зразки матеріалів для випробувань на розтяг (рис. 4.12).



Рис. 4.10. Схема випробувань матеріалів на розтяг

Леонардо да Вінчі



Андрій Григорович Гагарін

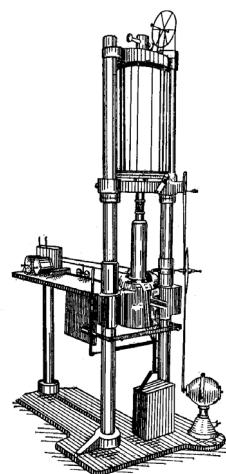
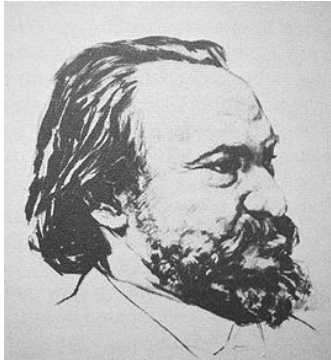


Рис. 4.11. Універсальний гвинтовий прес Гагаріна



Йоганн Баушінгер

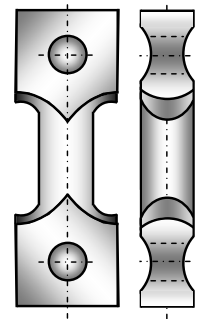


Рис. 4.12. Зразок Баушінгера для випробувань на розтягування та стиснення для вивчення впливу реверсивного навантаження на межі пружності та плинності

В даний час випробування проводяться на спеціальних машинах (рис. 4.13), оснащених аналоговими та цифровими засобами зчитування і візуалізації результатів випробувань, які записують діаграму розтягування (див. рис. 4.2), тобто залежність $\Delta l = f(P)$, де Δl – подовження зразка (мм); P – навантаження (Н).



Рис. 4.13. Сучасні універсальні розривні випробувальні машини

При випробуваннях на розрив використовують спеціальні стандартизовані зразки (рис. 4.14.), форма та розміри яких стандартизовані.

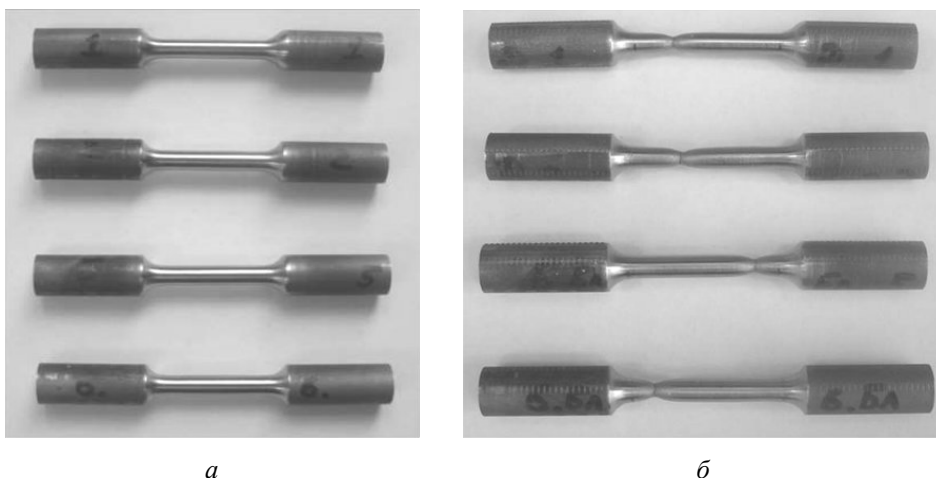


Рис. 4.14. Зразки для випробувань на розтяг до (а) і після (б) випробувань

Для отримання даних за механічними властивостями діаграму розтягування $\Delta l - P$ (абсолютне подовження – навантаження) перебудовують у залежність відносного подовження δ (%) від напруження σ (МПа) – $\delta - \sigma$ (рис. 4.15).

Проаналізуємо процеси, які відбуваються в матеріалі зразка при збільшенні навантаження P .

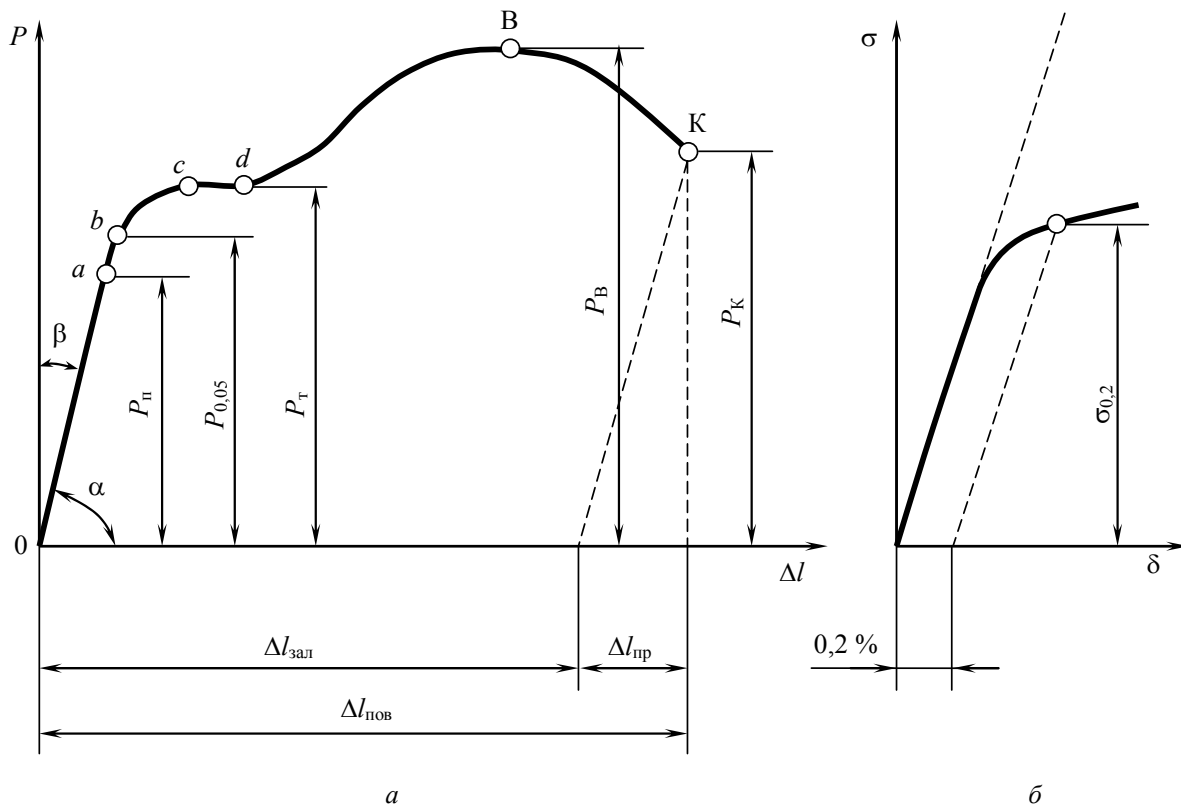


Рис. 4.15. Абсолютна (а) та відносна (б) діаграми розтягування при діючому навантаженні P :

$P_{\text{п}}$ – навантаження при визначенні межі пропорційності $\sigma_{\text{п}}$; $P_{0,05}$ – умовної межі пружності $\sigma_{0,05}$; $P_{\text{т}}$ – фізичної межі плинності $\sigma_{\text{т}}$; $P_{0,2}$ – умовної межі плинності $\sigma_{0,2}$; $P_{\text{в}}$ – межі міцності (тимчасовий опір розриву) $\sigma_{\text{в}}$; $P_{\text{к}}$ – істинного (кінцевого) опору розриву $S_{\text{к}}$; $\Delta l_{\text{пов}}$ – повне абсолютне подовження зразка; $\Delta l_{\text{зал}}$ – залишкове абсолютне подовження; $\Delta l_{\text{пр}}$ – пружне абсолютне подовження; δ – відносне подовження зразку

Межа пропорційності. Ділянка $[0a]$ на діаграмі (рис. 4.15) відповідає пружної деформації матеріалу, коли діє закон Гука. **Межею пропорційності** $\sigma_{\text{п}}$ називається напруження, яке відповідає пружній межі деформації в точці a .

Межа пропорційності $\sigma_{\text{п}}$ – максимальне напруження, до якого зберігається лінійна залежність між деформацією та напругою:

$$\sigma_{\text{п}} = \frac{P_{\text{п}}}{F_0},$$

де $P_{\text{п}}$ – навантаження;

F_0 – площа поперечного перерізу зразка.

При напруженнях вище межі пропорційності відбувається рівномірна пластична деформація (зростання довжини зразка, або звуження його перетину).

Кожному напруженню відповідає залишкове подовження, яке отримуємо проведенням з відповідною точки діаграми розтягування лінії, яка паралельна відрізу $[0a]$.

Умовна межа пружності. Оскільки практично неможливо встановити точку переходу в непружний стан, то встановлюють *умовну межу пружності* – максимальне навантаження, до якого зразок отримує тільки пружну деформацію. Це напруження, при якому залишкова деформація дуже мала – 0,005...0,05 %. У позначенні напруження вказується максимальне значення *залишкової деформації* – $\sigma_{0,05}$:

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}.$$

Межа плинності характеризує опір матеріалу невеликим пластичним деформаціям. Залежно від природи матеріалу використовують *фізичну* або *умовну* межу плинності.

Фізична межа плинності σ_T – це напруження, при якому відбувається збільшення деформації при постійному навантаженні (наявність горизонтальної ділянки [cd] на діаграмі розтягування). Використовується для дуже пластичних матеріалів:

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

Але більшість металів та сплавів не має горизонтальної ділянки плинності [cd].

Умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$ – це напруження, що викликає залишкову деформацію $\delta=0,2$ %:

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}.$$

Фізична та умовна межа плинності є важливими розрахунковими характеристиками матеріалу. Напруження, які діють в деталі, повинні бути нижче межі текучості.

Рівномірна по всьому об'єму пластична деформація триває до значення *межі міцності*. У точці В, тобто в найбільш слабкому місці, починає утворюватися шийка – сильне місцеве стомлення зразка.

Межа міцності σ_B – напруження, яке відповідає максимальному навантаженню, яке витримує зразок до руйнування (*тимчасовий опір розриву*):

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

Утворення шийки характерно для пластичних матеріалів, які мають діаграму розтягування з максимумом.

Межа міцності характеризує міцність як опір значної рівномірної пластичної деформації. За точкою В (рис. 4.15), внаслідок розвитку шийки, навантаження падає, і в точці К відбувається руйнування.

ІСТИННИЙ ОПІР РУЙНУВАННЮ

Істинний опір руйнуванню – це максимальне напруження, яке витримує матеріал в момент, який передуює руйнуванню зразка у точці К (рис. 4.16):

$$S_K = \frac{P_K}{F_K},$$

де F_K – кінцева площа поперечного перерізу зразка.

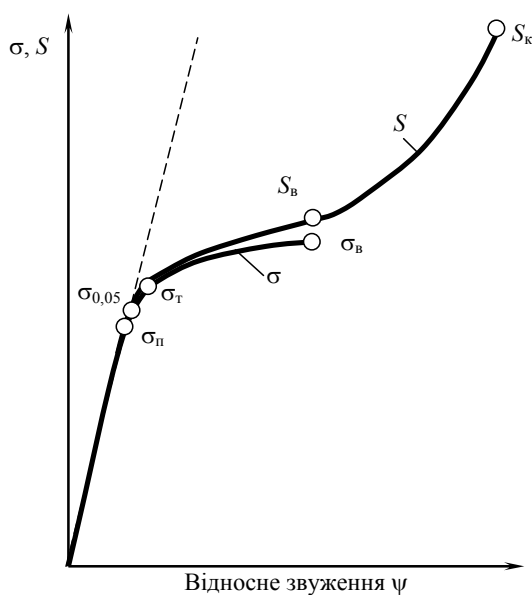


Рис. 4.16. Істинна діаграма розтягування

Істинний опір руйнуванню значно більше межі міцності, так як завжди визначається відповідно кінцевої площі поперечного перерізу зразка.

Істинні напруження S_i визначають як відношення навантаження до площі поперечного перерізу в даний момент часу:

$$S_i = \frac{P_i}{F_i}.$$

При випробуванні на розтягнення визначаються також і характеристики пластичності.

4.2.2. ПЛАСТИЧНІСТЬ

Пластичність – здатність матеріалу до пластичної деформації, тобто здатність отримувати залишкову зміну форми та розмірів без порушення цілісності.

Цю властивість використовують при обробці металів тиском.

Характеристики пластичності:

– *відносне подовження*:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} 100\% = \frac{\Delta l_{\text{зал}}}{l_0} 100\%,$$

де l_0 і l_k – початкова та кінцева довжина зразка, відповідно;

$\Delta l_{\text{зал}}$ – абсолютне подовження зразка, визначається виміром зразка після розриву;

– *відносне звуження*:

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

де F_0 – початкова площа поперечного перерізу;

F_k – кінцева площа поперечного перерізу в шийці після розриву.

Відносне звуження більш точно характеризує пластичність та служить технологічною характеристикою при листовому штампуванні.

Пластичні матеріали більш надійні в роботі, тому що для них менша ймовірність небезпечного крихкого руйнування.

4.2.3. ТВЕРДІСТЬ

Твердість – це опір матеріалу проникненню в його поверхню стандартного тіла (*індентор*), яке не деформується при випробуванні.

Широке поширення випробувань на твердість пояснюється тим, що для них не потрібні спеціальні зразки.

Це неруйнівний метод контролю. Основний метод оцінки якості термічної обробки виробів. Про твердість судять або за глибиною проникнення індентора (метод Роквелла), або за величиною відбитка від вдавнення (методи Брінелля, Віккерса, метод визначення мікротвердості).

У всіх випадках відбувається пластична деформація матеріалу. Чим більше опір матеріалу пластичної деформації, тим вище твердість.

Найбільшого поширення набули методи Брінелля, Роквелла, Віккерса та метод визначення мікротвердості.

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ЗА БРІНЕЛЛЕМ

Випробування проводять на твердомірі Брінелля (рис. 4.17, 4.18). Метод був запропонований шведським інженером Ю. Брінеллем в 1900 р., і згодом став широко використовуваним та стандартизованим методом визначення твердості в металознавстві.



*Юхан Август
Брінелль*

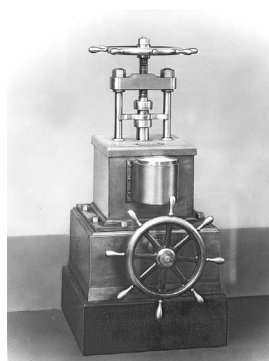


Рис. 4.17. Твердомер Брінелля
на всесвітній виставці в Парижі (1900 р.)

В якості *індентора* використовують сталеву загартовану кульку діаметром $D = 2,5; 5; 10$ мм, в залежності від товщини виробу.

Навантаження F , в залежності від діаметра кульки та вимірюваної твердості: для термічно обробленої сталі та чавуну – $F=30D^2$, литої бронзи та латуні – $F=10D^2$, алюмінію та інших дуже м'яких металів – $F=2,5D^2$.

Тривалість витримки зразка під навантаженням τ для сталі та чавуну дорівнює 10 с, для латуні та бронзи – 30 с.

Діаметр отриманого відбитка d вимірюється в двох напрямках за допомогою відлікових мікроскопів.

Твердість визначається як відношення прикладеного навантаження F до сферичної поверхні відбитка S :

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

або за глибиною проникнення індентора h :

$$HB = \frac{F}{\pi Dh}$$

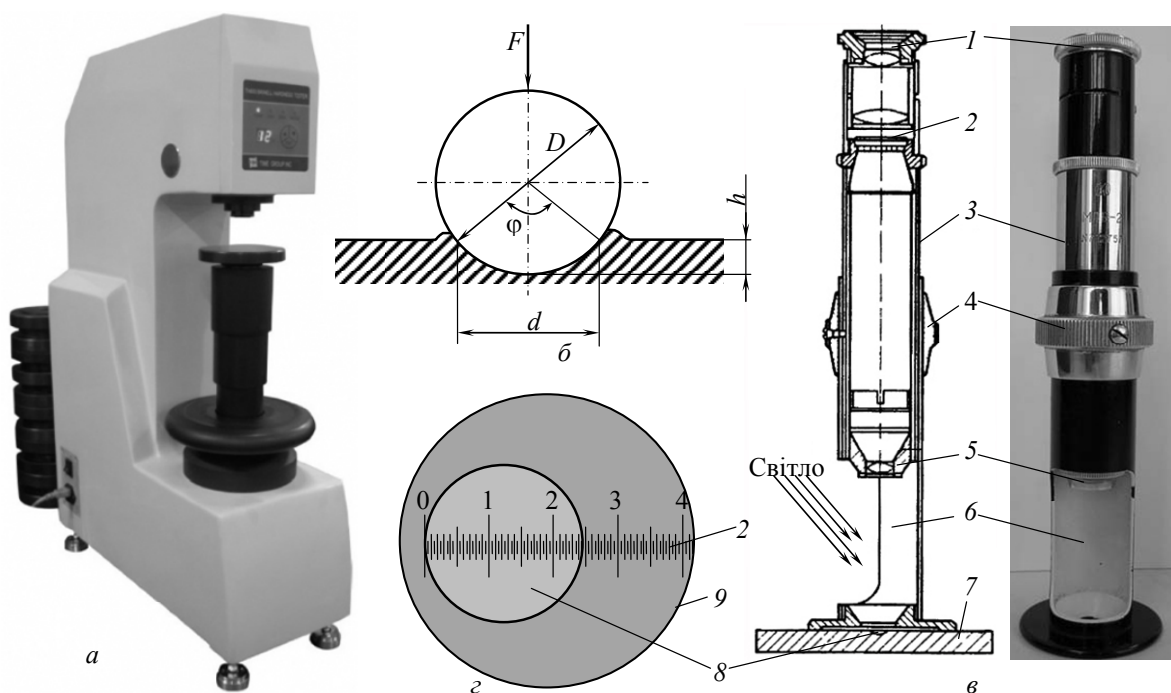


Рис. 4.18. Визначення твердості за Брінеллем: *a* – загальний вигляд прибору; *б* – схема отримання відбитка; *в* – відліковий мікроскоп МПБ-2; *г* – схема вимірювання діаметра відбитка; 1 – окуляр; 2 – шкала; 3 – тубус; 4 – кільце регулювання чіткості зображення; 5 – об’єктив; 6 – корпус; 7 – зразок; 8 – відбиток; 9 – зображення у окулярі

Стандартними умовами при визначенні твердості за Брінеллем є: $D=10$ мм; $F=3000$ кгс ≈ 30 кН; $\tau=10$ с. В цьому випадку твердість за Брінеллем позначається, наприклад, HB 250, в інших випадках вказуються умови, наприклад, HB $D/F/\tau$ – HB 5/250/30-80.

Знаючи твердість за Брінеллем, можна швидко знайти межу міцності σ_B та пластичності σ_T матеріалу, що важливо для прикладних інженерних задач:

– для сталі:

$$\sigma_B = \frac{10HB}{3}, \text{ МПа}, \quad \sigma_T = \frac{10HB}{6}, \text{ МПа};$$

– для алюмінієвих сплавів:

$$\sigma_B = 3,62HB, \text{ МПа};$$

– для мідних сплавів:

$$\sigma_B = 2,6HB, \text{ МПа}.$$

Через те, що метод Брінелля є найстарішим методом визначення твердості, накопичено багато технічної документації, де твердість матеріалів вказана у відповідності до цього методу.

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ЗА РОКВЕЛЛОМ

Метод визначення твердості за Роквеллом базується на втисканні індентора у поверхню під певним навантаженням (рис. 4.19).

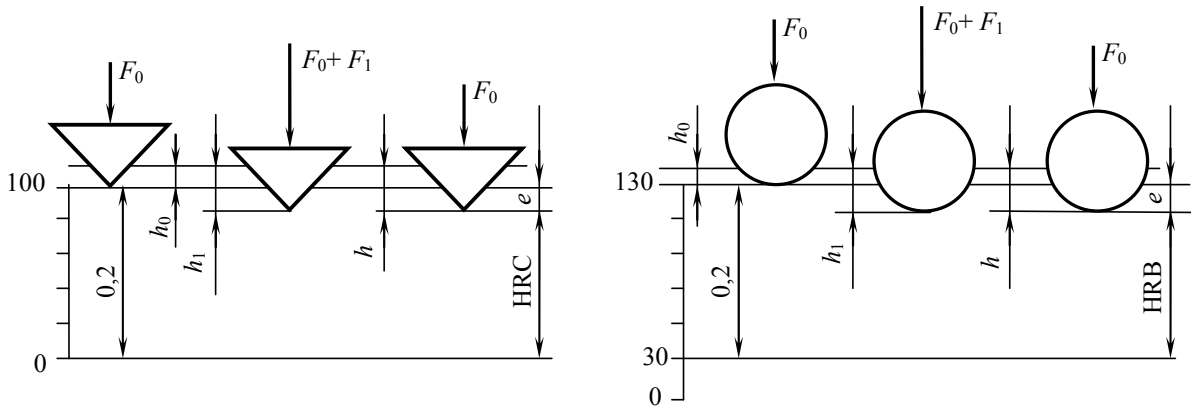


Рис. 4.19. Схема визначення твердості за Роквеллом

Твердомір Роквелла, пристрій для визначення відносної глибини проникнення індентора (рис. 4.20), був винайдений в 1914 р. уродженцями штату Коннектикут (США) Х'ю М. та Стенлі П. Роквеллом.

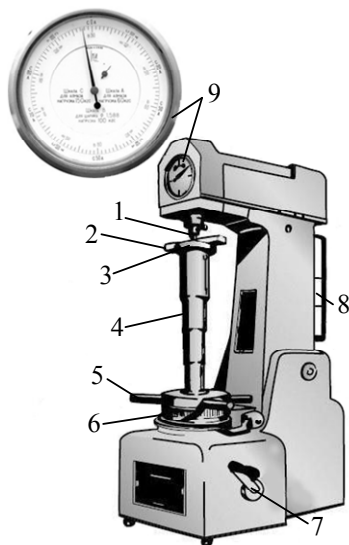


Рис. 4.20. Твердомір Роквелла:
1 – індентор; 2 – зразок;
3 – предметний столик;
4 – підйомний гвинт; 5 – маховик;
6 – регулятор нуля; 7 – важіль
відключення; 8 – вантаж;
9 – індикатор



Х'ю М. Роквелл



Стенлі П. Роквелл

Потреба в цій машині була викликана необхідністю швидкого визначення ефектів термообробки на об'єктах сталевих підшипників. Метод Брінелля для цього завдання не підходив, тому що був повільним, непридатним для загартованих сталей та залишав занадто великий відбиток, щоб розглядати його як неруйнівний.

В якості індентора в методі Роквелла для м'яких матеріалів (до HB 230) використовують сталеву кульку діаметром 1/16" (\varnothing 1,6 мм), для більш твердих матеріалів – алмазний конус.

Навантаження здійснюється в два етапи. Спочатку прикладається попереднє навантаження F_0 (10 кгс = 100 Н) для щільного зіткнення наконечника зі зразком. Потім прикладається основне навантаження F_1 , протягом деякого часу діє спільне робоче навантаження $F=F_0+F_1$. Після зняття основного навантаження фіксують значення твердості за глибиною залишкового втискання індентора h під навантаженням F_0 .

Залежно від природи матеріалу використовують три шкали твердості (табл. 4.1)

Таблиця 4.1

Шкали для визначення твердості за Роквеллом

| Шкала | Позначення | Індентор | Навантаження, кг | | | Застосування |
|-------|------------|---|------------------|-------|-----|---------------------------------|
| | | | F_0 | F_1 | F | |
| A | HRA | Алмазний конус з кутом 120° при вершині | 10 | 50 | 60 | Для особливо твердих матеріалів |
| B | HRB | Кулька \varnothing 1/16 "з карбіду вольфраму (або загартованої сталі) | 10 | 90 | 100 | Для відносно м'яких матеріалів |
| C | HRB | Алмазний конус з кутом 120° при вершині | 10 | 140 | 150 | Для відносно твердих матеріалів |

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ЗА ВІККЕРСОМ

Тест на твердість за Віккерсом був розроблений в 1921 році Робертом Л. Смітом та Джорджем Е. Сендлендом в англійській компанії Vickers Ltd як альтернатива методу Брінелля для вимірювання твердості матеріалів.

Твердість за Віккерсом визначається за величиною відбитка (рис. 4.21).

В якості індентора використовується алмазна чотиригранна піраміда з кутом при вершині 136° .

Твердість розраховується як відношення прикладеного навантаження F до площі поверхні відбитка S :

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{2F \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{F}{d^2}.$$

Навантаження F становить 5...100 кгс \approx 50...100 Н. Діагональ відбитка d вимірюється за допомогою мікроскопа, встановленого на приладі.

Перевагою даного способу є те, що можна вимірювати твердість будь-яких матеріалів, тонких виробів, поверхневих шарів. Метод має високу точність та чутливість.

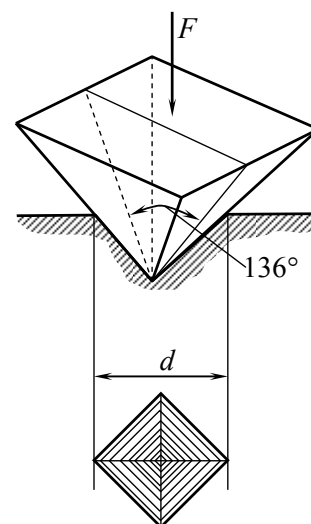


Рис. 4.21. Схема визначення твердості за Віккерсом

МЕТОД ВИЗНАЧЕННЯ МІКРОТВЕРДОСТІ

Метод визначення мікротвердості призначений для оцінки твердості дуже малих (мікроскопічних) об'ємів матеріалів. Його застосовують для вимірювання твердості дрібних деталей, тонкого дроту або стрічки, тонких поверхневих шарів, покриттів тощо. Важливе призначення – оцінка твердості окремих фаз або структурних складових сплавів, а також різниці в твердості окремих ділянок цих складових.

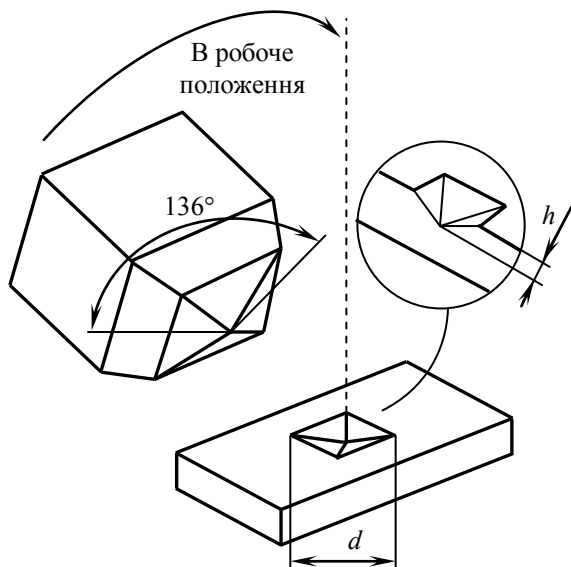


Рис. 4.22. Геометричні параметри індентора і відбитка на поверхні зразка

Метод стандартизований. Індентором при вимірюванні мікротвердості найчастіше є правильна чотиригранна алмазна піраміда з кутом при вершині 136° (рис. 4.22), як і при визначенні твердості за Віккерсом.

Ця піраміда плавно вдавлюється в зразок при навантаженнях 0,05...5 Н. Значення мікротвердості H_μ визначається за формулою

$$H_\mu = \frac{2P \sin \frac{\alpha}{2}}{d^2} = 1,8544 \frac{P}{d^2},$$

де P – навантаження на піраміду 50, 10, 20, 30, 50, 100 або 120 МПА;

α – кут між протилежними гранями піраміди при вершині – 136° ;

d – діагональ відбитка, зазвичай $(7...50) \cdot 10^{-3}$ м.

Крім чотиригранної піраміди з квадратним відбитком (основний – метод відновленого відбитка) можливо використання алмазних наконечників іншої форми (додатковий – метод непоновленого відбитка):

- чотиригранної піраміди з ромбічною основою;
- тригранної піраміди з трикутною основою;
- біциліндричного наконечника.

Наприклад, в *методі Кнупа*, який дуже нагадує метод Віккерса, застосовується піраміда з кутами при вершині на кінці індентора $172,5^\circ$ і 130° (рис. 4.23). Виходячи з цього, даний метод має переваги при контролі вузьких деталей через допуски по відступу та практично не завдає шкоди поверхні. Тест було розроблено в 1939 році американським фізиком, металургом і виробником інструментів Фредеріком Кнупом та його колегами з Національного бюро стандартів США. Цей метод застосовується для контролю твердості крихких тонких зразків, таких, як кераміка та інші спечені матеріали.

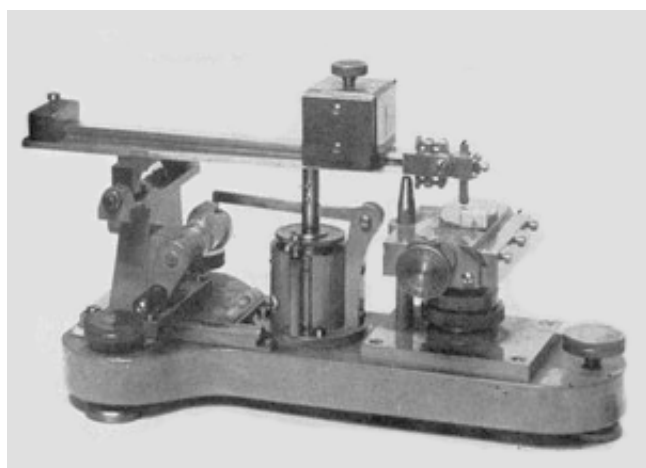
Чисельне значення мікротвердості за методом Кнупа (H_K) розраховується за формулою:

$$H_K = \frac{P}{Cd^2} = \frac{P}{0,07028d^2} = \frac{14,229P}{d^2},$$

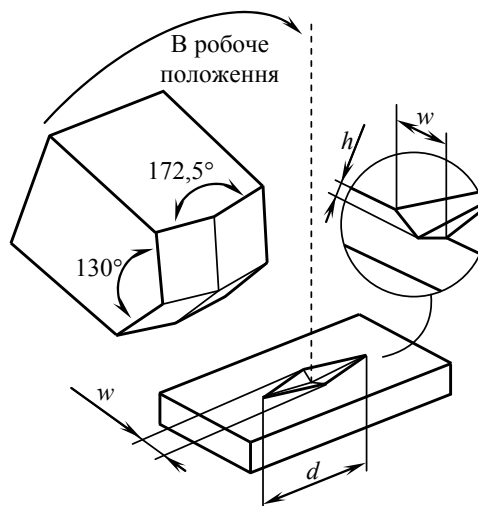
де P – навантаження на індентор, кг;

d – довжина довгої діагоналі, мм;

C – постійна індентора, що представляє собою відношення площі проекції відбитка до квадрату довжини довгої діагоналі (для ідеального індентора $C = 0,07028$).



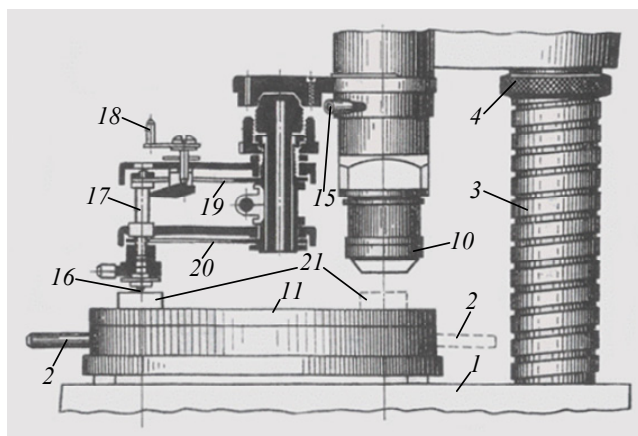
а



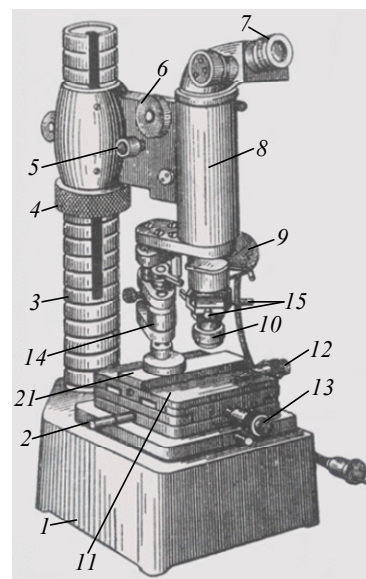
б

Рис. 4.23. Прилад Кнупа (а) і геометричні параметри його індентора (б)

Метод Хрущова – Берковича. З 1950 р. вимірювання мікротвердості проводиться за допомогою спеціального приладу – мікротвердоміра ПМТ-3 конструкції радянського вченого М. М. Хрущова та його учня Е. С. Берковича (рис. 2.24). Точність вимірювання становить $\pm 5\%$.



а



б

Рис. 4.24. Механізм навантаження (а) мікротвердоміру ПМТ-3 (б): 1 – основа; 2 – рукоятка переміщення столика 11 на 180° в горизонтальній площині; 3 – колона з різьбленням; 4 – гайка зі стопорним гвинтом; 5 – мікрометричний гвинт наведення на різкість; 6 – гвинт наведення на різкість; 7 – окуляр мікроскопа; 8 – тубус мікроскопа; 9 – освітлювальний пристрій; 10 – змінний об'єктив; 11 – предметний столик; 12, 13 – мікрометричні гвинти переміщення столика 11; 14 – механізм навантаження; 15 – гвинти переміщення об'єктива; 16 – оправка з індентором; 17 – стрижень для важків; 18 – стопорна рукоятка стрижня 17; 19, 20 – плоскі пружини; 21 – зразок



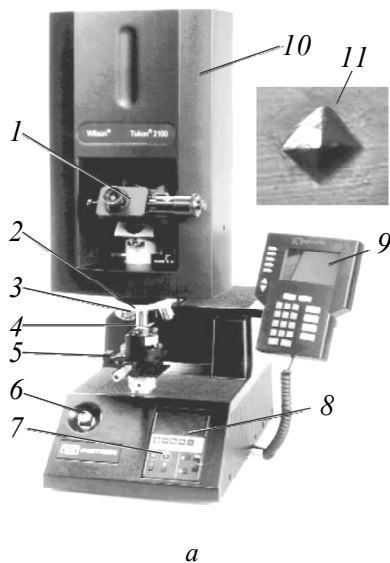
М. М. Хрущов



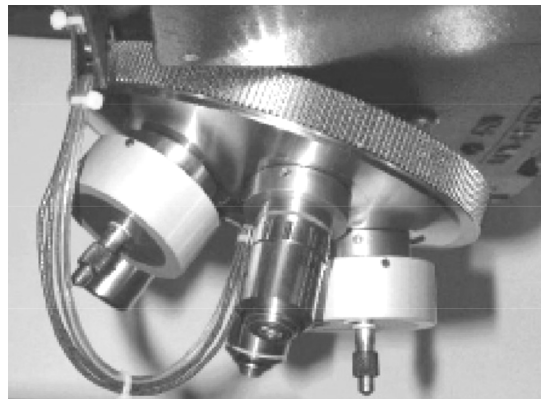
Е. С. Беркович

Сучасні прилади для визначення мікротвердості. Сьогодні для вимірювання мікротвердості застосовують автоматичні прилади з тим же принципом проведення випробувань, але вони оснащені сучасними цифровими пристроями для візуалізації та обробки вимірювальної інформації.

Автоматичний твердомір з тензометричним датчиком навантаження Tukon-2100 (рис. 4.25, а) представляє собою прилад для випробувань на мікротвердість методами Кнупа та Віккерса Американського товариства з випробувань матеріалів.



а



б

Рис. 4.25. Автоматичний мікротвердомір Tukon-2100 (а): 1 – оптичний вузол; 2 – автоматична поворотна турель (б); 3 – динамічний елемент з індентором; 4 – об’єктив; 5 – двохкоординатний столик; 6 – кнопка аварійної зупинки; 7 – кнопка пуску та повернення; 8 – пульт управління приводом; 9 – дисплей з блоком управління; 10 – головка приводу; 11 – зображення відбитка індентора на зразку

Мікротвердомір Tukon-2100 має датчик сили, який забезпечує точність відтворення навантаження на зразок незалежно від рівня установки твердоміра та зусилля оператора. Високошвидкісна електроніка зі зворотним зв’язком забезпечує високоточний контроль величини навантаження, а також дозволяє регулювати швидкість навантаження індентора, що особливо актуально при випробуваннях на мікротвердість крихких матеріалів. Цифровий оптичний вузол мікротвердоміра та багатопозиційна автоматична поворотна турель для трьох об’єктивів і двох датчиків сили з інденторами (рис. 4.25, б) дозволяють проводити вимірювання довжин діагоналей відбитків в автоматичному режимі.

ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ МЕТОДОМ ДРЯПАННЯ

Алмазним конусом, пірамідою або кулькою наноситься подряпина, яка є мірою. При нанесенні подряпин на інші матеріали та порівнянні їх з мірою судять про твердість матеріалу.

Можна нанести подряпину шириною 1 мм під дією певного навантаження при цьому спостерігають за величиною навантаження, яке дає цю ширину.

Способами дряпання та різання твердість визначається відповідно як опір матеріалу дряпання або різанню. Спосіб дряпання розробив Х. Моос на початку XIX ст. Він також запропонував шкалу твердості мінералів відповідно до здатності одного мінералу наносити подряпини на поверхні іншого.

Шкала Мооса (мінералогічна шкала твердості) – десятибальна шкала, яку створено для орієнтовної оцінки відносної твердості матеріалів методом дряпання. Розбиття шкали за балами засноване на наборі еталонних мінералів. В якості еталонів прийнято десять мінералів, розташованих в порядку зростання твердості. Значення шкали від 1 до 10 відповідають десятком досить поширеним мінералам від тальку до алмазу (табл. 4.2).



*Карл Фрідріх
Християн Моос*

Таблиця 4.2

Еталонні мінерали для визначення твердості за Моосом

| Твердість за шкалою Мооса | Еталонний мінерал | Абсолютна твердість | Інші мінерали з аналогічною твердістю |
|---------------------------|--|----------------------|--|
| 1 | Тальк ($\text{Mg}_3\text{Si}_4\text{O}_{10}(\text{OH})_2$) | 1 | Графіт |
| 2 | Гіпс ($\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) | 3 | Галіт, хлорит, слюда |
| 3 | Кальцит (CaCO_3) | 9 | Біотит, золото, срібло |
| 4 | Флюорит (CaF_2) | 21 | Доломіт, сфалерит |
| 5 | Апатит ($\text{Ca}_5(\text{PO}_4)_3(\text{OH}, \text{Cl}, \text{F})$) | 48 | Гематит, лазурит |
| 6 | Ортоклаз (KAlSi_3O_8) | 72 | Опал, рутил |
| 7 | Кварц (SiO_2) | 100 | Гранат, турмалін |
| 8 | Топаз ($\text{Al}_2\text{SiO}_4(\text{OH}, \text{F})_2$) | 200 | Берил (геліодор, аквамарин, смарагд), шпінель |
| 9 | Корунд (Al_2O_3) | 400 | Різновиди корунду – сапфір, рубін |
| 10 | Алмаз (C) | Найтвердіший мінерал | Ельбор (близький), але природного аналога не існує |

Шкала призначена для грубої порівняльної діагностики твердості матеріалів за системою м'якше-твердіше. Випробовуваний матеріал або дряпає еталон, тоді його твердість за шкалою Мооса вище, або дряпається еталоном, тоді його твердість є нижчою за зразок. Таким чином, шкала Мооса інформує тільки про відносну твердість мінералів. Наприклад, корунд (9) в 2 рази твердіше топазу (8), але при цьому майже в 4 рази

менш твердий, ніж алмаз (10). У табл. 4.2 наведено відповідність твердості за шкалою Мооса з абсолютною твердістю, яка вимірюється склерометрами.

Ця десятибальна шкала (від тальку № 1 до алмазу № 10) використовується в мінералогії, а також для оцінки твердості технічної кераміки та монокристалів.

ВИЗНАЧЕННЯ ТВЕРДОСТІ ЗА ШОРОМ

Метод Шора передбачає два способи визначення твердості: методом відскоку та методом вдавлювання.

Визначення твердості за Шором методом відскоку – метод визначення твердості дуже твердих матеріалів, переважно металів, по висоті, на яку після удару відскакує спеціальний бойок (основна частина склероскопа Шора), який вільно і вертикально падає з певної висоти. Твердість за цим методом Шора оцінюється в умовних одиницях, пропорційних висоті відскоку бойка.

Метод, прилад для визначення (рис. 4.26) та шкала запропоновані американським промисловцем А. Шором в 1906 році.



*Альберт Фердинанд
Шор*



Рис. 4.26. Один з перших
склероскопів Шора

Твердість за Шором позначається HS_x , де H – Hardness (твердість), S – Shore (Шор) та x – C або D , які позначають тип шкали, використаної при вимірюванні. Наприклад: 85HSD.

Метод не дає точних показань, оскільки висота відскоку бойка залежить не тільки від твердості випробуваного металу, а й від багатьох інших причин: від товщини металу, від ступеня шорсткості його поверхні, внутрішньої структури тощо. Але цей метод, внаслідок його простоти та оперативності, часто застосовується в заводській практиці – переважно для швидкого контролю результатів термічної обробки сталевих виробів (після гарту та відпуску). Він також дозволяє проводити вимірювання прямо на готових виробах, великогабаритних деталях та криволінійних поверхнях.

Склероскопи Шора (рис 4.27, 4.28) оснащуються бойком з алмазним наконечником сферичної форми.

Склероскоп Шора моделі C (рис. 4.27) представляє собою порожню трубку з вікном, на якій нанесені поділки шкали, в ній падає легкий бойок масою 2,5 г та радіусом сфери алмазу 1,25 мм. Висота відскоку реєструється візуально. Для випробування м'яких матеріалів допускається застосування бойка зі сталевим тупим наконечником.

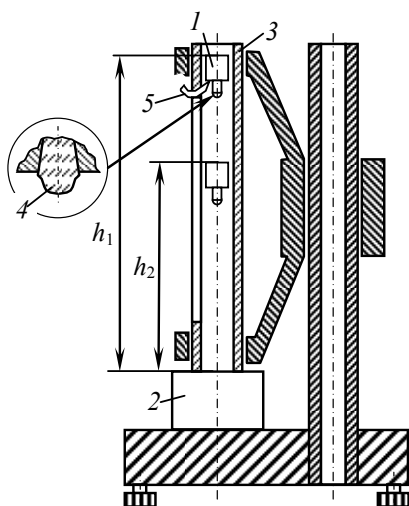


Рис. 4.27. Схема склероскопу Шора: 1 – боек, 2 – випробуваний зразок, 3 – трубка склерометра, яка встановлена на штатив, 4 – алмаз; 5 – спусковий механізм: h_1 – висота падіння бойка; h_2 – висота відскоку бойка



Рис. 4.28. Універсальний електронний динамічний твердомір зі шкалою Шора (склероскоп)

Склероскоп Шора моделі D – це порожня трубка, в якій падає важкий боек масою 36,0 г та радіусом сфери алмазу 1 мм. Висота відскоку реєструється або механічним індикаторним пристроєм, або електронним (рис. 4.28). У першому випадку значення твердості виходять менш точними, внаслідок збільшення втрат.

У верхній частині трубки в моделях склероскопів С та D є спусковий механізм, призначений для утримання та відпускання бойка. Трубка склероскопа є знімною частиною, яка встановлюється на спеціальну підставку (штатив), що має в своєму складі предметний столик.

Склероскопи Шора забезпечуються зразками твердості.

Величина твердості за Шором не має точного методу співвідношення з величини твердості та міцності при розтягуванні.

Твердість за Шором методом вдавлення використовується для вимірювання твердості низькомодульних матеріалів. Зазвичай це полімери: пластмаси, еластomers, каучук та продукти їх вулканізації.

Метод та шкала були запропоновані А. Шором в 1920-х роках. Він же розробив відповідний вимірювальний прилад – дюрометр. Ця методика регулюється міжнародним стандартом ISO 868 та іншими національними стандартами.

Твердість за Шором у методі вдавлення позначається у вигляді числового значення шкали, до якого приписується літера, яка вказує тип шкали з явним зазначенням назви методу вимірювання твердості або приладу. наприклад:

- «Твердість за Шором 80А»;
- «Твердість по дюрометру 80А»;
- допускається «Твердість за Шором 80 за шкалою D»;
- допускається в таблицях «Твердість, од. Шора А».

Метод дозволяє вимірювати глибину початкового вдавлення, глибину вдавлення після заданих періодів часу або і те й інше разом.

Метод є емпіричним випробуванням. Не існує простої залежності між твердістю, яка визначається за допомогою даного методу, та будь-якими фундаментальними властивостями матеріалу, що випробується.

Метод відрізняється порівняно великим розкидом значень результатів вимірювань, але зручний своєю простотою (в тому числі конструкцією вимірювального приладу) та оперативністю проведення вимірювань, дозволяючи робити їх в тому числі й на готових виробах, великогабаритних деталях і криволінійних поверхнях досить великих радіусів. Через це він набув широкого поширення у виробничій практиці.

Вимірюється глибина вдавлювання в матеріал певного індентора під дією сили в заданих умовах.

Твердість при вдавлюванні обернено пропорційна глибині вдавлювання та залежить від модуля пружності і в'язкоеластичних властивостей матеріалу. На одержувані результати впливає форма індентора та сила, яка додається до нього, тому між результатами, отриманими при випробуваннях з дюрометрами різних типів або іншими приладами для вимірювання твердості, не може бути прямій залежності.

Для вимірювання дюрометром Шора застосовуються шкали, що використовуються для матеріалів з різними властивостями. Дві найбільш поширених шкали – тип А і тип D. Дюрометри для цих типів шкал розрізняються по конструкції індентора (рис. 4.29). Шкала типу А призначена для більш м'яких матеріалів, D – для більш твердих. Крім того стандарт ASTM D2240 передбачає в цілому 12 шкал вимірювань, що використовуються в залежності від цільового завдання; розрізняють типи: А, В, С, D, DO, Е, М, О, OO, OOO, OOO-S та R. Всі шкали діляться від 0 до 100 умовних одиниць, при цьому високі значення відповідають більш твердим матеріалам.

У конструкції дюрометрів Шора типів А та D (рис. 4.29, а) входять такі частини:

- опорна поверхня (площа не менше 100 мм²) з отвором діаметром від 2,5 до 3,5 мм, центр якого знаходиться на відстані не менше 6 мм від будь-якого краю опори;
- індентор у вигляді загартованого сталевго стрижня діаметром 1,10...1,40 мм;
- індикаторний пристрій, що показує ступінь висунення кінчика індентора за межі опорної поверхні.

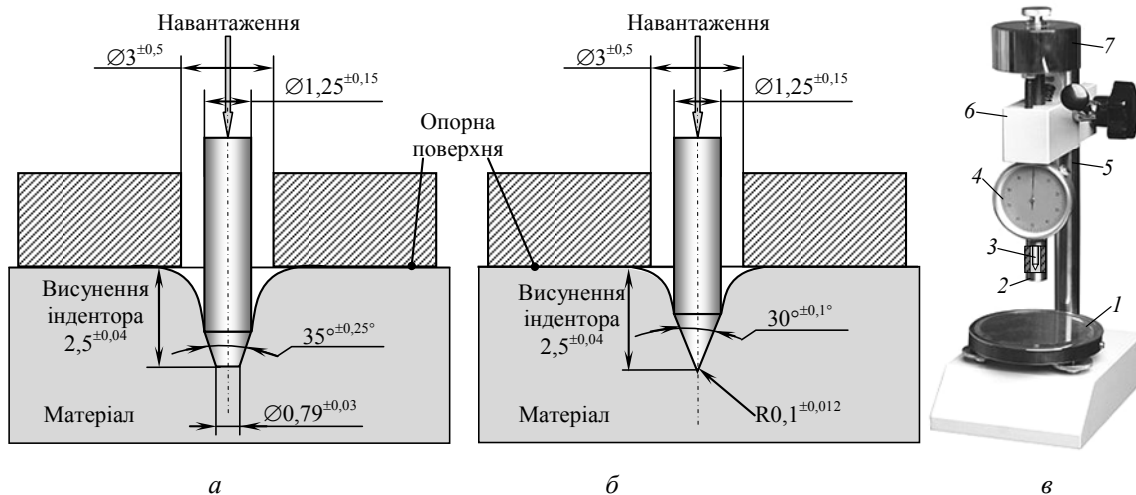


Рис. 4.29. Індентори для дюрометрів типів А (а) і D (б) та аналоговий дюрометр Шора (в):

1 – предметний столик; 2 – опорна поверхня; 3 – індентор; 4 – індикаторний пристрій; 5 – штатив;
6 – пристрій навантаження; 7 – вантаж

Ступінь висунення індентора може бути виміряна безпосередньо в умовних одиницях в діапазоні від 0, для повного висунення кінчика індентора, рівного $2,50^{+0,04}$ мм, до 100 при відсутності будь-якого висунення взагалі, яке відбувається, наприклад, в тому випадку, коли опорну поверхню індентора щільно притискають до скляної пластинки.

Твердоміри забезпечуються спеціальним пристосуванням або елементами кріплення вантажу (по осі індентора), які дозволяють створювати певне притискне зусилля F (мН):

- за дюрометром типу А: $F=550+75HA$, де HA – твердість;
- за дюрометром типу D: $F=445HD$, HD – твердість.

Дане зусилля може коригуватися нормативно-технічною документацією на конкретні матеріали.

4.2.4. В'ЯЗКІСТЬ

В результаті проведення динамічних випробувань на ударний вигин спеціальних зразків з надрізом оцінюється в'язкість матеріалів та встановлюється їх схильність до переходу з в'язкого стану в крихке.

В'язкість – здатність матеріалу поглинати механічну енергію зовнішніх сил внаслідок пластичної деформації.

В'язкість є енергетичною характеристикою матеріалу, виражається в одиницях роботи. В'язкість металів та сплавів визначається їх хімічним складом, термічною обробкою та іншими внутрішніми факторами.

Також в'язкість залежить від умов, в яких працює метал (температури, швидкості навантаження, наявності концентраторів напруги).

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ НА В'ЯЗКІСТЬ

З підвищенням температури в'язкість збільшується (рис. 4.30).

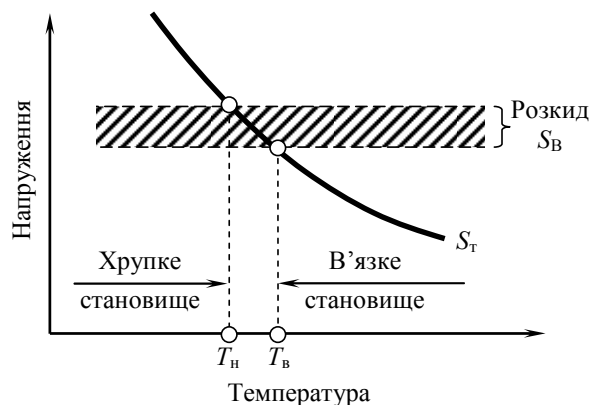


Рис. 4.30. Вплив температури на пластичний та крихкий стан

Межа плинності S_T істотно змінюється зі зміною температури, а опір розриву S_B не залежить від температури. При температурі вище T_v межа плинності менше опору розриву $S_T < S_B$. При навантаженні спочатку має місце пластична деформація, а потім – руйнування. Метал знаходиться у в'язкому стані.

При температурі нижче T_n опір відриву менше межі текучості $S_T > S_B$. У цьому випадку метал руйнується без попередньої деформації, тобто знаходиться в крихкому стані. Перехід з в'язкого стану в крихке здійснюється в інтервалі температур $T_n - T_v$.

Холоднокрихкість називається схильність металу до переходу в крихкий стан зі зниженням температури.

Холоднокрихкими є залізо, вольфрам, цинк та інші метали, що мають об'ємноцентровану кубічну та гексагональну щільноупаковану кристалічну решітку.

СПОСОБИ ОЦІНКИ В'ЯЗКОСТІ



Жорж Августин
Альберт Шарпі

Ударна в'язкість характеризує надійність матеріалу, його здатність чинити опір крихкому руйнуванню.

Випробування на ударну в'язкість (ударний вигин за Шарпі) проводять на зразках з надрізами певної форми та розмірів.

При випробуванні призматичний зразок, що лежить на двох опорах, піддається удару маятникового копра, який піднімають на певну висоту (рис. 4.31), причому лінія удару знаходиться посередині між опорами та безпосередньо навпроти надрізу у зразках з надрізом. Для металів оцінюється поглинена енергія удару в Дж, а для пластмас – ударна в'язкість (енергія, віднесена до площі поперечного перерізу в місці удару) в Дж/м². Оскільки значення енергії удару для різних матеріалів залежать від температури, то випробування проводять при заданих температурах.

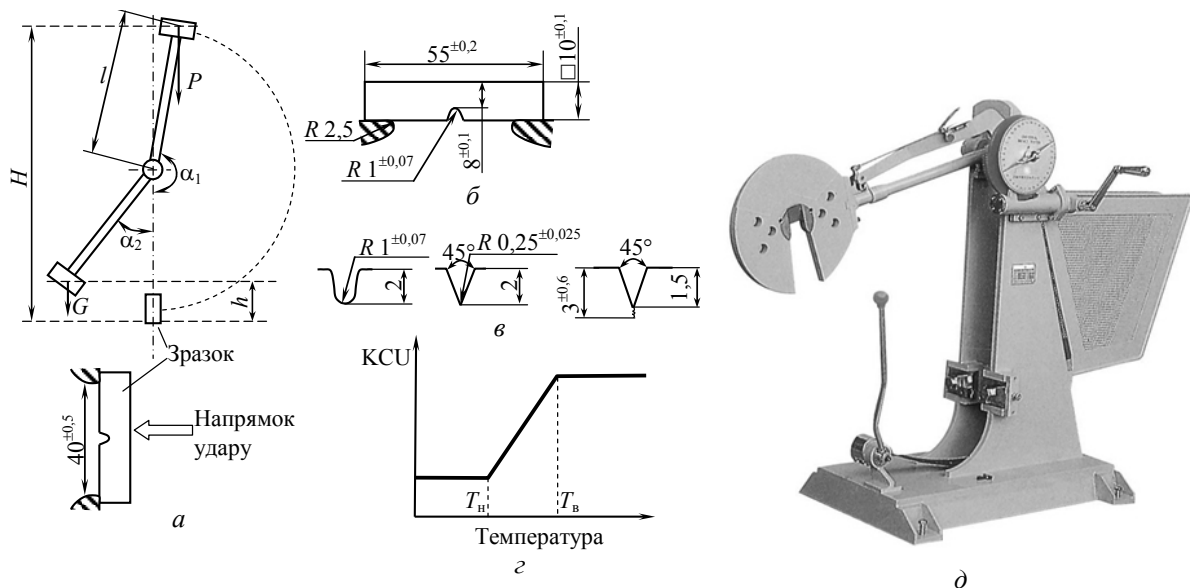


Рис. 4.31. Випробування на ударну в'язкість: *а* – схема маятникового копра; *б* – стандартний зразок з надрізом; *в* – види концентраторів напружень; *г* – залежність в'язкості від температури; *д* – загальний вигляд приладу

На руйнування зразка витрачається робота:

$$A = P(H - h),$$

де P – вага маятника;

H – висота підйому маятника до удару;

h – висота підйому маятника після удару.

Характеристикою в'язкості є *ударна в'язкість* a_H , – питома робота руйнування:

$$a_n = \frac{A}{F_0},$$

де F_0 – площа поперечного перерізу в місці надрізу.

Ударну в'язкість позначають КСV. КСУ. КСТ. КС – символ ударної в'язкості, третій символ показує вид надрізу: гострий (V), з радіусом заокруглення (U), тріщина (Т) (рис. 4.31, в).

Серійні випробування для оцінки схильності металу до хладноламкості і визначення критичних порогів хладноламкості.

Випробують серію зразків при різних температурах та будують криві залежності ударної в'язкості від температури ($T_n - T_v$) (рис. 4.31, з), визначаючи *пороги хладноламкості*.

Поріг хладноламкості – температурний інтервал зміни характеру руйнування. Є важливим параметром конструкційної міцності. Чим нижче поріг хладноламкості, тим менш чутливий метал до концентраторів напружень (різкі переходи, отвори, риски) та до швидкості деформації.

Оцінка в'язкості за виглядом зламу. При в'язкому стані металу в зламі більше 90 % волокон, за верхній поріг хладноламкості T_v приймається температура, що забезпечує такий стан. При крихкому стані металу в зламі 10 % волокон, за нижній поріг хладноламкості T_n приймається температура, яка забезпечує такий стан. У техніці за поріг хладноламкості приймають температуру, при якій в зламі 50 % в'язкої складової. Причому ця температура повинна бути нижче температури експлуатації виробів не менше, ніж на 40 °С.

Випробування на витривалість дають характеристики втомної міцності.

Втома – руйнування матеріалу при повторних знакозмінних напруженнях, величина яких не перевищує межі текучості.

Втомна міцність – здатність матеріалу чинити опір втомі.

Процес втоми складається з трьох етапів, відповідні цим етапам зони зламу показані на рис. 4.32.

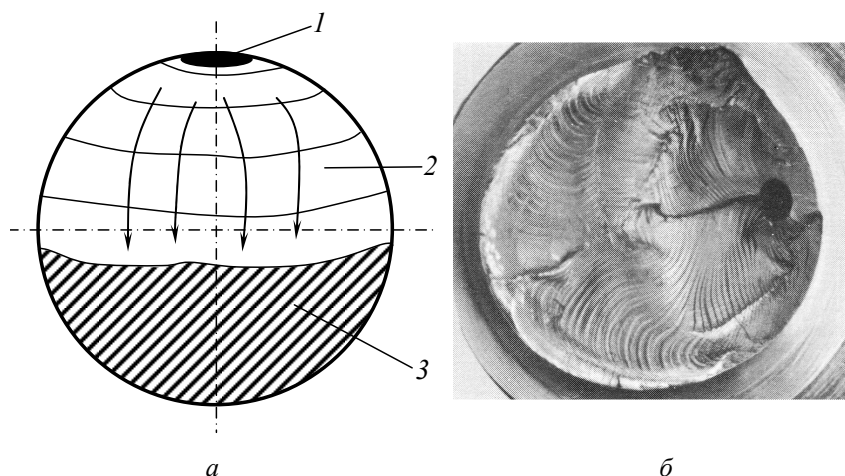


Рис. 4.32. Схема зародження та розвитку тріщини при змінному вигині круглого зразка (а) та вигляд втомного руйнування (б): 1 – утворення тріщини в найбільш навантаженій частини перетину, яка зазнала мікродеформації та набула максимального зміцнення; 2 – поступове поширення тріщини, гладка притерта поверхня; 3 – остаточне руйнування, зона «долому», живий переріз зменшується, а справжнє напруження збільшується, поки не відбувається крихке або в'язке руйнування

Характеристики втомної міцності визначаються при циклічних випробуваннях «вигин при обертанні». Схему представлено на рис. 4.33.

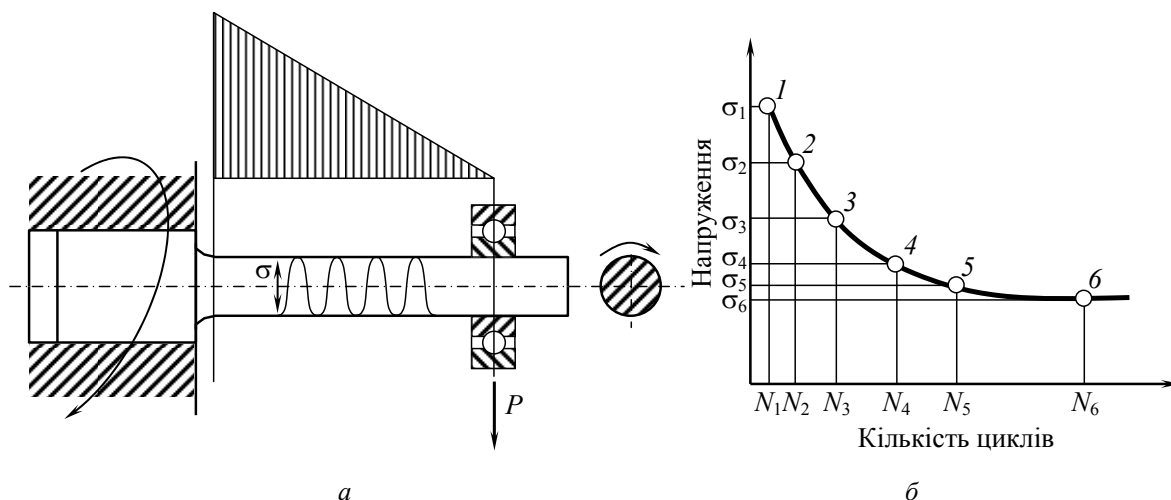


Рис. 4.33. Випробування на втому (а), крива втоми (б)

Межа витривалості (σ_{-1} – при симетричній зміні навантаження, σ_R – при несиметричній зміні навантаження) – максимальне напруження, яке витримується матеріалом за довільно велику кількість циклів навантаження N .

Обмежена межа витривалості – максимальне напруження, яке витримується матеріалом за певну кількість циклів навантаження або час.

Живучість – різниця між числом циклів до повного руйнування та кількістю циклів до появи втомної тріщини.

4.3. КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ, ОСОБЛИВОСТІ ДЕФОРМАЦІЇ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ ТІЛ, НАКЛЕП, ПОВЕРНЕННЯ ТА РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ

4.3.1. КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ

В результаті випробувань матеріалів отримують характеристики:

- силові (межа пропорційності, межа пружності, межа плинності, межа міцності, межа витривалості);
- деформаційні (відносне подовження, відносне звуження);
- енергетичні (ударна в'язкість).

Всі вони характеризують загальну міцність матеріалу незалежно від призначення, конструкції та умов експлуатації. Висока якість деталі може бути досягнута тільки при врахуванні всіх особливостей, які мають місце в процесі роботи деталі, і які визначають її *конструкційну міцність*.

Конструкційна міцність – комплекс властивостей, що впливають на міцність, які знаходяться в найбільшій кореляції зі службовими властивостями даного виробу, забезпечують тривалу та надійну роботу матеріалу в умовах експлуатації.

На конструкційну міцність впливають такі чинники:

- конструктивні особливості деталі (форма та розміри);

- механізми різноманітних видів руйнування деталі;
- стан матеріалу в поверхневому шарі деталі;
- процеси, які відбуваються в поверхневому шарі деталі та призводять до відмов при роботі.

Необхідною умовою створення якісних конструкцій при економному використанні матеріалу є врахування додаткових критеріїв, що впливають на конструкційну міцність. Цими критеріями є *надійність* та *довговічність*.

Надійність – властивість виробів, виконувати задані функції, зберігаючи експлуатаційні показники в заданих межах протягом необхідного часу або опір матеріалу крихкому руйнуванню.

Розвиток крихкого руйнування відбувається при:

- низьких температурах;
- наявності тріщин;
- підвищених залишкових напругах;
- розвитку втомних процесів та корозії.

Критеріями, що визначають надійність, є температурні інтервали хладноламкості, опір поширенню тріщин, ударна в'язкість, характеристики пластичності, живучість.

Довговічність – здатність деталі зберігати працездатність до певного стану.

Довговічність визначається втомою металу, процесами зносу, корозії та іншими, які викликають поступове руйнування та не тягнуть аварійних наслідків, тобто умови роботи.

Критеріями, що визначають довговічність, є втомна міцність, зносостійкість, опір корозії, контактна міцність.

Загальними принципами вибору критеріїв для оцінки конструкційної міцності є:

- аналогія виду напруженого стану в випробовуваних зразках та виробах;
- аналогія умов випробування зразків та умов експлуатації (температура, середовище, порядок навантаження);
- аналогія характеру руйнування та виду зламу в зразку та виробі.

4.3.2. ОСОБЛИВОСТІ ДЕФОРМАЦІЇ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ ТІЛ

Розглянемо холодну пластичну деформацію полікристалу. Пластична деформація металів та сплавів як полікристалічних тіл, має деякі особливості в порівнянні з пластичною деформацією монокристала.

Деформація полікристалічного тіла складається з деформації окремих зерен та деформації в приграничнихних об'ємах. Окремі зерна деформуються *ковзанням* та *двійникуванням*, проте взаємозв'язок зерен та їх множинність в полікристалі вносять свої особливості в механізм деформації.

Площини ковзання зерен довільно орієнтовані в просторі, тому під впливом зовнішніх сил напруження в площинах ковзання окремих зерен будуть різними. Деформація починається в окремих зернах, в площинах ковзання яких виникають максимальні дотичні напруження. Сусідні зерна будуть розгортатися та поступово втягуватися в процес деформації. Деформація призводить до зміни форми зерен: зерна надбувають форми, витягнутої в напрямку найбільш інтенсивної течії металу (повертаються осями найбільшої міцності вздовж напрямку деформації). Зміну структури при деформації показано на рис. 4.34.

Метал набуває волокнистої будови. Волокна з витягнутими уздовж них неметалевими включеннями є причиною неоднаковості властивостей вздовж та поперек воло-

кон. Одночасно зі зміною форми зерен в процесі пластичної деформації відбувається зміна орієнтування в просторі їх кристалічної решітки.

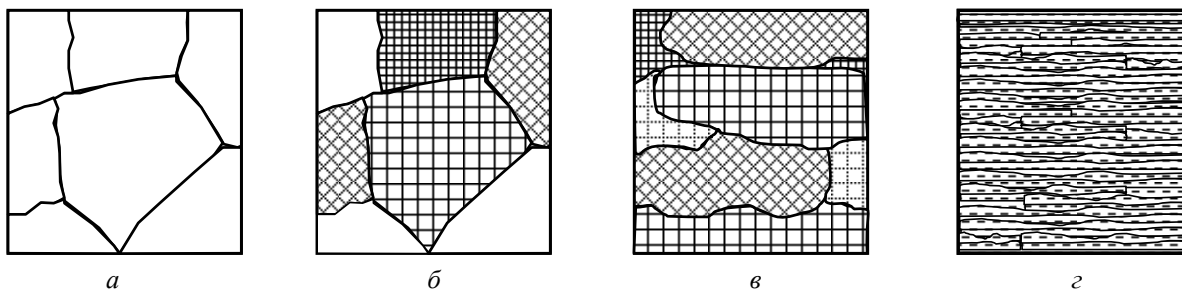


Рис. 4.34. Зміна мікроструктури при пластичній деформації:
 $\varepsilon=0\%$ (а); $\varepsilon\approx 1\%$ (б); $\varepsilon\approx 40\%$ (в); $\varepsilon\approx 80\%$ (з)

Коли кристалічні решітки більшості зерен набувають однакового орієнтування, виникає *текстура деформації*.

4.3.3. ВПЛИВ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ: НАКЛЕП

Текстура деформації створює кристалічну анізотропію, при якій найбільша різниця властивостей проявляється для напрямків, розташованих під кутом 45° один до одного.

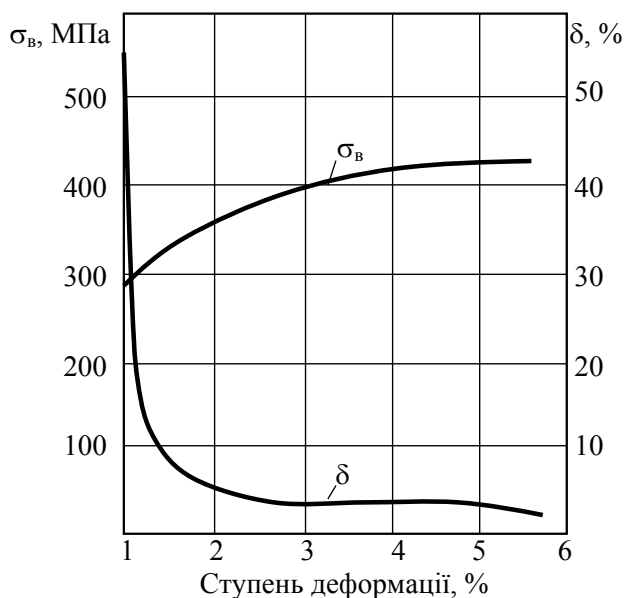


Рис. 4.35. Вплив холодної пластичної деформації на механічні властивості металу

Зі збільшенням ступеня деформації характеристики пластичності (відносно подовження, відносно звуження) та в'язкості (ударна в'язкість) зменшуються, а характеристики міцності (межа пружності, межа плинності, межа міцності) та твердість збільшуються (рис. 4.35). Також підвищується електроопір, знижуються опір корозії, теплопровідність, магнітна проникність.

Сукупність явищ, пов'язаних зі зміною механічних, фізичних та інших властивостей металів в процесі пластичної деформації називають *деформаційним зміцненням* або *наклепом*.

Зміцнення при наклепі пояснюється зростанням на кілька порядків щільності дислокацій:

$$\rho = 10^6 \dots 10^8 \rightarrow 10^{11} \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}.$$

Їх вільне переміщення ускладнюється взаємним впливом, а також гальмуванням дислокацій в зв'язку із подрібненням блоків та зерен, спотвореннями решітки металів, виникненням напружень.

4.3.4. ВПЛИВ НАГРІВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ДЕФОРМОВАНОГО МЕТАЛУ: ПОВЕРНЕННЯ І РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ

Деформований метал знаходиться в *нерівноважному стані*. Перехід до *рівноважного стану* пов'язаний зі зменшенням спотворень в кристалічній решітці, зняттям напружень, що визначається можливістю переміщення атомів.

При низьких температурах рухливість атомів мала, тому стан наклепу може зберігатися необмежено довго.

При підвищенні температури металу в процесі нагрівання після пластичної деформації дифузія атомів збільшується і починають діяти процеси знеміцнення, які приводять метал в більш рівноважний стан – *повернення і рекристалізація*.

Повернення. Невеликий нагрів викликає прискорення руху атомів, зниження щільності дислокацій, усунення внутрішніх напружень і відновлення кристалічної решітки.

Процес часткового знеміцнення і відновлення властивостей називається відпочинком (перша стадія повернення) та відбувається при температурі

$$T=(0,25...0,3)T_{пл.}$$

Повернення зменшує спотворення кристалічної решітки, але не впливає на розміри та форму зерен і не перешкоджає утворенню текстури деформації.

При гарячій обробці металів (прокатка, кування тощо) спостерігається перебудова та упорядкування дислокаційної структури металів. Таке явище називається *полігонізацією*.

Полігонізація – процес поділу зерен на частини: фрагменти (полігони) в результаті ковзання та переповзання дислокацій.

При температурах повернення можливе групування дислокацій однакових знаків в стінки, розподіл зерна малокутовими межами (рис. 4.36).

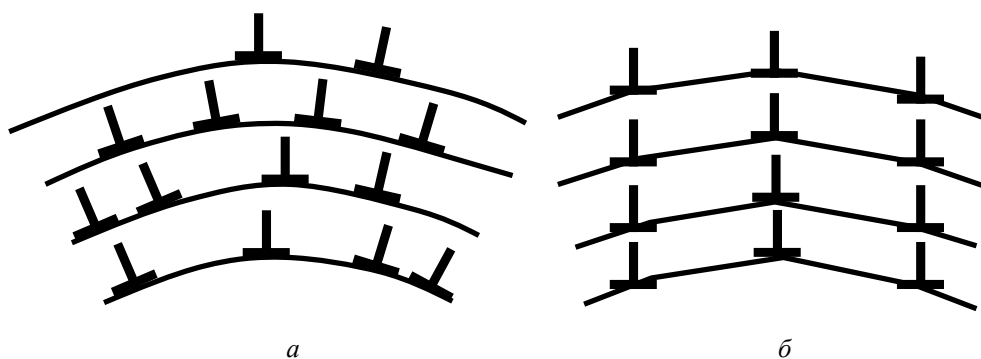


Рис. 4.36. Схема полігонізації: а – хаотичне розташування крайових дислокацій в деформованому металі; б – дислокаційні стінки після полігонізації

У полігонізованому стані кристал має меншу енергію, тому утворення полігонів – процес енергетично вигідний.

Процес протікає при невеликих ступенях пластичної деформації. В результаті на 10...15 % знижується міцність та підвищується пластичність (рис. 4.37). Межі полігонів мігрують в бік більшої об'ємної щільності дислокацій, приєднуючи нові дислокації, завдяки чому кути разорієнтування зерен збільшуються (зерна аналогічні зернам, що утворюються при рекристалізації). Змін в мікроструктурі не спостерігається. Температура початку полігонізації не є постійною. Швидкість процесу залежить від природи металу, вмісту домішок, ступеня попередньої деформації.

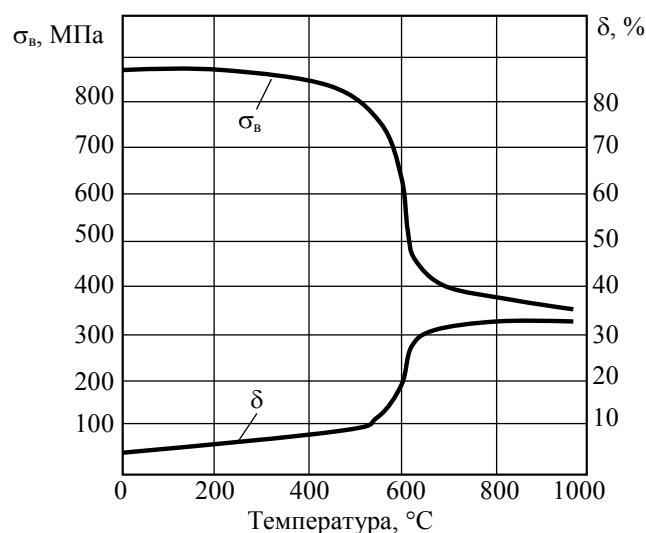


Рис. 4.37. Вплив нагрівання деформованого металу на механічні властивості

При нагріванні до досить високих температур рухливість атомів зростає та відбувається *рекристалізація* (рис. 4.38).

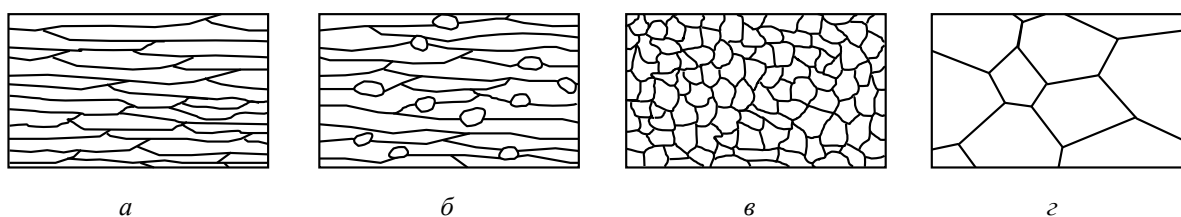


Рис. 4.38. Зміна структури деформованого металу при нагріванні: *а* — наклепаний метал; *б* — початок первинної рекристалізації; *в* — кінець первинної рекристалізації; *г* — збірна рекристалізація

Рекристалізація — процес зародження та зростання нових недеформованих зерен при нагріванні наклепаного металу до певної температури.

Нагрівання металу до температур рекристалізації супроводжується різкою зміною мікроструктури та властивостей. Нагрівання призводить до різкого зниження міцності при одночасному зростанні пластичності. Також знижується електроопір та підвищується теплопровідність.

Перша стадія — *первинна рекристалізація* — полягає в утворенні центрів кристалізації та зростанні нових рівноважних зерен з неспотвореною кристалічною решіткою. Нові зерна виникають біля границь старих зерен і блоків, де решітка була найбільш спотворена. Кількість нових зерен поступово збільшується, і в структурі не залишається старих деформованих зерен.

Рушійною силою первинної рекристалізації є енергія, яка акумульована в наклепаному металі. Система прагне перейти в стійкий стан з неспотвореною кристалічною решіткою.

Друга стадія — *збірна рекристалізація* — полягає в зростанні нових зерен, що утворилися.

Рушійною силою є поверхнева енергія зерен. При дрібних зернах поверхня розділу велика, тому є великий запас поверхневої енергії. При укрупненні зерен загальна протяжність границь зменшується, і система переходить в більш рівноважний стан.

Температура початку рекристалізації пов'язана з температурою плавлення:

$$T_{\text{рек}} = aT_{\text{пл}},$$

де a – коефіцієнт, що дорівнює: для металів 0,4; для сплавів «тверді розчини» 0,5...0,8; для металів високої чистоти 0,1...0,2.

На властивості металу впливає розмір зерен, які утворилися при рекристалізації. В результаті утворення великих зерен при нагріванні починають знижуватися міцність та пластичність металу.

Основними чинниками, що визначають величину зерен металу при рекристалізації, є температура, тривалість витримки при нагріванні та ступінь попередньої деформації (рис. 4.39).

З підвищенням температури відбувається укрупнення зерен, зі збільшенням часу витримки зерна також укрупнюються. Найбільші зерна утворюються після незначної попередньої деформації (3 – 10) %. Таку деформацію називають *критичною*, вона є небажаною перед проведенням рекристалізаційного відпалу.

Практично рекристалізаційний відпал проводять для маловуглецевих сталей при температурі 600...700 °С, для латуней та бронз – 560...700 °С, для алюмінієвих сплавів – 350...450 °С, для титанових сплавів – 550...750 °С.

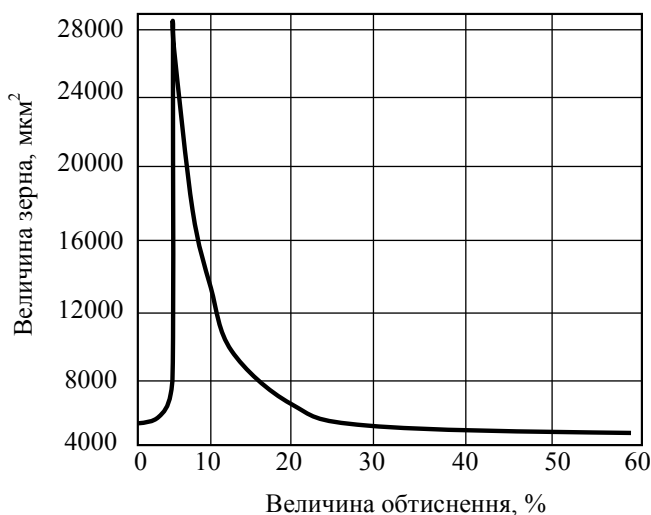


Рис. 4.39. Вплив попереднього ступеня деформації металу на величину зерна після рекристалізації

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. Що таке деформація тіла?
2. Що таке напруження які виникають в деталі при її навантаженні?
3. Що таке напруження які виникають в деталі при її навантаженні?
4. Які існують види деформацій?
5. Які існують види напружень?
6. Що дозволяє визначити випробування на розрив?
7. Яке явище описує закон Гука?
8. Що таке пружна деформація?
9. Що таке залишкова деформація?
10. В результаті чого відбувається пластична деформація?
11. Якими є положення сучасної теорії пластичної деформації?
12. Що призводить до руйнування металевих деталей?
13. Які існують види руйнувань металевих деталей?
14. Які існують види зламів металевих деталей?
15. Які властивості відносяться до механічних?
16. Що таке міцність матеріалів?
17. Як визначають міцність матеріалів?
18. Що розуміють під поняттям «межа пропорційності»?
19. Що розуміють під поняттям «умовна межа пружності»?
20. Що розуміють під поняттям «межа плинності»?
21. Що розуміють під поняттям «фізична межа плинності»?
22. Що розуміють під поняттям «умовна межа плинності»?

23. Що розуміють під поняттям «межа міцності»?
24. Що розуміють під поняттям «істинний опір розриву»?
25. Що таке пластичність матеріалів?
26. Що таке абсолютне і відносне подовження?
27. Що таке твердість матеріалів?
28. Які існують методи оцінки твердості матеріалів?
29. У чому полягає сутність методу оцінки твердості матеріалів за Брінеллем?
30. У чому полягає сутність методу оцінки твердості матеріалів за Роквеллом?
31. У чому полягає сутність методу оцінки твердості матеріалів за Вікерсом?
32. У чому полягає сутність методу оцінки мікротвердості?
33. У чому полягає сутність оцінки твердості методом дряпання?
34. Твердість яких матеріалів визначають за Шором?
35. Що таке в'язкість матеріалів?
36. Які існують методи оцінки в'язкості металів і сплавів?
37. Як впливає зміна температури на в'язкість металів і сплавів?
38. Що розуміють під поняттям «конструкційна міцність матеріалів»?
39. Що розуміють під поняттями «надійність» і «довговічність виробів»?
40. Які критерії впливають на надійність і довговічність виробів?
41. У чому полягають особливості деформації полікристалічних тіл?
42. Опишіть зміни структури полікристалічних тіл при пластичній деформації.
43. Що таке текстура деформації?
44. Опишіть явище наклепу.
45. В якому стані знаходиться деформований метал?
46. Що відбувається зі структурою деформованого полікристалічного тіла при нагріванні?
47. Що таке полігонізація?
48. У чому полягає сутність явища рекристалізації?
49. Які стадії зазнає структура металів та сплавів при рекристалізації?

5. ОСНОВНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРІАЛІВ

5.1. ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ

Технологічні властивості характеризують здатність матеріалу піддаватися різним способам холодної та гарячої обробки.

5.1.1. ЛИВАРНІ ВЛАСТИВОСТІ

Ливарні властивості характеризують здатність матеріалу до отримання з нього якісних виливків.

РІДКОПЛИННІСТЬ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Рідкоплинність – технологічна властивість рідкого розплаву, що характеризує його здатність текти в ливарній формі, заповнювати її та відтворювати відбиток ливарної порожнини. При хорошій рідкоплинності виливок точніше відтворює конфігурацію форми, що є важливим при виготовленні тонкостінних виробів.

Фактори, що визначають рідкоплинність.

Рідкоплинність не є чисто фізичною властивістю металів. Вона, як здатність металу текти, обумовлюється впливом різних фізико-механічних властивостей рідкого металу (його складу, в'язкості, поверхневого натягу і поверхневих плівок, суспендованих включень і газів, характеру кристалізації, теплоємності, теплопровідності, температури тощо), а також фізико-хімічних і технологічних властивостей ливарної форми (здатності до змочування її поверхні металом, газотвірності та газопроникливості форми, її конфігурації, теплопровідності, міцності, стану поверхні, величини напору рідкого металу, умов його підведення та інших факторів, пов'язаних з гідродинамічними умовами заповнення форми).

Основні властивості сплаву, що визначають величину рідкоплинності, – це в'язкість, поверхневий натяг та інтервал кристалізації. Збільшення в'язкості та поверхневого натягу сплаву зменшує рідкоплинність. Сплави, що мають вузький інтервал кристалізації, мають й більшу рідкоплинність, ніж сплави з широким інтервалом кристалізації. Найбільшу рідкоплинність мають чисті метали та евтектичні сплави.

В'язкість та поверхневий натяг залежать від складу та температури сплаву, інтервал кристалізації – від складу сплаву. За підвищеної температури сплаву в'язкість і по-



Юліан Аркадійович
Нехендзі

верхневий натяг зменшуються, а сплав довгий час перебуває в рідкому стані. Тому підвищення температури сприяє збільшенню рідкоплинності.

Вплив хімічного складу сталей на рідкоплинність такий: фосфор, вуглець, кремній збільшують рідкоплинність, марганець істотно не впливає, нікель і мідь трохи збільшують рідкоплинність, а хром – знижує.

Параметри рідкоплинності.

При порівнянні рідкоплинності різних металів Ю. А. Нехендзі запропонував розмежовувати поняття про істинну рідкоплинність та практичну. Під істинною розуміється така рідкоплинність, яка визначається для різних металів при однаковому перегріві над температурами нульової рідкоплинності. При цьому є можливість одержання різних значень температури заливання. Під практичною розуміється рідкоплинність, яка встановлюється при однаковій температурі заливання.

У практиці без спеціальних досліджень складно встановити температуру нульової рідкоплинності. Тому з деяким наближенням при визначенні істинної рідкоплинності замість однакового нагріву над нульовою рідкоплинністю застосовується однаковий нагрів над ліквідусом.

Таким чином, на практиці рідкоплинність різних металів може оцінюватися або при постійній, однаковій температурі заливання (практична рідкоплинність), або при однаковому перегріві над ліквідусом (умовно істинна рідкоплинність).

Визначення рідкоплинності.

Аналітичне визначення рідкоплинності дуже складне, тому що воно залежить від багатьох факторів, і формули, що пропонуються, носять приблизний характер. Тому визначення рідкоплинності металу переважно здійснюється способом установалення його здатності заповнювати ливарну форму. Для цього застосовуються спеціальні технологічні проби, за повнотою залитої частини котрих судять про те, чи забезпечує даний метал повноцінне заповнення форми.

У практиці вітчизняного ливарного виробництва широкого поширення набула спіральна проба (рис. 5.1, а). Форма проби, що складається з двох опок, повинна встановлюватися строго горизонтально. Конструкція живильної системи та співвідношення площі поперечного перерізу каналу і стояка забезпечують надходження металу в порожнину форми з деякою постійною швидкістю за умови, що заливальник тримає чашу повною в процесі заливки форми.

Для забезпечення цієї умови часто стояк закривають керамічною або графітовою пробкою, яку видаляють після заповнення чаші металом до певного рівня. Оскільки основним чинником, що визначає рідкоплинність в виробничих умовах, є температура металу, заміряти її слід ретельно та бажано не в ковші, а безпосередньо в чаші після її заповнення. На моделі спіралі і, відповідно у формі, є позначки, що знаходяться на відстані 50 мм один від одного, вони полегшують вимірювання довжини спіралі. Рідкоплинність характеризується довжиною вилитої спіралі, вираженої в сантиметрах.

U-подібна проба Нехендзі (рис. 5.1, б) широко застосовується для визначення рідкоплинності ливарних сталей. Вертикальний канал діаметром 6 мм, який дозволяє визначити рідкоплинність, знаходиться в металевій вертикальній роз'ємній формі. Довжину прутка вимірюють від місця переходу широкого стояка у вузький канал.

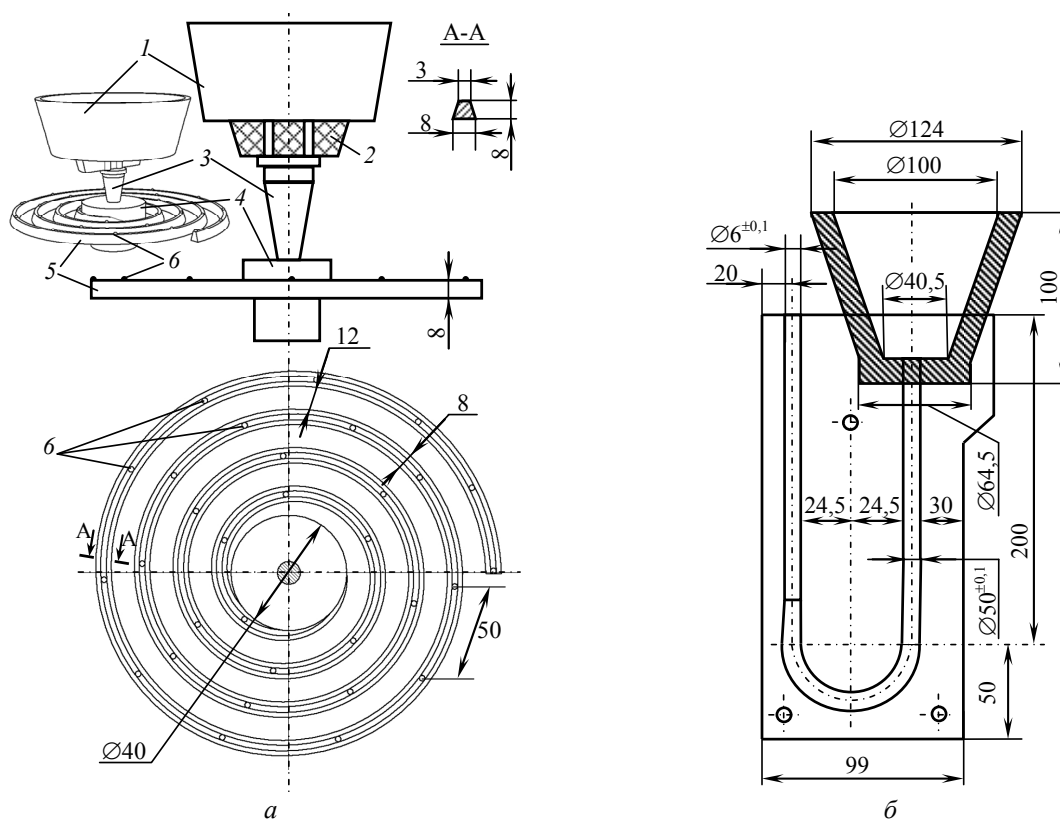


Рис. 5.1. Схеми спіральної проби (а) та проби Нехендзі (б) для визначення рідкоплинності сплавів чорних і кольорових металів: 1 – ливарна чаша; 2 – сітка; 3 – стояк; 4 – зумф; 5 – спіраль; 6 – виступи

Клинчаста проба (рис. 5.2, а) також заливається в металеву форму. З метою виключення впливу інерції потоку на величину рідкоплинності, вершину кута клину під час заливки розташовують вертикально. Про рідкоплинність сплаву судять за величиною відстані l між затверділим металом та вершиною кута клину: між цими відстанями та рідкоплинністю встановлено зворотню залежність.



Анатолій Григорович
Спаський

Кулькову пробу А. Г. Спаського (рис. 5.2, б) застосовують для визначення рідкоплинності кольорових сплавів на основі міді, алюмінію та магнію.

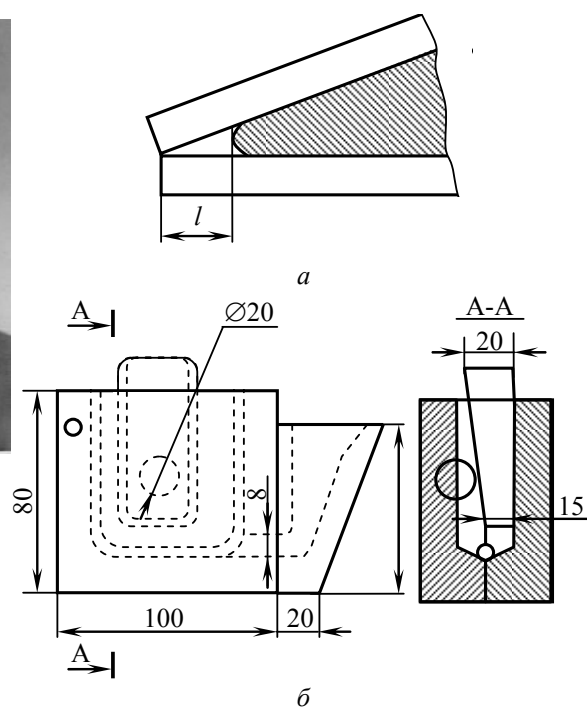


Рис. 5.2. Схеми клинчастої (а) та кулькової (б) проб для визначення рідкоплинності сплавів кольорових металів

Рідкоплинність, яка визначається за цією пробою, тим більше, чим менше отвір у виливку під кулькою. При заливці проби клин торкається кульки, тому в пробі після затвердіння утворюється отвір, діаметр якого характеризує рідкоплинність сплаву.

УСАДКА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

У процесі охолодження рідкого металу, залитого в порожнину форми, відбувається зменшення його об'єму, а в процесі кристалізації та подальшого охолодження виливка змінюється не тільки об'єм, а й лінійні розміри. Ця зміна має назву – *усадка*.

У практиці за величину усадки зазвичай приймають відносні величини, що виражають у відсотках зміну об'єму або довжини при охолодженні:

$$\varepsilon = \frac{l_1 - l_2}{l_2} 100\%, \quad \varepsilon_{об} = \frac{V_1 - V_2}{V_2} 100\%,$$

де $\varepsilon, \varepsilon_{об}$ – лінійна та об'ємна усадка тіла, відповідно;

l_1, V_1 – лінійний розмір та об'єм тіла при температурі t_1 , відповідно;

l_2, V_2 – лінійний розмір та об'єм тіла при температурі t_2 , відповідно.

Різниця між лінійними розмірами моделі ($l_{мод}$) та виливка ($l_{вил}$), тобто відносна величина, називається *ливарною усадкою* ($\varepsilon_{лив}$):

$$\varepsilon_{лив} = \frac{l_{мод} - l_{вил}}{l_{вил}} 100\%.$$

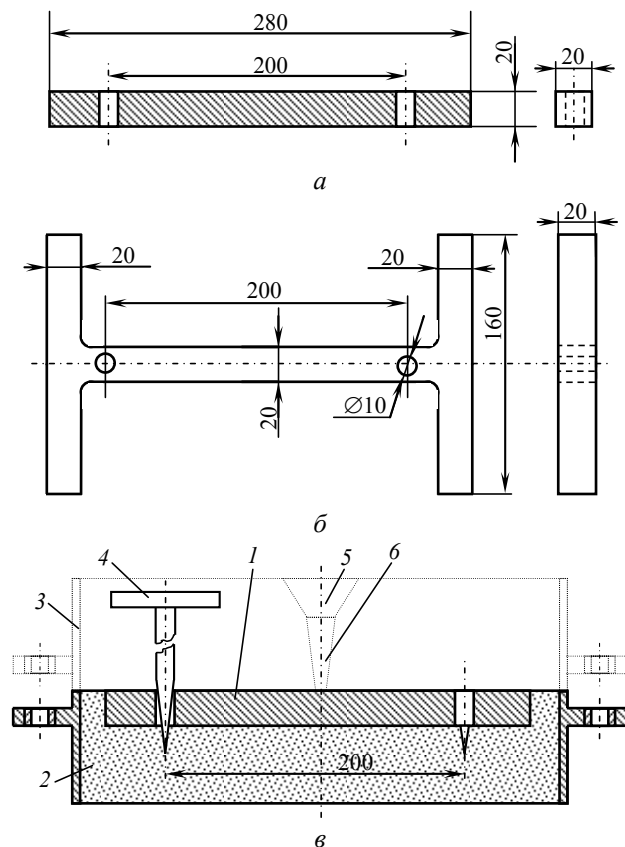


Рис. 5.3. Моделі технологічних проб для визначення вільної (а), утрудненої (б) усадок та схема формування (в): 1 – моделі технологічної проби; 2 – півформа низу; 3 – опока верху; 4 – голка; 5 – воронка; 6 – стояк

Ливарна усадка визначається не тільки коефіцієнтом лінійної усадки металу виливка, а й його конструкцією, умовами вилучення моделі з форми, методом її виготовлення тощо.

Різницю між ливарною та лінійною усадкою легко встановити, заливаючи форму, моделі якої наведені на рис. 5.3. У моделях для визначення вільної та утрудненої (ливарної) усадок є отвори відстані, відстань між центрами яких дорівнюють 200 мм. Через ці отвори за допомогою голки у формі робляться поглиблення, які після охолодження та очищення виливка дозволяють визначити різницю між відповідними розмірами моделі та виливка.

Ливарна усадка для різних типів сплавів різна. Так, наприклад, для сталі в середньому величина усадки становить 2 %, а для сірого чавуну – 1 %.

При охолодженні виливків від температур заливки до нормальних температур умовно можна розрізняти три види *об'ємної усадки*:

- усадка в рідкому стані $\varepsilon_{обр}$ при зниженні температури розплаву від температур заливки до температури початку кристалізації (ліквідусу);
- усадка в рідко-твердому стані $\varepsilon_{обр-т}$ при охолодженні виливка від температури ліквідусу до температури закінчення кристалізації (солідусу);
- усадка в твердому стані $\varepsilon_{обт}$ при охолодженні виливка від температури солідусу до температури навколишнього середовища.

Повна об'ємна усадка металу за період охолодження дорівнює:

$$\varepsilon_{об} = \varepsilon_{обр} + \varepsilon_{обр-т} + \varepsilon_{обт}.$$

Усадка сплаву в різні періоди по різному впливає на якість виливків. Найбільш нешкідлива усадка в рідкому стані, яка викликає зниження рівня металу в ливниковій чаші. Усадка в процесі затвердіння призводить до утворення усадочних раковин, висипів та дірчатості, це вимагає прийняття спеціальних заходів щодо забезпечення якості виливка. Усадка в твердому стані в процесі нерівномірного охолодження різних частин виливка може викликати появу залишкових напружень, викривлення виливків, а також утворення в них гарячих та холодних тріщин.

На усадку впливають такі технологічні чинники:

- перегрівання сплаву перед заливанням впливає на всі види усадки внаслідок збільшення різниці об'ємів рідкого та твердого металів і зміни кінетики росту первинних утворень дендритів. Зазвичай відзначають збільшення об'єму усадкової раковини при одночасному зростанні пористості і зернистості (в цьому полягає одна з причин, які змушують обмежувати ступінь перегрівання металу перед заливанням у форму);
- швидкість охолодження виливка змінює його кристалічну будову – форму, розміри та розгалуженість дендритів, а також розмір структурних складових. Внаслідок цього із збільшенням швидкості охолодження зростає щільність сплаву, збільшується об'єм усадочної раковини (за рахунок скорочення пористості), дещо зростає лінійна усадка. Велике значення має також спрямованість затвердіння виливка. При правильній організації цього процесу практично всі усадочні зміни об'єму можуть бути зведені до зовнішньої усадки або усадочної раковини, виведеної у ливарний додаток виливка;
- зовнішній тиск при подачі розплаву у форму суттєво впливає на перерозподіл усадкових раковин і пор. Кристалізація при підвищеному тиску використовується як технологічний прийом для зниження пористості, підвищення щільності та однорідності виливків; зовнішня усадка при цьому дещо зростає;
- газонасиченість металу зазвичай призводить до різкого збільшення пористості при одночасному зменшенні розмірів усадкової раковини. Зменшується також лінійна усадка. Підвищений газовміст різко погіршує властивості металу і виливка.

Основні заходи для зменшення величини усадки, що ґрунтуються на конструктивних рішеннях:

- забезпечення якомога менших перепадів величин поперечних перерізів виливка та уникнення переходів від товстих частин до тонких;
- штучне охолодження частин виливка, що повільно остигають, і навпаки, сповільнення охолодження зон, які швидко остигають, використанням додаткової теплоізоляції;
- видалення тих частин одноразової форми, що протидіють вільній усадці металу, наприклад стержнів, що можуть при остиганні металу викликати його розтріскування;
- виливання складних виробів із значним перепадом розмірів по частинах з наступним скріпленням їх в одне ціле;
- підбір таких сортів металу, які відрізняються найменшою схильністю до усадки.

Проблема боротьби з усадковими раковинами вирішується уведенням у виливок ливарного додатку, що «бере на себе» утворення усадкової раковини, і який при подальшій обробці виливка видаляється.

На ливарну усадку також оказує вплив хімічний складу сплавів. У чавунах характерною ознакою здатності до усадки є колір зламу, котрий показує, у якому вигляді перебуває у ньому вуглець: цементиту (білі і дзеркальні чавуни) чи графіту (сірі чавуни). Найбільшу усадку спричиняють перші, найменшу – другі. При цьому вплив графіту проявляється сильніше, ніж вплив цементиту. Збільшує схильність чавунів до усадки наявність у них марганцю.

Для лиття переважно використовують доевтектоїдні вуглецеві сталі з вмістом 0,1...0,6 % вуглецю і леговані сталі з марганцем, кремнієм, нікелем, хромом, міддю, ванадієм, вольфрамом, молібденом, титаном.

Крім хімічного складу, на величину усадки впливають й інші обставини технологічного характеру, а саме: усадці часто передують розширення металу, що кристалізується, результатом якого є зменшення усадки. Значно на усадку впливає температура чавуну на момент заливання форми: чим вища температура, тим більшою буде усадка. Впливають на ступінь усадки також ті обставини, при яких охолоджується чавунний виливок, оскільки цим обумовлюється ступінь виділення графіту. Повільне остигання чавунів через це сприяє зменшенню усадки.

Впливають на усадку й самі форми, у які виливається розплавлений метал: розсипчасті піщані форми, зазнаючи розширення під напором струменя розплаву, що вливається в них, збільшують початковий об'єм металу, а тому зменшують усадку. Такий же вплив, але у більшій мірі, проявляється при литті у металеві форми.

ЛІКВАЦІЯ (СЕГРЕГАЦІЯ) СПЛАВІВ

Ліквація (від лат. *liquatio* – розрідження, плавлення), сегрегація (від пізньолат. *segregatio* – відділення) в металургії, неоднорідність хімічного складу сплавів, яка виникає при їх кристалізації. Особливе значення має ліквація в сталі, яку вперше було виявлено російськими металургами Н. В. Калакуцьким та А. С. Лавровим в 1866 році.



*Микола Веніамінович
Калакуцький*



*Олександр Степанович
Лавров*

На практиці розрізняють дендритну ліквацію (рис. 5.4) в межах одного дендрита (мікрорівень) та зональну ліквацію (рис. 5.5) в межах злитка (макрорівень). Усередині

дендрита спостерігають різний хімічний склад сплаву в осях, в міжвісних просторах та по межах дендриту.

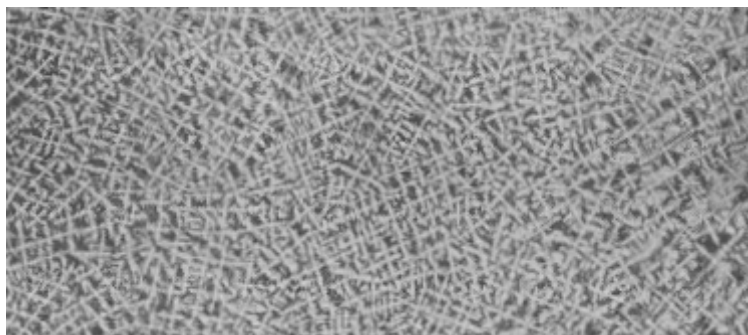


Рис. 5.4. Сірчаний відбиток темплету (1: 1) злитку сталі 15 масою 6 т з дендритною ліквациєю (ділянки з підвищеним вмістом домішок темніші)

Процес ліквації обумовлюється дифузійними явищами, які проявляються в зоні переходу рідкого металу в твердий. Рідкий метал, що знаходиться в безпосередньому контакті зі зростаючими кристалами, збагачується домішками. Переміщення металу з області затвердіння, в якій співіснують тверда та рідка фази, в рідку область злитка визначається, по-перше, механічним захопленням рідини осями зростаючих дендритів (зона стовпчастих кристалів) та її витісненням, по-друге, дифузією (молекулярною та конвективною), яка здійснює перенесення забрудненої рідини. Ці чинники діють незалежно від природи домішок.

Дендритна та зональна ліквация тісно взаємопов'язані: чим більше в даному сплаві дендритна ліквация, тим менше зональна, і навпаки. В даному випадку проявляється вплив ширини двофазної зони. Чим ця зона вже, тим менше дендритна ліквация.

Характерне розташування основних ліквацийних зон наведено на рис. 5.5.

Ліквация виникає в результаті того, що сплави, на відміну від чистих металів, кристалізуються не при одній температурі, а в інтервалі температур. При цьому склад кристалів, що утворюються на початку затвердіння, може істотно відрізнятись від складу останніх порцій маточного розчину, що кристалізується. Чим ширше температурний інтервал кристалізації сплаву, тим інтенсивніше розвивається ліквация, причому найбільшу схильність до неї проявляють ті компоненти сплаву, які найбільш сильно впливають на ширину інтервалу кристалізації. Ліквация шкідливо, як правило, впливає на якість металу, тому що призводить до нерівномірності його властивостей.

Найбільшу схильність до ліквації зі звичайних домішок в сталі мають сірка, кисень, вуглець і, в меншій мірі, марганець та кремній. На розподіл домішок між рідкою та твердою фазами при затвердінні реальних злитків впливають: конвективний рух металу, поверхневі властивості домішок, взаємний вплив домішок на розподіл тощо. Наприклад, в присутності нікелю та хрому ліквация домішок значно знижується.

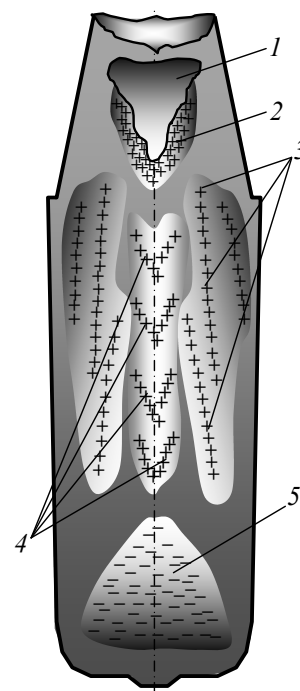


Рис 5.5. Схематичне розташування основних видів дефектів у великому злитку:
1 – усадочна раковина;
2 – підусадочна ліквация (ліквацийна пляма); 3 – позакентрова (Λ-образна) ліквация; 4 – осьова (V-образна) ліквация; 5 – конус осадження

5.1.2. ЗДАТНІСТЬ МАТЕРІАЛУ ДО ОБРОБКИ ТИСКОМ

Це здатність матеріалу змінювати розміри і форму під впливом зовнішніх навантажень не руйнуючись.

Вона контролюється в результаті технологічних випробувань, що проводяться в умовах, максимально наближених до виробничих.

Листовий матеріал випробовують на перегин і витяжку сферичної лунки. Дріт випробовують на перегин, скручування, на навивання. Труби випробовують на роздачу, сплюснення до певної висоти і вигин.

Критерієм придатності матеріалу є відсутність дефектів після випробування.

Деформівність (оброблюваність тиском) – це здатність матеріалу сприймати пластичну деформацію без порушення цілісності в процесі формозміни тиском в холодному або гарячому стані. Цю властивість враховують при вальцюванні, куванні, волочінні, штампуванні та інших видах обробки матеріалів. Деформівність заготовки при пресуванні, вальцюванні, штампуванні, волочінні тощо називається, відповідно, пресованістю, вальцованістю, штампованістю, протягуваністю і т.д.

Термін «ковкість», виходячи із технологічних основ кування, у більшій мірі відноситься до здатності матеріалу деформуватися при стисненні. Ковкість часто характеризується здатністю матеріалу до набуття форми тонких пластин при куванні чи вальцюванні.

Деформівність і ковкість не завжди корелюють одна з одною: наприклад, золото і деформівний і ковкий метал, тоді як свинець проявляє себе лише як ковкий матеріал. Дуже часто термін «деформівність» через схожість використовується стосовно до обох концепцій. Коли треба підтвердити, що деформівність вживається у смислі «ковкість» часто вживають поняття «технологічна деформівність» як сукупність деформівності, опору деформації та інших технологічних характеристик в умовах конкретного процесу обробки тиском.

Показники деформівності:

- ступінь деформації (відносна деформація);
- швидкість деформації;
- температура деформації.

Визначення показників деформівності проводять випробуваннями на згин, на перегин, осадку, видавлювання, твердість тощо.

5.1.3. ЗВАРЮВАНІСТЬ І ЗДАТНІСТЬ ДО ПАЯННЯ

Зварюваність – здатність матеріалу утворювати нероз’ємні з’єднання необхідної якості. Оцінюється за якістю зварного шва.

Зварюваність визначає властивість матеріалу утворювати нероз’ємне з’єднання, якість якого відповідає суцільному. Металевий матеріал вважається зварним до встановленого ступеня даним способом та для даної мети, якщо за відповідної процедури зварювання досягається суцільність металу, яка гарантує відповідність вимогам, що їх пред’являють до зварних з’єднань як щодо їхніх власних властивостей, так і щодо їхнього впливу на конструкцію, складовою частиною якої вони є. З цього визначення випливає, що зварюваність залежить від чотирьох змінних: матеріалу, технологічного процесу, типу конструкції та її функціонального призначення.

Показники зварюваності:

- міцність зварного з'єднання;
- опір тріщиноутворенню тощо.

Способи визначення зварюваності: випробування зварного з'єднання на міцність, твердість та ударну в'язкість.

Здатність до паяння – це властивість матеріалу утворювати паяне з'єднання при заданому режимі паяння. На відміну від зварюваності визначення стандартом поняття «здатність до паяння» не відбиває у прямому виді функціональне призначення паяного з'єднання, хоча в іншій формі воно закладене у терміні «режим паяння».

Під режимом паяння мають на увазі сукупність параметрів та умов, при яких здійснюють паяння. До цієї сукупності відносять температуру паяння, час витримування при цій температурі, швидкість нагрівання та охолодження, спосіб паяння, припій, флюс (газове середовище), сила притискання заготовок при паянні.

Тоді при заданому режимі паяння здатність до паяння – це властивість матеріалу утворювати паяне з'єднання з потрібною міцністю, пластичністю, герметичністю, електропровідністю, корозійною стійкістю тощо.

На здатність до паяння впливає низка факторів, які можна поділити на три групи:

- фізико-хімічні (фізико-хімічні властивості матеріалів, вплив флюсувальних середовищ, умови і характер кристалізації при паянні),
 - технологічні (стан поверхні перед паянням, спосіб видалення окисної плівки, режим паяння, обробка паяних з'єднань тощо),
 - конструктивні (геометричні параметри і розташування паяних з'єднань у виробі).
- Для оцінки здатності до паяння використовують різні методи випробувань та контролю:
- метод визначення змочування матеріалів припоєм;
 - метод визначення заповнення зазору припоєм;
 - метод визначення ерозії паяного матеріалу;
 - метод виявлення і визначення товщини прошарку хімічної сполуки;
 - метод визначення температури розпаювання;
 - метод випробувань для оцінки впливу рідкого припою на механічні властивості паяного матеріалу;
 - механічні випробування;
 - методи неруйнівного контролю якості та інші.

5.1.4. ЗДАТНІСТЬ ДО ЗМІЦНЮВАННЯ ТЕРМІЧНИМ ОБРОБЛЕННЯМ

Зміцнювальність термічним обробленням визначає здатність матеріалу до загартування. Показники зміцнювальності термообробленням:

- прогартуваність – глибина проникнення загартованої зони;
- загартуваність – характеризує здатність металу (сталі) до підвищення твердості при гартуванні;
- схильність до росту зерна аустеніту при нагріванні.

Визначення показників: випробування на гарт методом торцевого гартування, твердість, ударну в'язкість, характер зламу.

5.1.5. ЗДАТНІСТЬ ДО ОБРОБКИ РІЗАННЯМ

Здатність до обробки різанням характеризує здатність матеріалу піддаватися обробці ріжучим інструментом. Оцінюється за стійкістю інструменту і за якістю поверхневого шару.

Оброблюваність різанням визначає при обробці матеріалу різанням його опір стружкоутворенню при заданих параметрах шорсткості, точності та якості оброблюваних поверхонь.

Показники оброблюваності різанням:

- продуктивність обробки;
- вид стружки.
- шорсткість поверхні;
- точність розмірів;
- швидкість та сила різання.

Визначення показників: випробування на оброблювання різанням, на твердість, на ударну в'язкість.

5.1.6. ЗДАТНІСТЬ ДО ЕЛЕКТРОФІЗИЧНОЇ ТА ЕЛЕКТРОХІМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Електрофізична та електрохімічна оброблюваність матеріалу визначає його здатність до розплавлення та випаровування під дією електричного розряду або розчинення в електроліті при електролізі.

Показники оброблюваності електрофізичними та електрохімічними методами поділяються на:

- електроерозійні;
- електрохімічні;
- променеві.

Визначення параметрів: шорсткість поверхні, продуктивність обробки.

5.1.7. ЗДАТНІСТЬ ДО СПІКАННЯ (МЕТАЛОКЕРАМІКА)

Металокерамічна оброблюваність визначає здатність матеріалу до утворення порошкових формовок та спечених виробів.

Показники:

- плинність порошків;
- спресовуваність;
- спікливість.

Визначення показників: випробування на плинність, спресовуваність та спікливість порошків.

Таким чином технологічні властивості матеріалу зумовлюють застосування відповідних методів їх обробки. Основним ливарним сплавом є чавун завдяки його добрим ливарним властивостям, сталь головним чином обробляють тиском та різанням. Проблеми надійності функціонування технологічних процесів, їх безвідходності та перспективності вирішуються на основі достовірної оцінки оброблюваності матеріалів. Таку оцінку отримують шляхом вимірювань, технологічних випробовувань та проб. Ними визначають ступінь оброблюваності матеріалу тим чи іншим способом.

5.2. ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ

Експлуатаційні властивості характеризують здатність матеріалу працювати в конкретних умовах.

Ці властивості визначаються спеціальними випробуваннями в залежності від умов роботи виробів.

При виборі матеріалу для створення конструкції необхідно повністю враховувати механічні, технологічні та експлуатаційні властивості.

5.2.1. ЗНОСОСТІЙКІСТЬ

Зносостійкість – здатність матеріалу чинити опір поверхневого руйнування під дією зовнішнього тертя, яка оцінюється величиною, оберненою швидкості зношування чи інтенсивності зношування.

Швидкість зношування – відношення величини зносу до часу зношування.

Інтенсивність зношування – відношення величини зносу до шляху тертя, вздовж якого відбувалося зношування.

Шлях тертя – відстань, яку проходить точка поверхні тертя одного тіла по поверхні іншого тіла.

Зносостійкість залежить від виду, складу і структури матеріалу, твердості поверхневих шарів, шорсткості і технології обробки деталі, контактних зусиль, стану і наявності мастила у зоні контакту поверхонь тертя.

Відносна зносостійкість – безрозмірний показник, що характеризує співвідношення абсолютних величин зносу двох матеріалів, один з яких прийнятий за еталон.

5.2.2. КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ

Корозійна стійкість – здатність матеріалу чинити опір дії агресивних кислотних, лужних середовищ, що визначається швидкістю корозії в даних умовах

Швидкість корозії – кількість металу, що перетворюється в продукти корозії з одиниці поверхні за одиницю часу.

Для оцінки швидкості корозії використовуються як якісні, так і кількісні характеристики. Зміна зовнішнього вигляду поверхні металу, зміна його мікроструктури є прикладами якісної оцінки швидкості корозії. Для кількісної оцінки можна використовувати:

- час, що минув до появи першого осередку корозії;
- число осередків корозії, що утворилися за певний проміжок часу;
- зменшення товщини матеріалу в одиницю часу;
- зміна маси металу, віднесена до одиниці поверхні за одиницю часу;
- об'єм газу, що виділився (або поглинувся) в ході корозії віднесений до одиниці поверхні за одиницю часу;
- густина електричного струму, що відповідає інтенсивності даного корозійного процесу;
- зміна якоїсь властивості за певний час корозії (наприклад, електричного опору, світловідбивної здатності матеріалу, механічних властивостей).

Методи визначення корозійної стійкості суттєво залежать від виду корозії (табл. 5.1).

Таблиця 5.1

Показники корозійної стійкості

| Вид корозії | Корозійний ефект | Швидкісний показник корозії | Показник корозійної стійкості |
|--------------------------|--|---|--|
| Суцільна корозія | Глибина проникнення корозії | Лінійна швидкість корозії | Час проникнення корозії на допустиму (задану) глибину |
| | Втрата маси на одиницю площі | Швидкість зменшення маси | Час до зменшення маси на допустиму (задану) величину |
| Пітингова корозія | Максимальна глибина пітингу | Максимальна швидкість проникнення пітингу | Мінімальний час проникнення пітингів на допустиму (задану) глибину |
| | Максимальний розмір поперечника пітинга в гирлі | | Мінімальний час досягнення допустимого (заданого) розміру поперечника пітингу в гирлі |
| | Ступінь ураження поверхні пітингами | | Час досягнення допустимого (заданого) ступеня ураження |
| Міжкристалітна корозія | Глибина проникнення корозії | Швидкість проникнення корозії | Час проникнення на допустиму (задану) глибину |
| | Зниження механічних властивостей (відносного подовження, звуження, ударної в'язкості, межа міцності при розтягу) | | Час зниження механічних властивостей до допустимого (заданого) рівня |
| Корозія плямами | Ступінь ураження поверхні | | Час досягнення допустимого (заданого) ступеня ураження |
| Корозійне розтріскування | Глибина (довжина) тріщин | Швидкість росту тріщин | Час до появи першої тріщини |
| | Зниження механічних властивостей (відносного подовження, звуження) | | Час до руйнування зразка. Рівень безпечних напружень (умовна межа тривалої корозійної міцності). Граничний коефіцієнт інтенсивності напружень при корозійному розтріскуванні |
| Корозійна втома | Глибина (довжина) тріщин | Швидкість росту тріщин | Кількість циклів до руйнування зразка. Умовна межа корозійної втоми. Граничний коефіцієнт інтенсивності напружень при корозійній втомі |

До заходів по підвищенню корозійної стійкості відносять: антикорозійні металеві покриття, використання протекторних (анодного і катодного) методів захисту, покриття фарбами, лаками, виготовлення деталей із корозієстійких матеріалів (нержавіючі сталі, пластмаси тощо).

5.2.3. ЖАРОТРИВКІСТЬ, ЖАРОМІЦНІСТЬ, ХЛАДНОСТІЙКІСТЬ

Жаротривкість (жаростійкість, окалиностійкість) – властивість матеріалу, що характеризує його здатність протистояти при високій температурі хімічному руйнуванню, переважно, окисненню а для неметалевих матеріалів (жаротривкий бетон, цегла тощо) і механічному руйнуванню.

За Держстандартом жаротривкість для металевих матеріалів – це здатність металу чинити опір корозійній дії газів за високих температур.

Жаротривкість нарівні з жароміцністю є основним критерієм придатності даного матеріалу для високотемпературної експлуатації.

Жароміцність – властивість конструкційних матеріалів (металевих, керамічних, полімерних тощо) при високих температурах чинити опір деформуванню і руйнуванню під дією механічних навантажень.

Велика кількість конструкцій експлуатується протягом тривалого часу в умовах значних навантажень і високих температур. Тому виникає необхідність проведення механічних випробувань для дослідження характеристик матеріалу, які визначають можливість його експлуатації в цих умовах. Тобто під жароміцністю розуміють комплекс властивостей металів і сплавів, що забезпечують в умовах підвищених температур і напружень працездатність конструкцій з них без істотної пластичної деформації та/чи руйнування.

Хладостійкість – здатність матеріалу зберігати пластичні властивості при мінусових температурах.

5.2.4. АНТИФРІКЦІЙНІСТЬ

Антифрікційність – здатність матеріалу притиратися (припрацьовування) до іншого матеріалу.

Антифрікційність – це також характеристика матеріалу, яка містить комплекс властивостей, що забезпечують його нормальну роботу в умовах тертя. Антифрікційність визначається в основному такими параметрами, як коефіцієнт тертя, несуча здатність, зносостійкість і термостійкість матеріалу. Висока антифрікційність досягається при найбільш сприятливому поєднанні цих параметрів. В основних положеннях теорії зовнішнього тертя (зношування) факторами, що підвищують антифрікційність, вважаються наявність позитивного градієнта механічних властивостей матеріалу по глибині, здатність поверхневого шару до передеформування, відсутність глибокого виривання в результаті локалізації контактних зон.

ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ



1. Які властивості металів та сплавів відносяться до технологічних властивостей?
2. Що характеризують ливарні властивості?
3. Що характеризує поняття «рідкоплинність»?
4. Що характеризує поняття «ливарна усадка»?
5. Які технологічні чинники впливають на величину усадки?
6. Які існують методи оцінки рідкоплинності?
7. Які існують методи визначення ливарної усадки?
8. Дайте визначення ліквації (сегрегації) сплавів.
9. Що характеризує поняття «деформівність»?
10. Що характеризує поняття «зварюваність»?
11. Що характеризує поняття «здатність до пайки»?
12. Що характеризує поняття «здатність до зміцнення при термічній обробці»?
13. Що характеризує поняття «здатність до обробки різанням»?

14. Що характеризують поняття «здатність до електрофізичної та електрохімічної обробки»?
15. Що характеризує поняття «здатність до спікання»?
16. Які властивості відносяться до експлуатаційних властивостей?
17. Що характеризує поняття «зносостійкість»?
18. Що характеризує поняття «корозійна стійкість»?
19. Назвіть показники корозійної стійкості.
20. Які існують види корозії?
21. Що характеризує поняття «жаростійкість»?
22. Що характеризує поняття «жароміцність»?
23. Що характеризує поняття «хладностійкість»?
24. Що характеризує поняття «антіфрікційність»?

6. ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ

Близько 95 % виплавки всіх металів приходить на залізовуглецеві сплави – сталь і чавун (чорні метали), які є найважливішими металевими сплавами сучасної техніки.

До складу залізовуглецевих сплавів, крім заліза та вуглецю, входять постійні домішки – кремній, марганець, фосфор і сірка. Наявність їх у сплавах неминуче в умовах виробництва. Кремній і марганець у певних межах є корисними домішками, а сірка і фосфор – шкідливими.

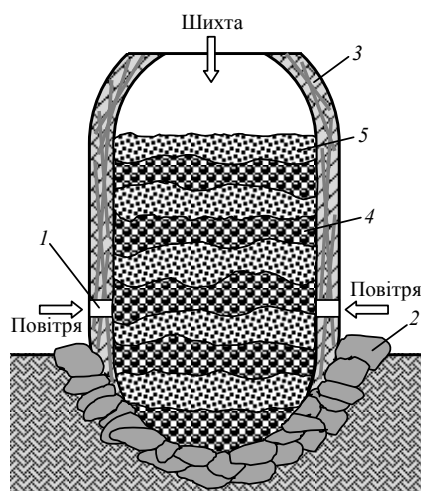
Основні властивості чорних металів обумовлюються змістом вуглецю. У залежності від цього вони поділяються на сталі і чавуни. Сплави, що містять вуглецю до 2,14 %, називаються сталлю, а більше 2,14 % – чавунами.

6.1. ВИРОБНИЦТВО СТАЛІ ТА ЧАВУНУ

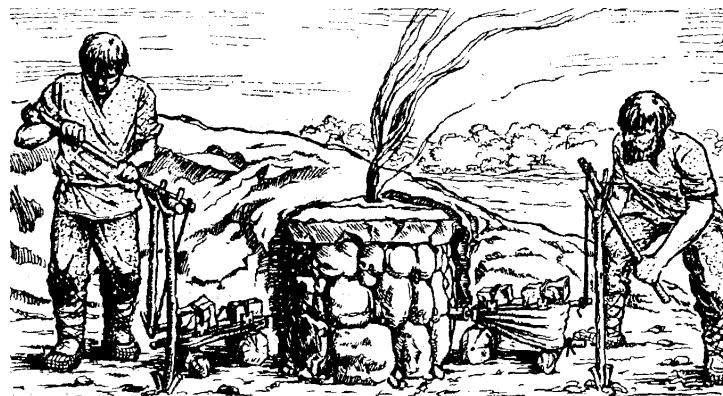
6.1.1. З ІСТОРІЇ ОТРИМАННЯ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

Доки ще не вдалося встановити, де і як вперше люди почали видобувати і обробляти залізо. Відомо, що з залізом були знайомі давні єгиптяни, шумери, хетти, народи тропічної Африки, кельтські племена тощо. І це цілком природно, бо родовища залізних руд зустрічалися значно частіше, ніж інших металів. А там, де неподалеку від руди є і деревина, тобто майже всюди, можна було отримувати залізо. В сиродутних горнах (рис. 6.1) залізну руду відновлювали деревним вугіллям і одержували ковке, так зване кричне (губчасте) залізо. Сиродутний кричний горн представляв собою яму, над якою споруджувалася куполоподібна шахта з повітряними каналами для дуття. Крицю витягали з печі через пролам в мурі шахти. Така технологія прямого отримання заліза з руди довгий час залишалася незмінною.

Однією з причин довгого існування такої технології, певно, є те, що сутність сиродутного процесу отримання заліза була незрозумілою навіть її винахідникам. Тому мистецтво металургії викликало у давніх людей почуття забобонного страху, який не згинув навіть до кінця середньовіччя, коли почали закладатися основи науки про метали.



а



б

Рис. 6.1. Сиродутний горн (а) та процес відновлювання залізної руди у сиродутному горні (б) (реконструкція А. В. Арциховського): 1 – отвори для дуття; 2 – бутовий під; 3 – кожух горна з глини, армований лозою; 4 – шар деревного вугілля; 5 – шар залізної руди



Георгіус Аґрікола
(Георг Бауер)

У епоху Відродження німецький лікар, мінералог та металург Георгіус Аґрікола (Георг Бауер, 1494 – 1555) створив свою фундаментальну працю «Про метали» (*De re metallica*). З цієї книги ми можемо дізнатися про технологію сиродутного процесу, що існувала в ті часи (рис. 6.2, а).

В робочий простір горна шарами завантажували деревне вугілля та здрібнену руду. Перед горном стояв плавильник, або горновий, і управляв дуттям. З горна через боковий отвір стікав шлак. Після 4...8 годин важкої ручної праці робітники за допомогою залізних стержнів витягали з горна губчасту масу, в якій разом були злеплені залізні зерна зі шлаковими включеннями, тобто крицю. Після цього крицю довго обробляли молотами, щоб ущільнити її і видавити частину шлаку, а на ковадлі надавали їй потрібну форму.

За свідомством Аґріколи, такий «самостійний металургійний завод» вже означав значний технологічний прогрес у порівнянні з примітивними земельними горнами. Продуктивність ще більше зросла завдяки введенню викладених з цегли сиродутних печей замість подових. Прототипом і сиродутних, і подових печей були прості плавильні ями. Спочатку з'явилися невеликі шахтні печі з природною тягою, що встановлювали на відкритому місці, а пізніше – вже справжні шахтні печі з відкритим випускним порогом і міхами для дуття (рис. 6.2, б).

Зі збільшенням розмірів сиродутних горнів і інтенсифікацією праці зростав і вміст вуглецю в залізі. При цьому температура плавлення заліза виявлялася нижче, і частина його впливала з горну в розплавленому стані разом зі шлаком. Таким чином, металурги почали отримувати побічний продукт, який в твердому стані був крихким і легко розбивався молотом, тобто не піддавався куванню. Це був чавун. Спочатку його просто викидали, але потім навчилися використовувати. Щоб приготувати з чавуну ковке залізо, необхідно усунути з нього вуглець, тобто додатково його обробити. Така обробка у металургів отримала назву «крична переробка» або «рафінування» (від фр. *raffiner* – очищати).

Відкриття такого способу обробки дозволило поступово перейти від кричних сиродутних горнів до рудоплавильних печей – домниць (рис. 6.3).

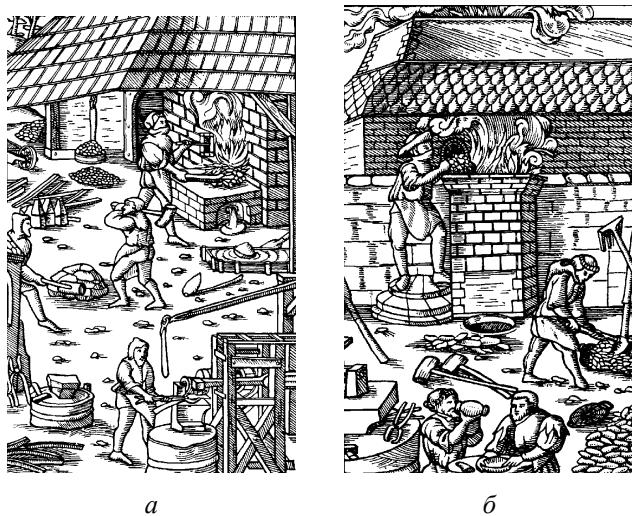


Рис. 6.2. Отримання кричного заліза в сиродутному горні (а) та шахтній піч (б). Гравюри з книги Г. Агріколи «Про метали»

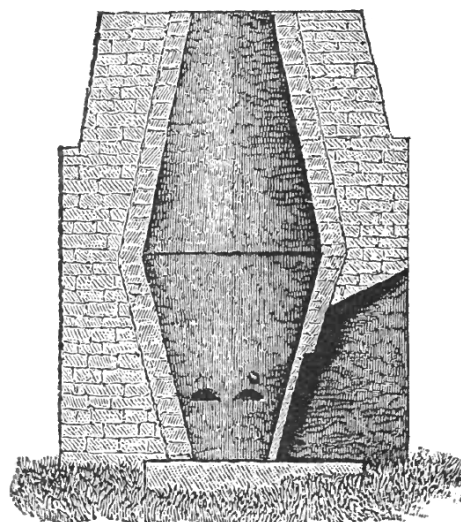


Рис. 6.3. Домниця (штюкофен) – піч, в якій вперше в історії європейської металургії було отримано чавун

В них почали одержувати рідкий чавун, який після цього перетворювали в м'яке залізо (а з часом – в сталь), вилучаючи зайвий вуглець. Так з'явився двоступінчастий спосіб виготовлення сталі.

Такий спосіб отримання сталі був відомий китайським металургам. Про нього згадується у трактаті «Хайнаньцзи» (II ст. до н.е.). Спосіб отримав назву «сто очищувань» і полягав у багаторазовому інтенсивному обдуванні повітрям розплавленого чавуну під час його перемішування.

У Європі подібний спосіб пудлінгування (від англ. puddle – місити, перемішувати) у полум'яних печах (рис. 6.4) було впроваджено лише у другій половині XVIII ст. англійськими металургами Томасом і Джорджем Кранеджі та Генрі Корт.



Генрі Корт

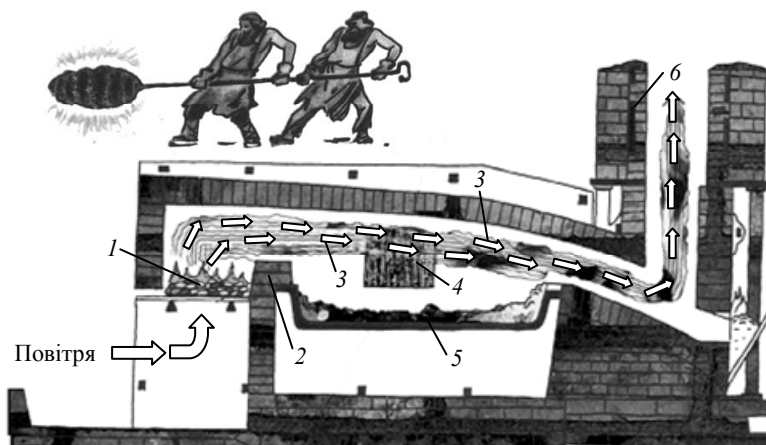


Рис. 6.4. Пудлінгова піч: 1 – топка з коксом або антрацитом; 2 – топковий поріг; 3 – гарячі гази; 4 – бокове вікно; 5 – ванна пудлінгового горну з напіврозплавленим чавуном; 6 – димова труба

Процес починали з завантаження чавуну у пудлінговий горн. Щоб прискорити плавку, шматки чавуну вагою 10...30 кг містили поблизу порога топки, де температура найвища. Приблизно через 45 хвилин чавун розплавлявся. По мірі вигорання з металу вуглецю та інших домішок, температура плавлення сплаву підвищувалася, а температура у печі оставалась не змінною, тому з рідкого розплаву починали випадати кристали досить чистого заліза. На подині печі збиралися грудки злипшейся тістоподібної маси. Робітники-пудлінговщики (див. рисунок 6.4) приступали до операції накатування криці за допомогою залізного лому. Перемішуючи ломом масу металу, вони збирали навколо лому крицю, яку виймали з печі і подавали відразу під молот – для кування з метою вилучення частинок шлаку і ущільнення металу. В результаті одержували зварювальну сталь.

Але така сталь мала неоднорідність хімічного складу по поперечному перетину. В XVIII сторіччі англійський годинникар та винахідник Б. Гунтсман прийшов до думки, що склад цих матеріалів можна вирівняти шляхом переплавки. Щоб отримати рідку сталь, він використав тигель з вогнетривкого матеріалу і піч, що обігрювалась коксом, з дуттям і високим горном. Виходила високоякісна тигельна сталь.

Разом і з зростанням потреби в ковкому залізі та сталі постійно зростав і попит на деревне вугілля. Але в багатих рудою районах Європи ліс повністю було вирублено. Кам'яне вугілля тоді ще не уміли використовувати для цієї мети: сірка, що в ньому містилася, переходила в сталь, роблячи її непридатною. В 1709 р. англійцю А. Дербі вперше вдалося застосувати у доменній печі кам'яновугільний кокс і завдяки цьому модернізувати перший етап процесу виробництва сталі.



Робін Белл. Скульптурна композиція «Лиття», яка присвячена Бенджаміну Гунтсману (м. Шеффелді, Великобританія)



Абрагам Дербі

В епоху промислової революції потреба в залізі зросла на стільки, що її не міг задовольнити ані пудлінговий процес, ані тигельний переплав. Потрібні були нові технології. І тоді в історії металургії XIX сторіччя з'явилися нові імена – Генрі Бессемер, Сідні Джіл-кріст Томас, Вільгельм і Фрідріх Сіменси, П'єр Мартен. Технології плавки сталі, запропоновані цими металургами, лягли в основу сучасної металургійної промисловості.

6.1.2. ВИПЛАВКА ЧАВУНУ

Чавун – сплав заліза з вуглецем (понад 2,14 % вуглецю за масою) та іншими елементами, який характеризується наявністю евтектичного перетворення: нестабільного (цементитного) або стабільного (графітного).

Порівняно зі сталями чавуни мають нижчі механічні властивості, але значно кращі технологічні (ливарні, оброблюваність різанням, антифрикційні властивості, зносостій-

кість). Це зумовлює широке використання чавуну для виготовлення багатьох деталей у різних галузях машинобудування.

Чавун виплавляють із залізної руди у доменних печах.

Доменна піч, домна (рис. 6.5) – металургійна піч шахтного типу (вертикально розташована), призначена для виплавки чавуну (переробного чи ливарного) або феросплавів з залізорудної сировини (руди, агломерату, окатків-агломерату). Побічними продуктами доменного процесу є шлак, доменний газ і колошниковий пил. Паливом доменної печі є кам'яновугільний кокс. В якості часткових заміників коксу можуть бути використані природний газ, коксовий газ, мазут, пиловугільне паливо та деякі інші вуглеводні. Для зниження температури плавлення пустої породи шихтових матеріалів і утворення шлаку з потрібними властивостями у шихту доменної печі додають флюси (вапняк або інші).

Особливістю процесу, який відбувається в доменній печі, є його безперервність і протічтя відновлювальних газів, що утворюються внизу печі (в зоні горіння палива) й підіймаються вгору, і стовпа шихтових матеріалів, що завантажуються у піч згори (колошник) й безперервно спускаються донизу. Опускання стовпа шихтових матеріалів відбувається через звільнення об'єму в нижній частині печі при спалюванні коксу, плавлі шихтових матеріалів і випуску продуктів плавки. Шихтові матеріали завантажуються у піч певними порціями (колошами) згори через засипний апарат. У нижню частину печі для спалювання коксу та його часткових заміників через повітряні фурми вдувається повітря, разом з ним вдуваються також й вуглеводні заміники коксу та додатковий кисень. Внаслідок проходження фізико-хімічних процесів шихтові матеріали перетворюються на чавун, шлак і доменний газ. Час перебування порції шихтових матеріалів всередині печі від моменту завантаження на колошник до випуску продуктів плавки становить 5...8 годин.

Причиною одержання в доменній печі чавуну (містить понад 4 % C), а не сталі (містить менше 1,24 % C) є присутність в усьому об'ємі доменної печі вуглецю коксу, з яким відновлене залізо перебуває в постійному контакті й, розчиняючи його в собі, перетворюється на чавун.

Ливарний чавун – чавун з високою рідкоплинністю, один з видів доменного чавуну. Має підвищений, порівняно з переробним чавуном вміст кремнію – від 1,21...1,60 % до 3,21...3,60 % (у ливарному рафінованому чавуні – від 0,81...1,20 % до 3,21...3,60 %). Містить більшу частину вуглецю у вигляді вільного графіту. Графітизації сприяє вели-

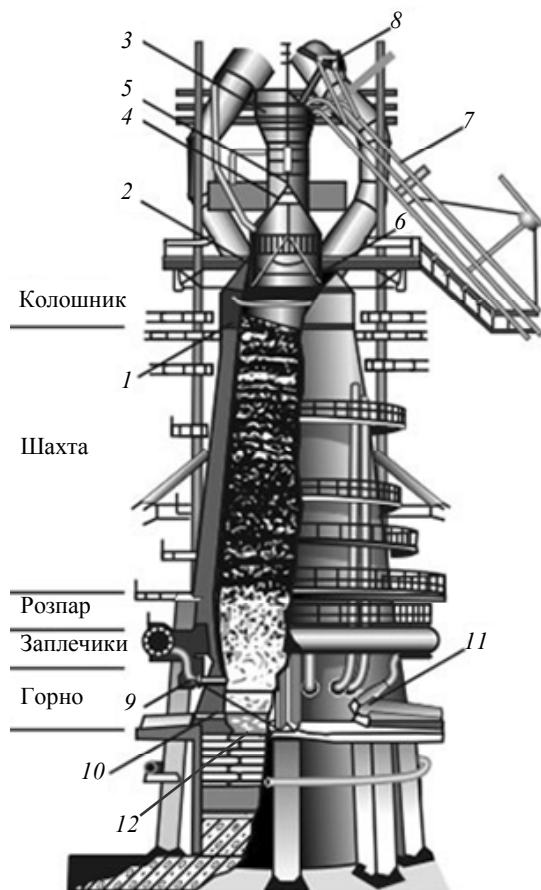


Рис. 6.5. Доменна піч: 1 – захисні сегменти колошника; 2 – великий конус засипного апарату; 3 – приймальна воронка засипного апарату; 4 – малий конус засипного апарату; 5 – розподільник шихти засипного апарату; 6 – воронка великого конусу засипного апарату; 7 – похилий міст; 8 – шкіповий підйомник; 9 – повітряна фурма; 10 – чавунна льотка; 11 – шлакова льотка; 12 – черинь (лещадь)

кий вміст кремнію. Ливарний чавун має сірий колір зламу, невелику усадку, значну стійкість проти зношування, його легко обробляти на металорізальних верстатах.

Розрізняють ливарний чавун природнолегований (з хімічними елементами, що містяться в залізній руді), коксовий, спеціальний і рафінований (магнієм або сумішами, що містять магній; див. рафінування металів). З природнолегованого і коксового ливарного чавуну виготовляють фасонні вироби. Спеціальний ливарний чавун застосовують у виробництві ковкого чавуну, рафінований ливарний чавун – при виготовленні високоміцного чавуну і сірого чавуну.

Переробний чавун – чавун, який переробляють на сталь у сталеплавильних агрегатах. Є лише напівпродуктом у двоступеневому процесі отримання сталі на металургійних заводах. Понад 90 % всього чавуну, що виплавляється у світі, є переробним чавуном. Від інших видів чавуну, отримуваних у доменних печах, переробний чавун відрізняється низьким вмістом кремнію Si (не більше від 1,2 %) і марганцю Mn (не більше від 2 %). Вміст сірки може сягати 0,050 %, фосфору P – від 0,08 до 2 % (фосфористі переробні чавуни). Високоякісний переробний чавун характеризується низьким вмістом сірки і фосфору – не більше 0,010...0,020 % сірки і не більше 0,02...0,04 % фосфору.

За способом переробки чавуну на сталь переробний чавун розділяється на *мартенівський чавун, бесемєрівський чавун, томасівський чавун*.

Після отримання у доменній печі чавун зливають у чавуновозні ковші і транспортують у рідкому стані або до сталеплавильного (мартенівського, киснево-конверторного, електросталеплавильного) цеху, де переробляють на сталь, або до розливних машин, де його розливають у форми і отримують бабковий (чушковий) чавун.

6.1.3. ВИПЛАВКА СТАЛІ

Сталь – сплав заліза з вуглецем, який містить від 0,02 до 2,14 % вуглецю і домішок (кремній, марганець, сірка, фосфор та газу).

За вмістом вуглецю сталі поділяють на дві групи:

- м'яка сталь, або технічне залізо (містить до 0,3 % вуглецю)
- тверда сталь (містить від 0,3 до 2,14 % вуглецю)

Двоступінчастий спосіб виготовлення сталі по теперішній час є основним. З початку з залізної руди виплавляють чавун, який потім переробляють у сталь.

Суть процесу переробки чавуну на сталь полягає у зменшенні до потрібної концентрації вмісту вуглецю і шкідливих домішок – фосфору і сірки, які роблять сталь крихкою та ламкою.

Залежно від способу окиснювання вуглецю є різні способи переробки чавуну на сталь: мартенівський, конверторний та електротермічний. До фінансової кризи в 2008 році Україна залишалася однією з небагатьох країн, де широко використовували мартенівський спосіб виплавляння сталі, що є досить енергозатратним та екологічно шкідливим. Наразі більшість мартенівських печей в Україні виведено з експлуатації, а ті, що лишилися, невдовзі також будуть закриті. Мартенівський спосіб виплавки сталі не витримує конкуренції, яка загострилася на світових ринках після 2008 р. Таким чином, зараз в Україні, як і в усьому світі, переважну більшість сталевих продукції виробляють конвертерним способом. Станом на 2016 р. Україна входила у десятку світових виробників сталі.

МАРТЕНІВСЬКИЙ СПОСІБ ВИПЛАВКИ СТАЛІ

У мартенівському способі випалювання надлишку вуглецю в чавуні відбувається за рахунок не лише кисню повітря, а й кисню оксидів заліза, які додаються у вигляді залізної руди та іржавого залізного брухту.

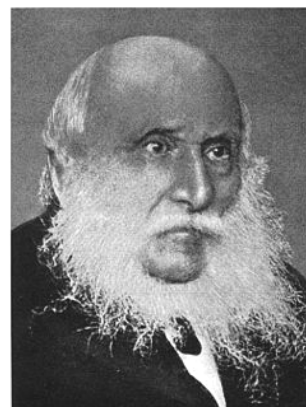
Виплавка сталі проходить у полум'яних печах – мартенівських (сименс-мартенівських). Високі температури, які потрібні для перетворення чавуну у сталь досягаються за рахунок підігріву повітря (дуття) та палива (природний газ) у регенераторах. Даний спосіб обігріву винайшли брати Карл-Вільгельм і Фрідріх Сіменси (Англія). У квітні 1864 р. на одному з заводів Франції П'єру Мартену вперше вдалося зварити гарну сталь в регенеративній печі, побудованій за участю Вільгельма Сіменса. Цей процес отримав широкого розповсюдження після Паризької виставки 1867 р.



Карл-Вільгельм Сіменс



Фрідріх Сіменс



П'єр-Еміль Мартен

Мартенівська піч (рис. 6.6) складається з плавильної ванни, перекритої склепінням з вогнетривкої цегли, і особливих камер регенераторів для попереднього підігріву повітря і горючого газу.

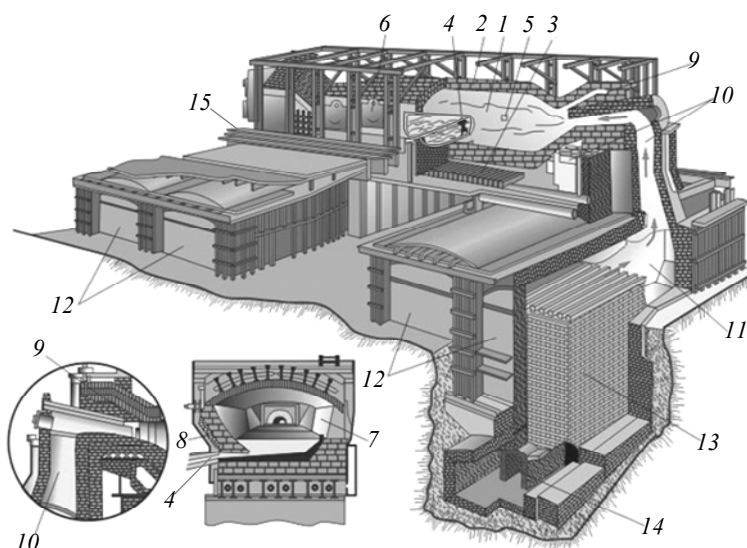


Рис. 6.6. Схема мартенівської печі: 1 – робочий простір; 2 – звід; 3 – подина; 4 – отвір для випуску сталі; 5 – отвір для спуску шлаку; 6 – завалочні вікна; 7 – передня стінка; 8 – задня стінка; 9 – головки; 10 – вертикальні канали; 11 – шлаковик; 12 – регенератори; 13 – насадка регенераторів; 14 – борова; 15 – робочий майданчик

Мартенівські печі працюють періодично. Після розливки сталі піч готують до нової плавки, завантажують шихтою і процес повторюється. Процес переробки чавуну в сталь у мартенах відбувається відносно повільно протягом 6...7 годин. У мартенівських печах можна легко регулювати хімічний склад сталі, додаючи до чавуну залізний брухт і руду в потрібній пропорції. Перед закінченням плавки нагрів печі припиняють, зливають шлак, а потім додають речовини, що розкислюють розплав. В мартенах можна виплавляти і леговану сталь. Для цього наприкінці плавки додають до сталі відповідні метали або сплави.

КОНВЕРТОРНІ СПОСІБ ВИПЛАВКИ СТАЛІ

За цим способом окиснювання надлишку вуглецю та інших домішок чавуну проводять киснем повітря, або технічним киснем, який продувають крізь розплавлений чавун під тиском у спеціальних печах – конверторах. Конвертор – це грушоподібна сталева піч, обфутерована всередині вогнетривкою цеглою. Він може повертатися навколо своєї осі. Місткість конвертора – 50...60 т сталі. Матеріалом його футерування служить або динас, що має хімічно-кислотні властивості (до складу головним чином входить SiO_2), або доломітна маса, яка має хімічно-основні властивості (суміш CaO і MgO , які отримують з доломіту $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$). Залежно від матеріалу футерування печі повітряно-конверторний спосіб поділяють на два види: бесемерівський і томасівський.

Бесемерівський процес – конверторна технологія переробки чавунів, які містять мало фосфору і сірки й багаті на силіцій (не менше 2 %), на сталь. Такі чавуни можуть називатися бесемерівськими чавунами. Футеровка конвертера – кисла, багата на SiO_2 . При продуванні повітря спочатку окиснюється силіцій з виділенням значної кількості тепла. Внаслідок цього початкова температура чавуну приблизно з 1300 °С швидко піднімається до 1500...1600 °С. Вигорання 1 % Si обумовлює підвищення температури на 200 °С.

Ідея поліпшення якості заліза шляхом продування повітрям розтопленого чавуну (прототип бесемерівського процесу) вперше була занотована у Китаї ще у 1075 року.

Генрі Бесемер запатентував конверторний або бесемерівський спосіб виробництва сталі у 1855 році, а протягом наступного року отримав ще кілька патентів, які стосувалися покращення винаходу. Схему конструкції бесемерівського конвертору наведено на рис. 6.7.



*Сер Генрі
Бесемер*

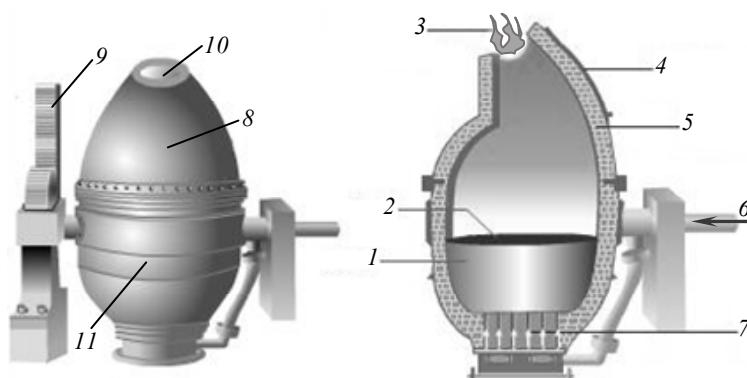


Рис. 6.7. Бесемерівський конвертер: 1 – розплав; 2 – шлак; 3 – спалювання CO; 4 – сталевий кожух; 5 – футеровка; 6 – подача повітря до фурм через пустотілу цапфу; 7 – фурми; 8 – шолом; 9 – механізм повороту реторти; 10 – горловина; 11 – реторта

Бесемерівська сталь містить завжди менше 0,2 % вуглецю і використовується як технічне залізо для виробництва дроту, болтів, дахового заліза тощо.

Томасівський процес – конверторна технологія переробки чавунів. Томасівським способом переробляють чавун з великим вмістом фосфору (до 2 % і більше). Винахідником цього процесу є Сідні Джілкріст Томас – англійський металург.



Сідні Джілкріст
Томас

Тому такий чавун називають томасівським чавуном. Конструкція томасівського конвертора та принцип дії не відрізняється від бесемерівського. Основна відмінність цього способу від бесемерівського полягає в тому, що футеровку конвертора роблять з оксидів магнію і кальцію (які отримують з доломіту $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$). Крім того, до чавуну додають ще до 15 % CaO . Внаслідок цього шлакоутворюючі речовини містять значний надлишок оксидів з основними властивостями. Одержуваний при цьому шлак містить до 20 % P_2O_5 . Його розмелюють і застосовують як фосфорне добриво на кислих ґрунтах.

Киснево-конверторний спосіб виплавки сталі – процес виробництва сталі продуванням рідкого чавуну в основних конверторах технічно чистим киснем, є одним із способів конверторного виробництва. Окрім чавуну в конвертор можна вводити сталевий брухт (20...30 %). Вперше в промислових масштабах був впроваджений 1952 року в Австрії. У другій половині XX століття став основним процесом виплавки сталі, в 2011 році за цим процесом було виплавлено близько 70 % виплавленої в світі сталі.

Розробником процесу був Роберт Дюррер зі Швейцарії. В промисловому масштабі киснево-конвертерний процес вперше застосовано в Австрії у листопаді 1952 року на металургійному комбінаті у Лінці. Другим заводом, на якому було використано процес, був завод «Донавіц» в австрійському місті Донавіц (тепер у складі Леобен), де його було впроваджено у травні 1953 року. Від назви міста Лінц і міста Донавіц, де вперше було впроваджено цей процес, походить німецькомовний варіант назви киснево-конвертерного процесу – «Linz-Donawitz-Verfahren», або скорочено «LD-Verfahren» («Лінц-Донавіцький процес»).

Конверторний спосіб ґрунтується на продувці рідкого чавуну киснем, який окислює домішки, які містяться в чавуні (кремній, марганець, вуглець та інші). Процес проводиться у кисневому конверторі (рис. 6.8), який представляє собою сталеву реторту грушоподібної форми, яка з середини футерована вогнетривкою цеглою. Подача кисню під тиском 0,8...1,2 МПа (8...12 кгс/см²) здійснюється через фурму, яка охолоджується водою.

Перед початком процесу в конвертор завантажують залізну руду, сталевий брухт, вапно і заливають рідкий чавун.

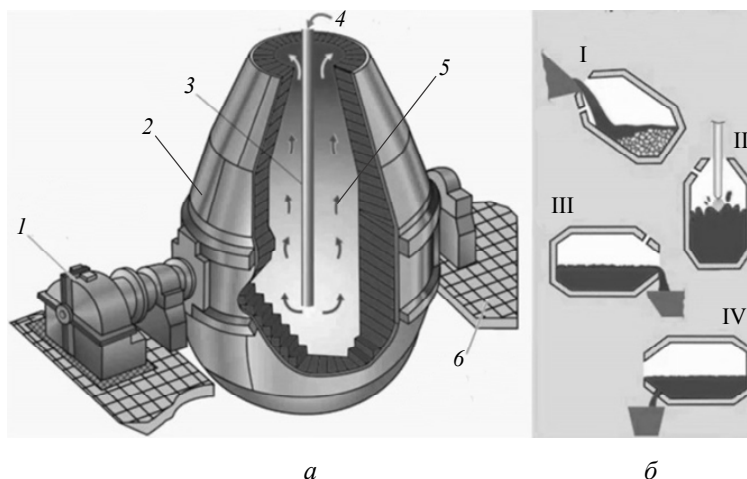


Рис. 6.8. Кисневий конвертер (а) та етапи проведення плавки (б): 1 – механізм повороту реторти; 2 – футерована реторта; 3 – фурма; 4 – подача кисню; 5 – вихід продуктів хімічних реакцій; 6 – робоча площадка; I – загрузка реторти брухтом та рідким чавуном; II – продування розплаву киснем; III – злив шлаку; IV – злив сталі

В конвертор опускають фурму і починають продувку киснем. Під дією дуття домішки чавуну окислюються, виділяючи значну кількість тепла, в результаті чого одночасно знижується вміст домішок у металі і підвищується температура, підтримуючи його у рідкому стані.

Після розкислення сталь розливають по формах (виливницях), де вона застигає у вигляді злитків. В кисневих конверторах виплавляють вуглецеві і низьколеговані сталі. Киснево-конверторний спосіб – найпродуктивніший (тривалість плавки – 50...60 хв.). Процес не потребує палива (використовується фізичне тепло рідкого чавуну та екзотермічних реакцій вигоряння домішок). Але при цьому способі вихід готового металу порівняно невеликий (90...92 % від вихідного) і ним можна переробляти тільки невелику кількість металобрухту.

ЕЛЕКТРОТЕРМІЧНИЙ СПОСІБ ВИПЛАВКИ СТАЛІ

Електротермічний спосіб має перед мартенівським і особливо конверторним, цілу низку переваг. Цей спосіб дозволяє виплавляти сталь дуже високої якості і точно регулювати її хімічний склад. Доступ повітря в електропіч незначний, тому значно менше утворюється монооксиду заліза FeO , який забруднює сталь і знижує її властивості. Температура в електропечі – не нижче 2000 °С. Це дозволяє проводити плавку сталі на сильно основних шлаках (які важко плавляться), при яких повніше видаляється фосфор і сірка. Крім того, завдяки дуже високій температурі в електропечах можна легувати сталь тугоплавкими металами – молібденом і вольфрамом. Але в електропечах витрачається дуже багато електроенергії – до 800 кВт·год на 1 т сталі. Тому цей спосіб застосовують лише для виплавки високоякісної спецсталі.

Електропечі бувають різної місткості – від 0,5 до 180 т. Найбільшого поширення набули *трьох-фазні дугові сталеплавильні печі* (ДСП) перемінного струму (рис. 6.9).

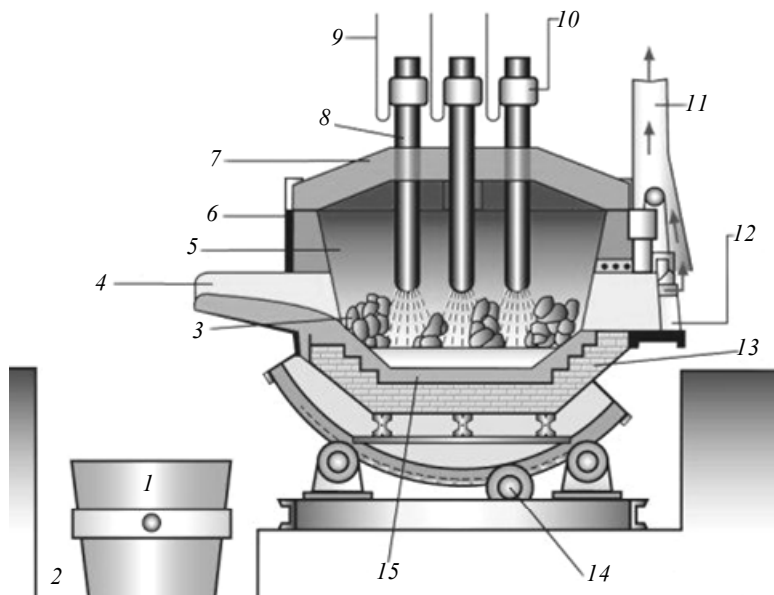


Рис. 6.9. Дугова сталеплавильна піч: 1 – сталеливарний ківш; 2 – приямок; 3 – шихта; 4 – жолоб для зливу сталі; 5 – робочий простір печі; 6 – сталевий кожух; 7 – знімний звід печі; 8 – розхідні вуглецеві (графітні) електроди; 9 – електрокабель; 10 – електродотримач; 11 – газовідвід; 12 – робоче вікно для зливу шлаку, додання феросплавів, взяття проб на аналіз; 13 – футеровка з цегли; 14 – привод для нахилу поду печі; 15 – наварна футеровка подины

Футеровку печі роблять зазвичай основною (з CaO і MgO). Склад шихти може бути різний. Інколи вона складається на 90 % із залізного брухту і на 10 % із чавуну, інколи у ній переважає чавун з добавками у певній пропорції залізної руди і залізного брухту. До шихти додають також вапняк або вапно як флюс. Хімічні процеси при виплавці сталі в електропечах ті ж самі, що і в мартенах.

Для виплавки сталі високої якості застосовуються також *індукційні печі* (рис. 6.10). В індукційних печах для виплавки металу використовується тепло, яке виділяється в металі за рахунок збудження в ньому електричного струму змінним магнітним полем. Джерелом електромагнітного поля в індукційній печі служить індуктор. На металеву шихту у тиглі печі впливає змінне магнітне поле, що виникає від індуктора, тому шихта нагрівається внаслідок теплового впливу вихрових струмів («струми Фуко»), які наводяться в ній.

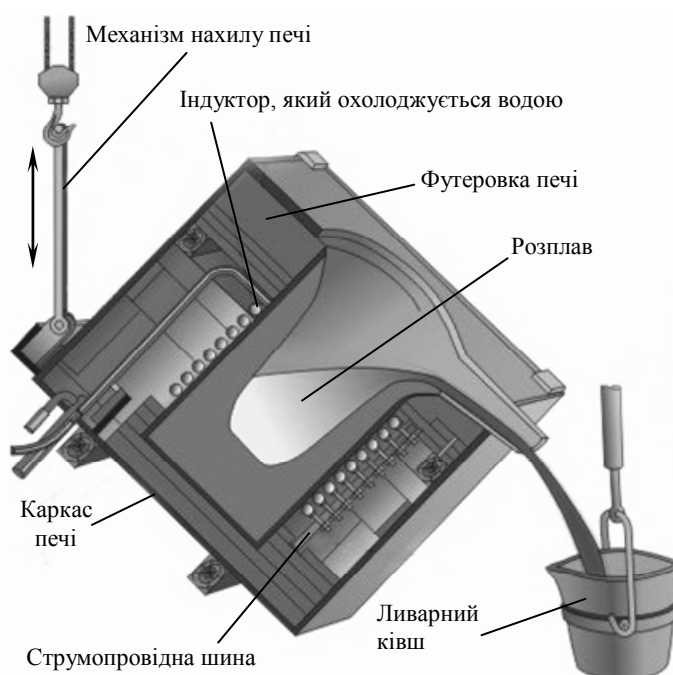


Рис. 6.10. Індукційна плавильна піч

Оскільки плавка в індукційній печі протікає дуже швидко, шихта для неї використовується, як правило, з високоякісного металобрухту відомого складу. Перед плавкою проводиться точний розрахунок шихти за змістом вуглецю, сірки та фосфору, а також легуючих елементів.

Шихту завантажують в тигель так, щоб вона щільно заповнювала весь об'єм тигля. Після завантаження шихти включають струм на повну потужність. У міру проплавлення шихти додають решту. Потім на поверхню металу завантажують суміш для утворення шлаку, яка складається з вапна, магнезитового порошку та плавикового шпату. У процесі плавки шлак розкислюють добавками порошку коксу та меленого розкислювачу. По ходу плавки додають легуючі матеріали. Метал розкислюють кусковими феросплавами і при кінці плавки алюмінієм.

Великі печі (місткістю більш 6 т) живляться струмами промислової частоти 50 Гц, малі промислові та експериментальні печі живляться струмами високої частоти (500..10000 Гц).

У порівнянні з дуговими електропечами індукційні печі мають ряд переваг: відсутність електродів і електричних дуг дозволяє отримувати сталі та сплави з низьким вмістом вуглецю та газів; плавка характеризується низьким угаром легуючих елементів; високим електричним ККД та можливістю точного регулювання температури металу.

6.2. ДІАГРАМА СТАНУ «ЗАЛІЗО – ЦЕМЕНТИТ»

Початок вивченню діаграми систем «залізо – цементит» («залізо – вуглець») поклав Д. К. Чернов в 1868 р. Чернов вперше вказав на існування в сталі критичних точок та на залежність їх положення від змісту вуглецю.

Діаграма стану системи «залізо – цементит» (рис. 6.11) дає основне уявлення про будову залізовуглецевих сплавів – сталей та чавунів.

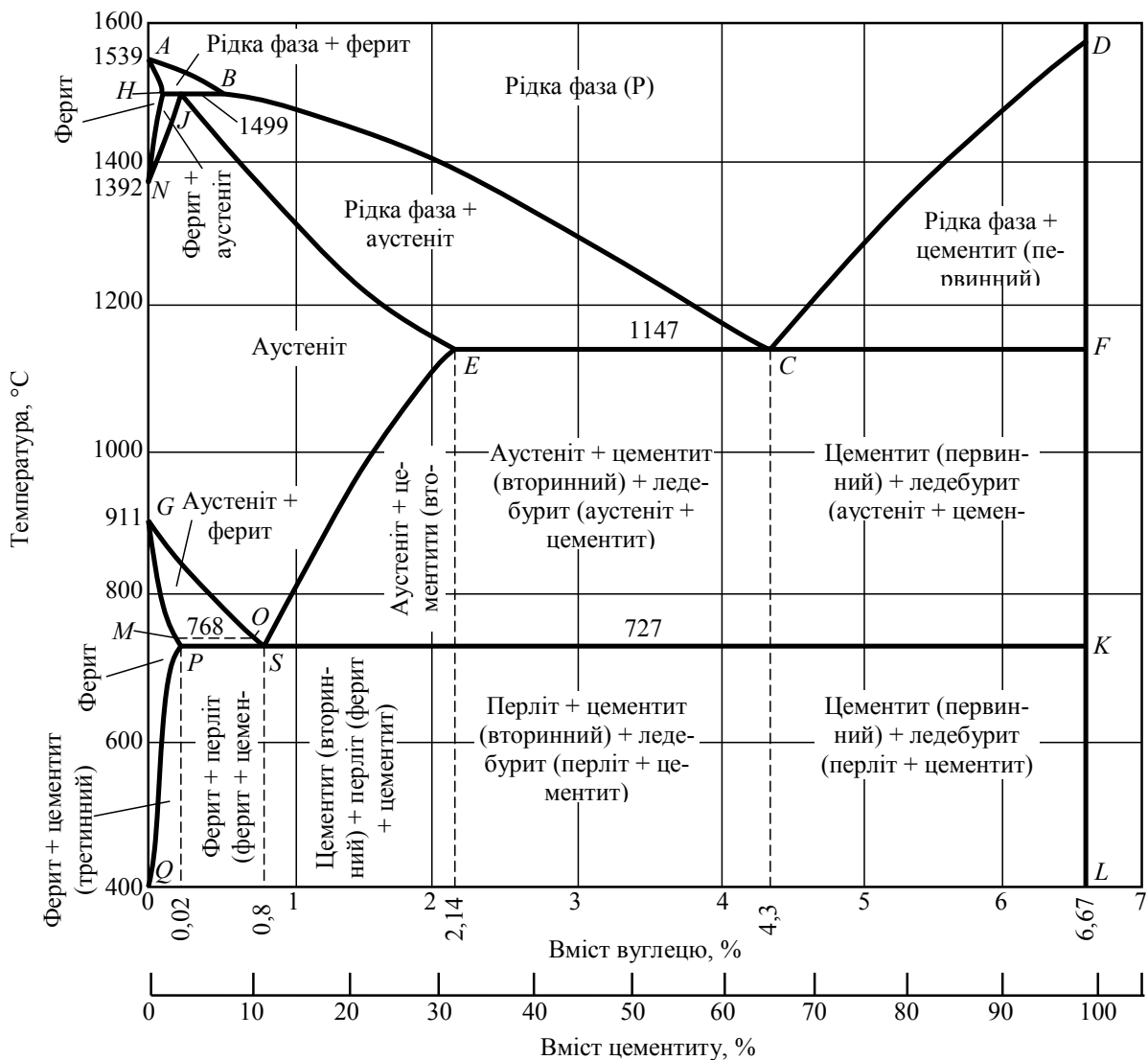


Рис. 6.11. Діаграма стану системи «залізо – цементит»

Діаграма стану системи «залізо – вуглець» повинна розгортатися від заліза до вуглецю. Залізо утворює з вуглецем хімічну сполуку: цементит – Fe_3C . Кожну стійку хімічну сполуку можна розглядати як компонент, а діаграму – по частинам. Так як на практиці застосовують залізовуглецеві сплави з вмістом вуглецю до 5 %, то розглянемо частину діаграми стану від заліза до хімічної сполуки цементиту, яка містить 6,67 % вуглецю.

6.1.1. КОМПОНЕНТИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

Компонентами залізовуглецевих сплавів є залізо, вуглець та цементит.

1. *Залізо* – метал сріблясто-світлого кольору, елемент восьмої групи четвертого періоду періодичної системи хімічних елементів Д. І. Менделєєва з атомним номером 26. Позначається символом Fe (лат. Ferrum). Один з найпоширеніших у земній корі металів (друге місце після алюмінію). Має високу температуру плавлення – $1539 \pm 5^\circ \text{C}$.

У твердому стані залізо може знаходитись в двох модифікаціях (див. рисунок 1.4). Поліморфні перетворення відбуваються при температурах 911°C та 1392°C . При температурі нижче 911°C існує Fe_α з об'ємноцентрованою кубічною решіткою. В інтервалі температур $911 \dots 1392^\circ \text{C}$ стійким є Fe_γ з гранецентрованою кубічною решіткою. Вище 1392°C залізо має об'ємноцентровану кубічну решітку та називається Fe_δ або високотемпературне Fe_α . Високотемпературна модифікація Fe_α не є новою алотропною формою. Критичну температуру 911°C перетворення $\text{Fe}_\alpha \leftrightarrow \text{Fe}_\gamma$ позначають точкою A_3 , а температуру 1392°C перетворення $\text{Fe}_\gamma \leftrightarrow \text{Fe}_\delta$ – точкою A_4 .

При температурі нижче 768°C залізо феромагнітне, а вище – парамагнітне. Точка Кюрі заліза 768°C позначається A_2 .

Залізо технічної чистоти має невисоку твердість (80 НВ) та міцність (межа міцності – $\sigma_B = 250 \text{ МПа}$, межа плинності – $\sigma_T = 120 \text{ МПа}$) і високими характеристиками пластичності (відносне подовження – $\delta = 50 \%$, а відносне звуження – $\psi = 8 \%$). Властивості можуть змінюватися в деяких межах залежно від величини зерна.

Залізо характеризується високим модулем пружності, наявність якого виявляється і у сплавах на його основі, що забезпечує високу жорсткість деталей з цих сплавів.

Залізо з багатьма елементами утворює розчини: з металами – розчини заміщення, з вуглецем, азотом та воднем – розчини проникнення.

2. *Вуглець* (карбон) відноситься до неметалів. Хімічний елемент чотирнадцятої групи, 2-го періоду періодичної системи хімічних елементів. Порядковий номер 6, атомна маса – 12,0107. Хімічний символ – C (лат. Carboneum). Має поліморфне перетворення (див. рисунок 1.5), в залежності від умов утворення існує в формі графіту з гексагональною кристалічною решіткою (температура плавлення – 3500°C , щільність – $2,5 \text{ г/см}^3$) або у формі алмазу зі складною кубічною решіткою з координаційним числом, яке дорівнює чотирьом (температура плавлення – 5000°C , щільність – $3,47 \dots 3,55 \text{ г/см}^3$).

У сплавах з залізом вуглець знаходиться в стані твердого розчину та у вигляді хімічної сполуки – цементиту (Fe_3C), а також у вільному стані у вигляді графіту (в сірих чавунах).

3. *Цементит* (Fe_3C) – хімічна сполука заліза з вуглецем (карбід заліза). Концентрація вуглецю в цементиті – 6,67 % по масі – гранична для залізовуглецевих сплавів. Дуже твердий та крихкий, має слабкі магнітні властивості до температури 210°C .

Цементит алотропних перетворень не має. Кристалічна решітка цементиту складається з ряду октаєдрів, осі яких нахилені один до одного – орторомбічна кристалічна решітка (рис. 6.12).

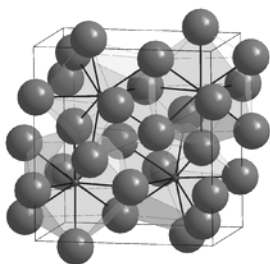


Рис. 6.12. Кристалічна решітка цементиту

Температура плавлення цементиту точно не встановлена (1250 або 1550 °С).

Цементит має високу твердість (більше 800 НВ, легко дряпає скло), але надзвичайно низьку, практично нульову, пластичність. Такі властивості є наслідком складної будови кристалічної решітки.

Цементит здатний утворювати тверді розчини заміщення. Атоми вуглецю можуть заміщатися атомами неметалів: азотом, киснем; атоми заліза – металами: марганцем, хромом, вольфрамом та ін. Такий твердий розчин на базі решітки цементиту називається *легованим цементитом*.

Цементит – з'єднання нестійке і при певних умовах розпадається з утворенням вільного вуглецю у вигляді графіту. Цей процес має важливе практичне значення при структуроутворенні чавунів.

6.1.2. ФАЗИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

В системі «залізо – цементит» існують такі фази: рідка фаза, ферит, аустеніт, цементит.

1. *Рідка фаза (Р)*. У рідкому стані залізо добре розчиняє вуглець в будь-яких пропорціях з утворенням однорідної рідкої фази.

2. *Ферит (Ф)* – твердий розчин проникнення вуглецю в α -залізо ($\text{Fe}_\alpha + \text{C}$).

Мікроструктуру фериту представлено на рис. 6.13.

Ферит має змінну граничну розчинність вуглецю: мінімальну – 0,006 % при кімнатній температурі (точка *Q*), максимальну – 0,02 % при температурі 727 °С (точка *P*). Вуглець розташовується в дефектах решітки.

При температурі вище 1392 °С існує високотемпературний ферит ($\text{Fe}_\delta + \text{C}$), з граничною розчинністю вуглецю 0,1 % при температурі 1499 °С (точка *L*).

Властивості фериту близькі до властивостей заліза. Він м'який (твердість – 130 НВ, межа міцності – $\sigma_B = 100$ МПа) та пластичний (відносне подовження – $\delta = 30$ %), має магнітні властивості до температури 768 °С.

3. *Аустеніт (А)* – твердий розчин проникнення вуглецю в γ -залізо ($\text{Fe}_\gamma + \text{C}$).

Вуглець займає місце в центрі гранецентрованого кубічного осередку.

Мікроструктуру аустеніту представлено на рис. 6.14.

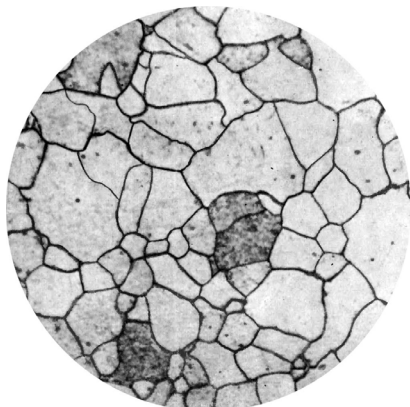


Рис. 6.13. Ферит; $\times 500$
(світлі зерна α -заліза)

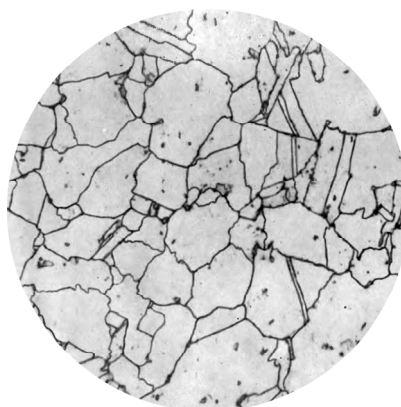


Рис. 6.14. Аустеніт; $\times 500$ (світлі зерна з характерними двійниками кристала твердого розчину вуглецю в γ -залізі)

Аустеніт має змінну граничну розчинність вуглецю: мінімальну – 0,8 % при температурі 727 °С (точка *S*), максимальну – 2,14 % при температурі 1147 °С (точка *E*).

Аустеніт має твердість 200...250 НВ, пластичний (відносне подовження – $\delta=40\ldots50\%$), є парамагнетиком.

При розчиненні в аустеніті інших елементів можуть змінюватися властивості та температурні межі існування.

4. *Цементит* (Ц) – характеристика дана вище.

У залізовуглецевих сплавах присутні фази: цементит первинний Ц_I, цементит вторинний Ц_{II}, цементит третинний Ц_{III} (рис. 6.15). Хімічні та фізичні властивості цих фаз однакові.

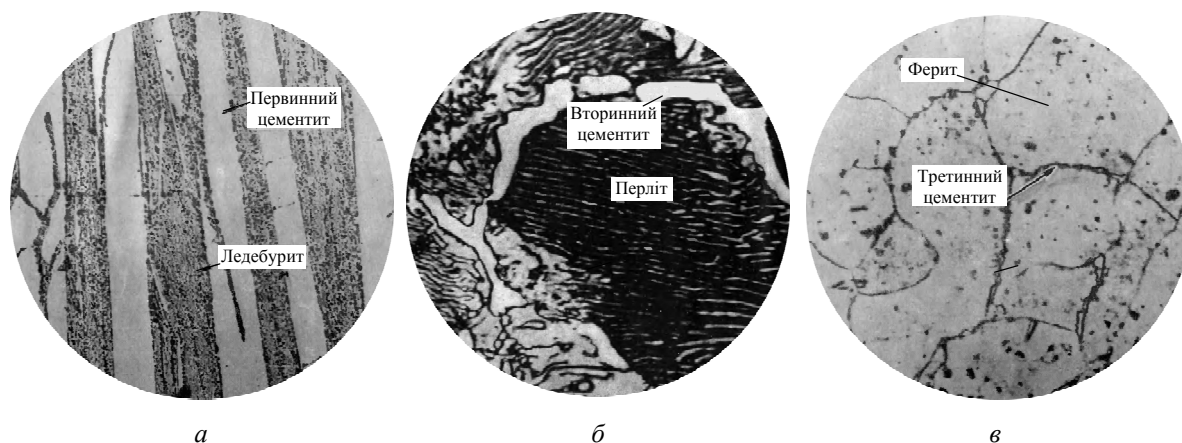


Рис. 6.15. Цементит: *a* – первинний (масивні включення в заевтектоїдному чавуні), $\times 200$; *б* – вторинний (світла сітка Fe_3C) у невідпаленої (заевтектоїдної) сталі, $\times 1000$; *в* – третинний (дрібні включення та сітка у технічному залізі), $\times 1500$

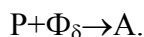
Механічні властивості сплавів впливають на відмінності в розмірах, кількості та розташуванні цих виділень. Цементит первинний виділяється з рідкої фази у вигляді великих пластинчастих кристалів. Цементит вторинний виділяється з аустеніту та розташовується у вигляді сітки навколо зерен аустеніту (при охолодженні – навколо зерен перліту). Цементит третинний виділяється з фериту у вигляді дрібних включень та розташовується біля границь феритних зерен.

6.1.3. ПРОЦЕСИ ПРИ СТРУКТУРОУТВОРЕННІ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

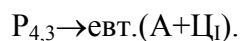
Розглянемо основні лінії діаграми стану системи «залізо – цементит» (рис. 6.11).

Лінія *ABCD* – *ліквідус* системи. На ділянці *AB* починається кристалізація фериту (Φ_8), на ділянці *BC* починається кристалізація аустеніту (*A*), на ділянці *CD* – кристалізація цементиту первинного (Ц_I).

Лінія *АНJECF* – лінія *солідус*. На ділянці *АН* закінчується кристалізація фериту (Φ_8). На лінії *HJB* при постійній температурі 1499 °С відбувається перитектичне перетворення, яке полягає в тому, що рідка фаза (*P*) реагує з кристалами фериту (Φ_8), що утворилися раніше, в результаті чого утворюється аустеніт (*A*):



На ділянці *JE* закінчується кристалізація аустеніту. На ділянці *ECF* при постійній температурі 1147 °С відбувається евтектичне перетворення, яке полягає в тому, що рідина ($P_{4,3}$), яка містить 4,3 % вуглецю перетворюється в евтектичну суміш аустеніту (А) та цементиту первинного (Ц_I):



Евтектика системи залізо-цементит називається *ледебурит* (Л) (на честь німецького вченого металурга А. Ледебура) та містить 4,3 % вуглецю (рис. 6.16).



Адольф
Ледебур

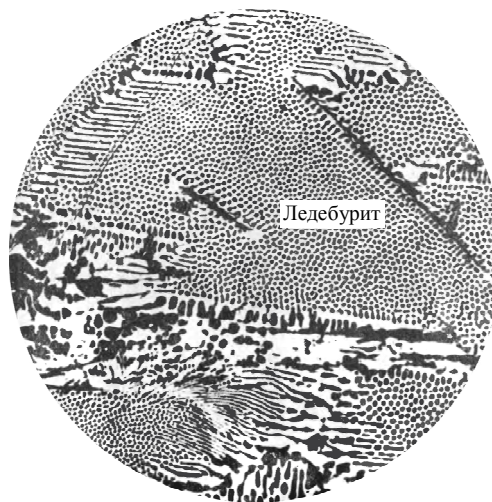


Рис. 6.16. Ледебурит, $\times 500$ (евтектика з характерних округлих темних включень перліту, розташованих у світлій основі з цементиту)

При температурі нижче 727 °С до складу ледебуриту входять цементит первинний та *перліт* (П), його називають *ледебурит перетворений* (ЛП).

По лінії *HN* починається перетворення фериту (Φ_8) в аустеніт, що обумовлено поліморфним перетворенням заліза. По лінії *NJ* перетворення фериту (Φ_8) в аустеніт закінчується.

По лінії *GS* починається перетворення аустеніту у ферит, яке обумовлено поліморфним перетворенням заліза. По лінії *PG* перетворення аустеніту у ферит закінчується.

По лінії *ES* починається виділення цементиту вторинного з аустеніту, яке обумовлено зниженням розчинності вуглецю в аустеніті при зниженні температури.

По лінії *MO* при постійній температурі 768 °С мають місце магнітні перетворення.

По лінії *PSK* при постійній температурі 727 °С відбувається евтектоїдне перетворення, яке полягає в тому, що аустеніт, що містить 0,8 % вуглецю ($A_{0,8}$), перетворюється в евтектоїдну суміш фериту (Φ) та цементиту вторинного (Ц_{II}):



За механізмом дане перетворення схоже на евтектичне, але протікає у твердому стані.

Евтектоїд системи залізо-цементит називається *перлітом* (П) та містить 0,8 % вуглецю. Свою назву перліт отримав за те, що на полірованому та протравленому шліфі він блищить, як перламутр.

Перліт може існувати в зернистій та пластинчастій формах, в залежності від умов утворення (рис. 6.17).

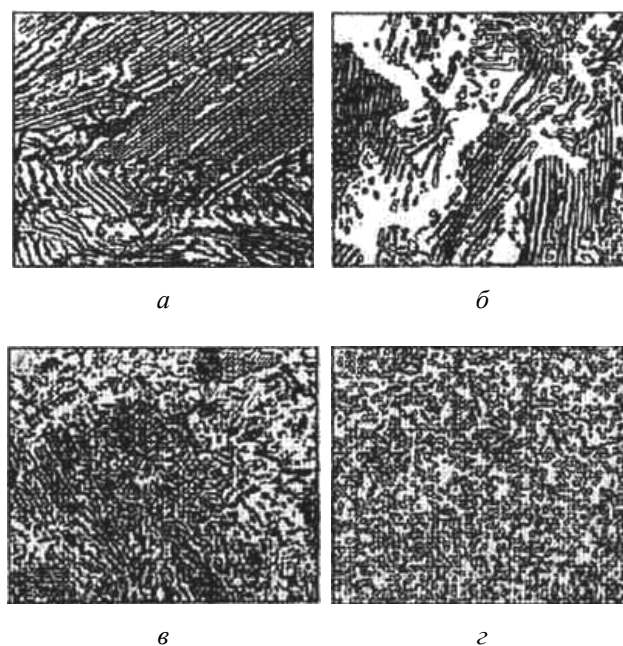


Рис. 6.17. Мікроструктура перліту ($\times 1000$): *a* – пластинчастий;
б, в – пластинчастий, який частково перетворився на зернистий;
г – зернистий

По лінії PQ починається виділення з фериту цементиту третинного (Π_{III}), що обумовлено зниженням розчинності вуглецю у фериті при зниженні температури.

6.1.4. КРИТИЧНІ ТОЧКИ ДІАГРАМИ СТАНУ «ЗАЛІЗО-ЦЕМЕНТИТ»

Температури, при яких відбуваються фазові та структурні перетворення в сплавах системи залізо-цементит, тобто критичні точки, мають умовні позначення.

Критичні точки позначаються літерою A (від фр. *arret* – зупинка):

A_1 – лінія PSK (постійна температура 727°C) – перетворення $\Pi \leftrightarrow A$;

A_2 – лінія MO (постійна температура 768°C , точка Кюрі) – магнітні перетворення;

A_3 – лінія GOS (змінна температура, яка залежить від вмісту вуглецю в сплаві) – перетворення $\Phi \leftrightarrow A$;

A_4 – лінія NJ (змінна температура, яка залежить від вмісту вуглецю в сплаві) – перетворення $A \leftrightarrow \Phi\delta$;

A_{cm} – лінія SE (змінна температура, яка залежить від вмісту вуглецю в сплаві) – початок виділення цементиту вторинного (іноді позначається A_3).

Оскільки при нагріванні та охолодженні перетворення відбуваються при різних температурах, щоб відрізнити ці процеси вводяться додаткові позначення. При нагріванні додають літеру «с», наприклад, A_{c1} , при охолодженні – літеру «r», наприклад, A_{r1} .

6.3. СТРУКТУРИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ

Всі сплави системи залізо-цементит за структурною ознакою ділять на дві великі групи: сталі та чавуни.

Особливу групу складають сплави з вмістом вуглецю менше 0,02 %, їх називають технічним залізом. Мікроструктури цих сплавів представлено на рисунках 6.13 та 6.18.

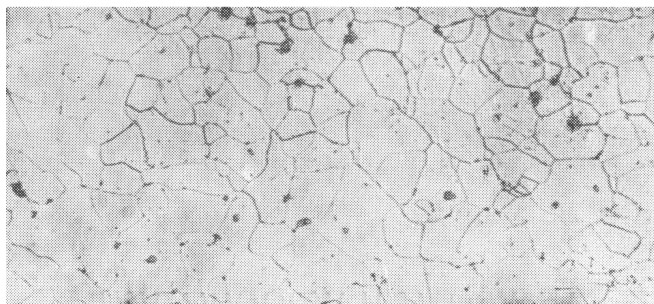


Рис. 6.18. Мікроструктура технічно чистого заліза (фериту)

Структура таких сплавів після закінчення кристалізації складається або із зерен фериту (вміст вуглецю менше 0,006 %), або із зерен фериту та кристалів цементиту третинного, розташованих по границям зерен фериту (вміст вуглецю складає від 0,006 до 0,02 %).

6.3.1. СТРУКТУРА ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Вуглецевими сталями називають сплави заліза з вуглецем, які містять від 0,02 до 2,14 % вуглецю, та закінчують кристалізацію утворенням аустеніту.

Вони мають високу пластичність, особливо – в аустенітному стані.

Структура сталей формується в результаті перекристалізації аустеніту. Мікроструктури сталей представлено на рис. 6.19.

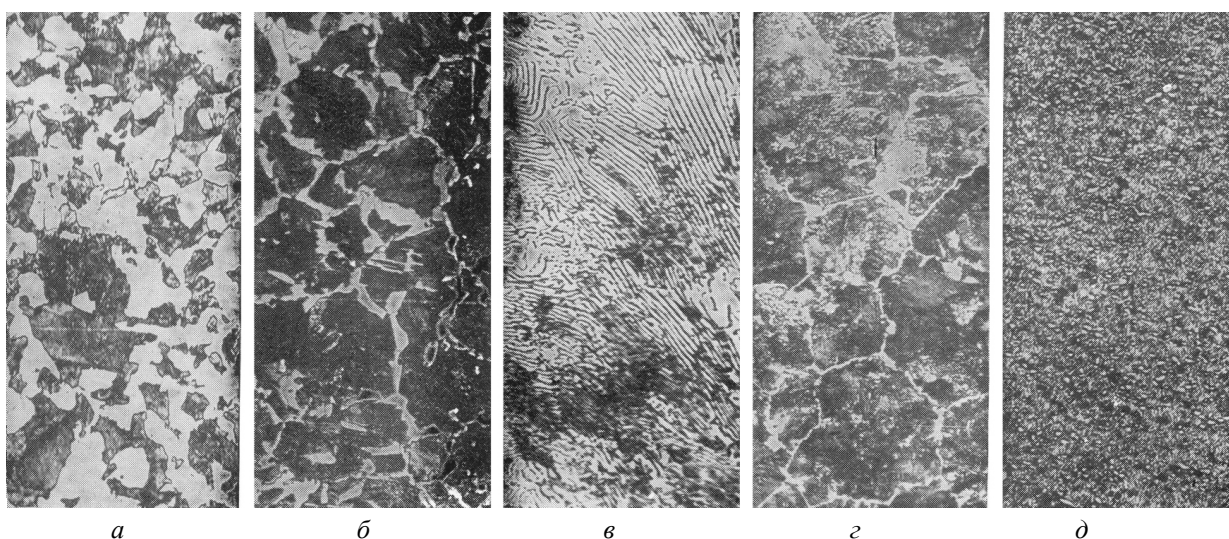


Рис. 6.19. Мікроструктура сталей: *а* – доєвтектоїдна (0,35 % С, перліт + ферит); *б* – доєвтектоїдна (0,6 % С, перліт + ферит); *в* – евтектоїдна (0,8 % С, пластинчастий перліт); *г* – заєвтектоїдна (1,1 % С, перліт + сітка вторинного цементиту); *д* – заєвтектоїдна (1,1 % С, перліт + зерна вторинного цементиту)

За змістом вуглецю та за структурою сталі поділяються на доєвтектоїдні ($0,02\% < C < 0,8\%$), ферито-перлітна структура (Ф+П) (рис. 6.19, а, б); евтектоїдні ($C=0,8\%$), перлитна структура (П), перліт може бути пластинчастий або зернистий (рис. 6.19, в); заєвтектоїдні ($0,8\% < C < 2,14\%$), структура – перліт та цементит вторинний (П+Ц_{II}), сітка цементиту розташовується навколо зерен перліту (рис. 6.19, з, д).

За мікроструктурою сплавів можна приблизно визначити кількість вуглецю в сплаві, враховуючи наступне: кількість вуглецю в перліті становить 0,8 %, в цементиті – 6,67 %. Зважаючи на малу розчинність вуглецю у фериті, припускається, що в ньому вуглецю немає.

6.3.2. СТРУКТУРА ЧАВУНІВ

Сплави заліза із вуглецем, які містять вуглецю більше 2,14 % (до 6,67 %) та закінчують кристалізацію утворенням евтектики (ледебурит), називають чавунами.

Наявність легкоплавкого ледебуриту в структурі чавунів підвищує їх ливарні властивості.

Чавуни, що кристалізуються відповідно до діаграми стану залізо-цементит, відрізняються високою крихкістю. Колір їх зламу – сріблясто-білий. Такі чавуни називаються білими чавунами. Мікроструктури білих чавунів представлено на рис. 6.20.

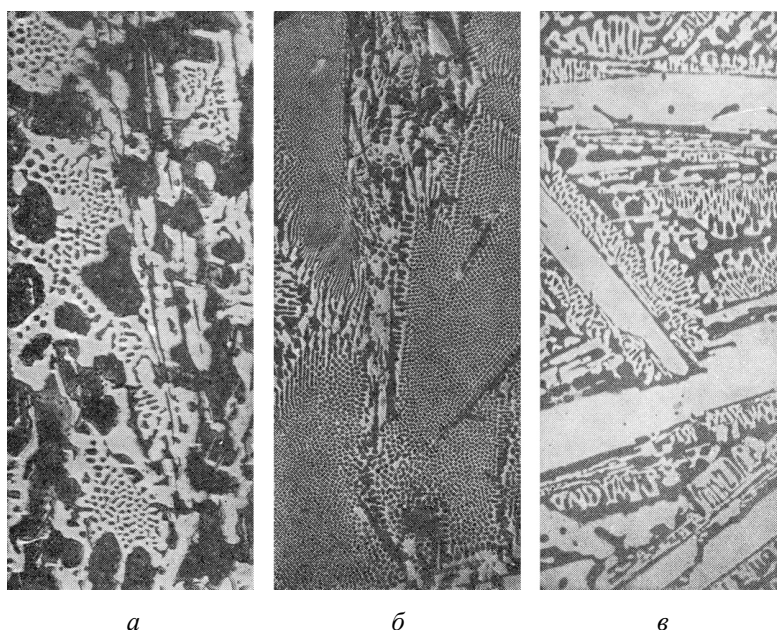


Рис. 6.20. Мікроструктура білих чавунів:

а – доєвтектичний (ледебурит + перліт + вторинний цементит);
б – евтектичний (ледебурит); в – заєвтектичний (ледебурит + первинний цементит)

За кількістю вуглецю та за структурою білі чавуни поділяються на: доєвтектичні ($2,14\% < C < 4,3\%$), структура – перліт, ледебурит та цементит вторинний (П+Л+Ц_{II}) (рис. 6.20, а); евтектичні ($C=4,3\%$), структура – ледебурит (Л) (рис. 6.20, б); заєвтектичні ($4,3\% < C < 6,67\%$), структура – ледебурит та цементит первинний (Л+Ц_I) (рис. 6.20, в).

У структурі доєвтектичних білих чавунів присутній цементит вторинний, який утворюється в результаті зміни складу аустеніту при охолодженні (за лінії *ES*). У структурі цементит вторинний зливається з цементитом, який входить до складу ледебуриту.

6.3.3. ФАЗОВИЙ СКЛАД СТАЛЕЙ ТА ЧАВУНІВ

Фазовий склад сталей та чавунів при нормальних температурах один і той самий, вони складаються з фериту та цементиту. Однак властивості сталей та білих чавунів значно різняться. Таким чином, основним фактором, що визначає властивості сплавів системи «залізо – цементит», є їх структура.

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

1. Які сплави відносяться до залізвуглецевих?
2. У чому полягає відмінність між сталлю та чавуном?
3. У чому полягає сутність процесу отримання чавуну?
4. Який чавун отримують в доменних печах?
5. У чому полягає сутність процесу отримання сталі?
6. Наведіть класифікацію сталей за способом отримання.
7. У чому полягають особливості діаграм стану систем «залізо – цементит» і «залізо – вуглець»?
8. Які речовини відносяться до компонентів залізвуглецевих сплавів?
9. Надайте характеристики основних компонентів залізвуглецевих сплавів.
10. Які фази існують в сплаві системи «залізо – цементит»?
11. Що таке ферит, як структурна складова?
12. Що таке аустеніт, як структурна складова?
13. У чому полягають умови створення цементиту первинного, вторинного та третинного, при утворенні структури залізвуглецевих сплавів?
14. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на лінії *ABCD*?
15. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на лінії *AHJECF*?
16. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянках *JE* і *ECF*?
17. Що таке ледебурит?
18. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянках *HN* і *NJ*?
19. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянках *GS* і *PG*?
20. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянці *ES*?
21. Як називається температура, яка відповідає лінії *MO* на діаграмі стану системи «залізо – цементит»?
22. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянці *PSK*?
23. Що таке перліт?
24. В яких формах може існувати перліт?
25. Які процеси в системі «залізо – цементит» протікають на ділянці *PQ*?
26. Назвіть критичні точки діаграми стану системи «залізо – цементит».
27. Опишіть структуру фериту.
28. Опишіть структури сталей, отриманих в результаті перекристалізації аустеніту: доєвтектоїдної, евтектоїдної та заєвтектоїдної.
29. Опишіть структури білих чавунів: доєвтектичного, евтектичного і заєвтектичного.
30. З яких фаз складаються структури сталей та чавунів при нормальній температурі?
31. Як по виду структури можна визначити приблизний хімічний склад залізвуглецевих сплавів?

7. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

7.1. ВИДИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Властивості сплаву залежать від його структури. Основним способом, що дозволяє змінювати структуру, а, отже, і властивості, є термічна обробка.

Основи термічної обробки розробив Д. К. Чернов. Надалі вони розвивалися в роботах радянських металознавців А. А. Бочвара, Г. В. Курдюмова та А. П. Гуляєва.



*Андрій Анатолійович
Бочвар*



*Георгій В'ячеславович
Курдюмов*



*Олександр Павлович
Гуляєв*

Термічна обробка представляє собою сукупність операцій нагрівання, витримки та охолодження, які виконуються в певній послідовності при певних режимах, з метою зміни внутрішньої будови сплаву та отримання потрібних властивостей (представляється у вигляді графіка в осях «температура – час», рис. 7.1).

Розрізняють такі види термічної обробки:

1. *Відпал першого роду* – можливий для будь-яких металів і сплавів.

Його проведення не обумовлено фазовими перетвореннями в твердому стані.

Нагрівання (при відпалі першого роду) підвищує рухливість атомів, частково або повністю усуває хімічну неоднорідність, зменшує внутрішнє напруження.

Основне значення має температура нагріву і час витримки. Характерним є повільне охолодження.

Різновидами відпалу першого роду є:

– дифузний відпал;

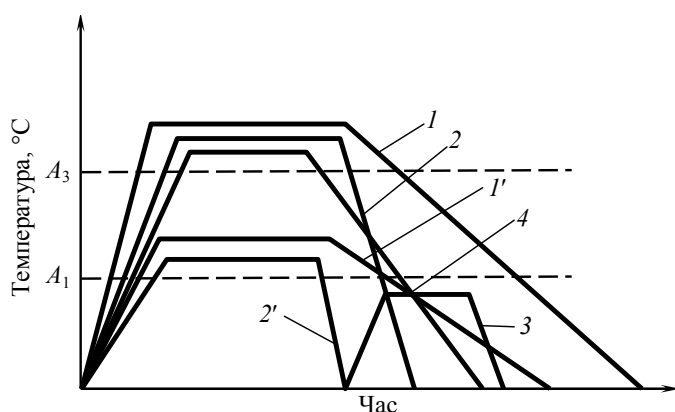


Рис. 7.1. Графіки різних видів термообробки: відпал (1, 1'), загартування (2, 2'), відпуск (3), нормалізація (4)

палу подрібнюється зерно, підвищуються пластичність та в'язкість, знижуються міцність і твердість, поліпшується оброблюваність різанням.

Характеризується нагріванням до температур вище критичних і дуже повільним охолодженням, як правило, разом з піччю (рис. 7.1, криві 1 та 1').

3. *Загартування* – проводиться для сплавів, які зазнають фазових перетворень у твердому стані при нагріванні та охолодженні, з метою підвищення твердості і міцності шляхом утворення нерівноважних структур (сорбіт, троостит, мартенсит).

Характеризується нагріванням до температур вище критичних і високими швидкостями охолодження (рис. 7.1, криві 2 і 2').

4. *Відпуск* – проводиться з метою зняття внутрішніх напружень, зниження твердості та збільшення пластичності і в'язкості загартованих сталей.

Характеризується нагріванням до температури нижче критичної (до точки A_1 , рис. 7.1, крива 3). Швидкість охолодження ролі не грає. Відбуваються перетворення, які зменшують ступінь нерівноважності структури загартованої сталі.

5. *Нормалізація* – нагрівання до високої температури, витримка та повільне охолодження на повітрі. Нормалізація доводить сталь до дрібнозернистої та однорідної структури. Твердість і міцність сталі після нормалізації вищі, ніж після відпалу.

Термічну обробку поділяють на *попередню* та *остаточну*.

Попередня – застосовується для підготовки структури та властивостей матеріалу для наступних технологічних операцій (для обробки тиском, поліпшення оброблюваності різанням).

Остаточна – формує властивість готового виробу.

– рекристалізаційний відпал;
– відпал для зняття напруги після кування, зварювання, лиття.

2. *Відпал другого роду* – відпал металів та сплавів, які зазнають фазових перетворень у твердому стані при нагріванні і охолодженні.

Проводиться для сплавів, в яких є поліморфні або евтектоїдні перетворення, а також змінна розчинність компонентів у твердому стані.

Відпал другого роду проводять з метою отримання більш рівноважної структури та підготовки її до подальшої обробки. В результаті від-

7.2. ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЯКІ ВІДБУВАЮТЬСЯ В СТРУКТУРІ СТАЛІ ПРИ НАГРІВАННІ ТА ОХОЛОДЖЕННІ

Будь-який різновид термічної обробки складається з комбінації чотирьох основних перетворень, в основі яких лежать прагнення системи до мінімуму вільної енергії (рис. 7.2):

I. Перетворення *перліту в аустеніт* ($P \rightarrow A$), відбувається при нагріванні вище критичної температури A_1 , мінімальну вільну енергію має аустеніт:



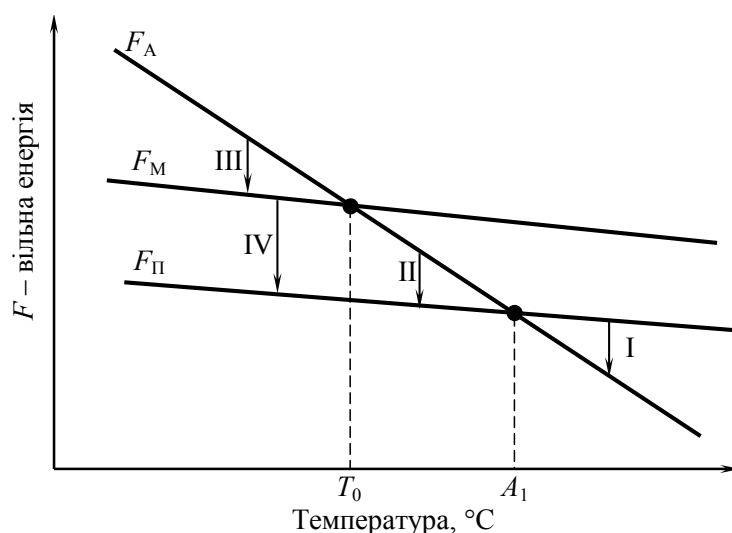
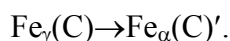


Рис. 7.2. Залежність вільної енергії структурних складових сталей від температури: аустеніту (F_A), мартенситу (F_M), перліту ($F_П$)

II. Перетворення *аустеніту в перліт* ($A \rightarrow П$), відбувається при охолодженні нижче A_1 , мінімальну вільну енергію має перліт:



III. Перетворення *аустеніту в мартенсит* ($A \rightarrow M$), відбувається при швидкому охолодженні нижче температури нестабільної рівноваги:



IV. Перетворення *мартенситу в перліт* ($M \rightarrow П$), відбувається при будь-яких температурах, тому що вільна енергія мартенситу більше, ніж вільна енергія перліту:



7.2.1. МЕХАНІЗМ ОСНОВНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ

ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЛІТУ В АУСТЕНІТ

Перетворення обумовлюється дифузією вуглецю, супроводжується поліморфним перетворенням $Fe_\alpha \rightarrow Fe_\gamma$, а також розчиненням цементиту в аустеніті.

Для дослідження процесів будують діаграми ізотермічного утворення аустеніту (рис. 7.3). Для цього зразки нагрівають до температури вище A_1 та витримують, фіксуючи початок і кінець перетворення.

Зі збільшенням перегріву та швидкості нагріву тривалість перетворення скорочується.

Це пояснюється тим, що перетворення перліту в аустеніт носить дифузний характер, а з підвищенням температури дифузійні процеси прискорюються.

При безперервному нагріванні (лучи V_1 , V_2 та V_3 , що показують нагрів з певною швидкістю) перетворення відбувається в інтервалі температур між точками a і b .

При нагріванні зі швидкістю, що відповідає лучу V_1 , перетворення перліту в аустеніт ($П \rightarrow A$) починається в точці a' і закінчується в точці b' . У точці c' закінчується розчинення цементиту, а в точці d' – гомогенізація аустеніту.

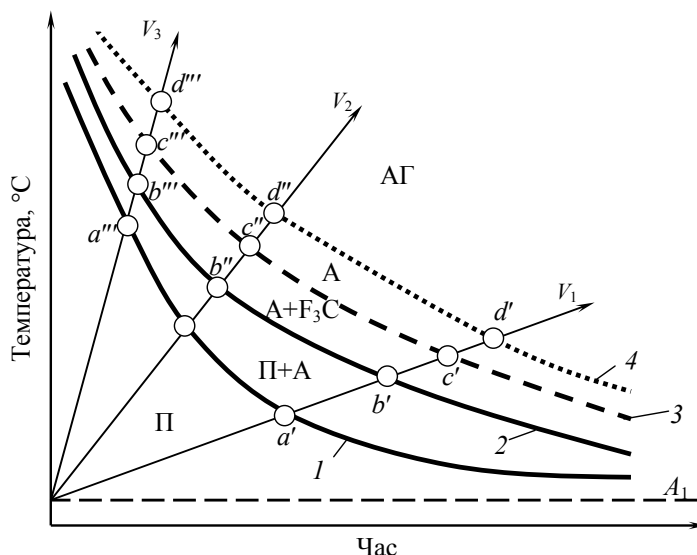


Рис. 7.3. Діаграма ізотермічного утворення аустеніту:
1 – початок утворення аустеніту; 2 – закінчення утворення аустеніту;
3 – закінчення розчинення F_3C ; 4 – закінчення гомогенізації;
А – аустеніт; П – перліт; АГ – гомогенний аустеніт

Якщо швидкість нагріву більше (луч V_2), то перетворення $\text{П} \rightarrow \text{А}$ починається і закінчується при більш високих температурах (точки a'' і b'').

При ще більш високих температурах (точки a''' і b''') починається і закінчується перетворення $\text{П} \rightarrow \text{А}$ при нагріванні зі швидкістю, що відповідає лучу V_3 . Таким чином, чим швидше нагрівання, тим при більш високих температурах починається і закінчується перетворення перліту в аустеніт. Час, необхідний для перліто-аустенітного перетворення, зменшується з підвищенням швидкості нагріву.

Аустеніт утворюється на межі феритної і цементитної фаз, тому чим більше протяжність межі між феритом та цементитом, і дрібніше структура перліту, тим швидше відбувається перетворення. Найшвидше перетворення притаманне дрібнопластинчастому перліту; повільніше здійснюється перетворення при наявності дрібнозернистого перліту та найбільш повільно – при крупнозернистому перліті.

Механізм перетворення представлено на рис. 14.4.

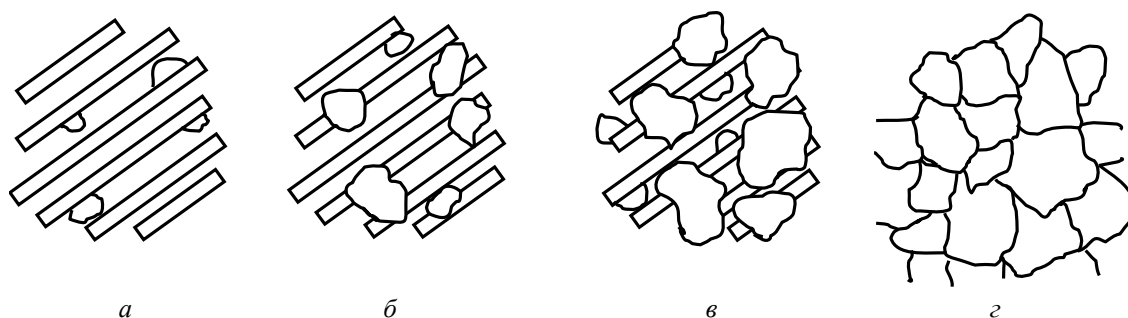


Рис. 7.4. Механізм перетворення перліту в аустеніт: а – зародження зерен аустеніту;
б, в – зростання зерен аустеніту; г – повне перетворення перліту в аустеніт

Перетворення починаються з зародження центрів аустенітних зерен на поверхні розділу ферит-цементит, кристалічна решітка Fe_α перебудовується в решітку Fe_γ .

Час перетворення залежить від температури, тому що зі збільшенням ступеня перегріву зменшується розмір критичного зародка аустеніту, збільшуються швидкість виникнення зародків та швидкість їхнього зростання.

Утворені зерна аустеніту мають спочатку таку ж концентрацію вуглецю, як і ферит. Потім в аустеніті починає розчинятися друга фаза перліту – цементит, отже, концентрація вуглецю збільшується. Перетворення Fe_α в Fe_γ відбувається швидше. Після того, як весь цементит розчиниться, аустеніт стане неоднорідним за хімічним складом: там, де перебували пластинки цементиту концентрація вуглецю більш високою. Для завершення процесу перерозподілу вуглецю в аустеніт потрібні додатковий нагрів або витримка.

Розмір зерна аустеніту, яке утворилося, впливає на властивості сталі.

Зростання зерна аустеніту. Утворені зерна аустеніту виходять дрібними (початкове зерно). При підвищенні температури або витримці відбувається зростання зерна аустеніту. Рушійною силою зростання є різниця вільних енергій дрібнозернистої (велика енергія) та крупнозернистої (мала енергія) структури аустеніту.

Сталі розрізняють за схильністю до зростання зерна аустеніту. Якщо зерно аустеніту починає швидко рости навіть при незначному нагріванні вище температури A_1 , то сталь стає спадково грубозернистою. Якщо зерно зростає тільки при великому перегріві, то сталь стає спадково дрібнозернистою.

Схильність до зростання аустенітного зерна є плавковою характеристикою. Сталі однієї марки, але різних плавов, можуть відрізнятися, бо як містять неоднакову кількість неметалевих включень, які ускладнюють зростання аустенітного зерна.

Ванадій, титан, молібден, вольфрам, алюміній – зменшують схильність до зростання зерна аустеніту, а марганець та фосфор – збільшують її.

Заевтектоїдні сталі менш схильні до зростання зерна.

При подальшому охолодженні зерна аустеніту не подрібнюються. Це слід враховувати при призначенні режимів термічної обробки, тому що від розміру зерна залежать механічні властивості. Велике зерно знижує опір відриву, ударну в'язкість, підвищує поріг холодноламкості.

Розрізняють величину зерна *спадкового* і *дійсного*.

Для визначення величини *спадкового зерна*, зразки нагрівають до $930\text{ }^\circ\text{C}$, і потім визначають розмір зерна.

Дійсна величина зерна – розмір зерна при звичайних температурах, отриманий після певної термічної обробки.

Неправильний режим нагріву може призвести або до *перегріву*, або до *перепалу* сталі.

Перегрів. Нагрівання доевтектоїдної сталі значно вище температури A_3 призводить до інтенсивного зростання зерна аустеніту. При охолодженні ферит виділяється у вигляді пластинчастих або голчастих кристалів (рис. 7.5). Така структура називається – *відманштеттова структура* (на честь Алоїза фон Видманштеттена – австрійського вченого), та характеризується зниженими механічними властивостями. Перегрів можна виправити повторним нагріванням до оптимальних температур з наступним повільним охолодженням.

Перепал має місце, коли температура нагріву наближається до температури плавлення. При цьому присутнє окиснення границь зерен, що різко знижує міцність сталі. Злам такої сталі кам'яноподібний. Перепал – невиправний брак.

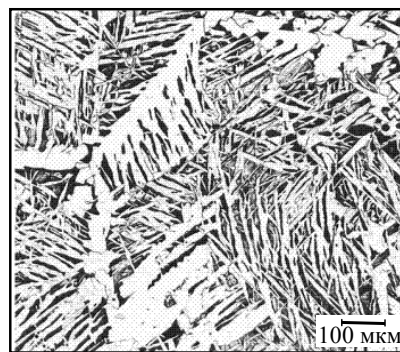


Рис. 7.5. Відманштеттова структура в доевтектоїдної сталі

ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНИТУ В ПЕРЛІТ ПРИ ПОВІЛЬНОМУ ОХОЛОДЖЕННІ

Перетворення пов'язано із дифузією вуглецю, супроводжується поліморфним перетворенням $\text{Fe}_\gamma \rightarrow \text{Fe}_\alpha$, виділенням вуглецю з аустеніту у вигляді цементиту, розростанням цементиту, що утворюється:



Залежно від ступеня переохолодження розрізняють три області перетворення. Спочатку, зі збільшенням переохолодження, швидкість перетворення зростає, а потім зменшується при температурах 727...200 °С. При температурі нижче 200 °С швидкість дорівнює нулю, оскільки при температурі 200 °С швидкість дифузії вуглецю дорівнює нулю.

Закономірності перетворення аустеніту.

Перетворення аустеніту можна легко виявити за допомогою спостережень за зміною магнітних характеристик, оскільки аустеніт є парамагнетиком, а ферит та цементит намагнічені.

Для цього зразки нагрівають до температури, при якій структура складається з однорідного аустеніту (770 °С). Потім переносять в термостати із заданою температурою (інтервал 25...50 °С).

Отримують серію кінетичних кривих (рис. 7.6, а), які показують кількість утвореного перліту в залежності від часу, що пройшов з початку перетворення.

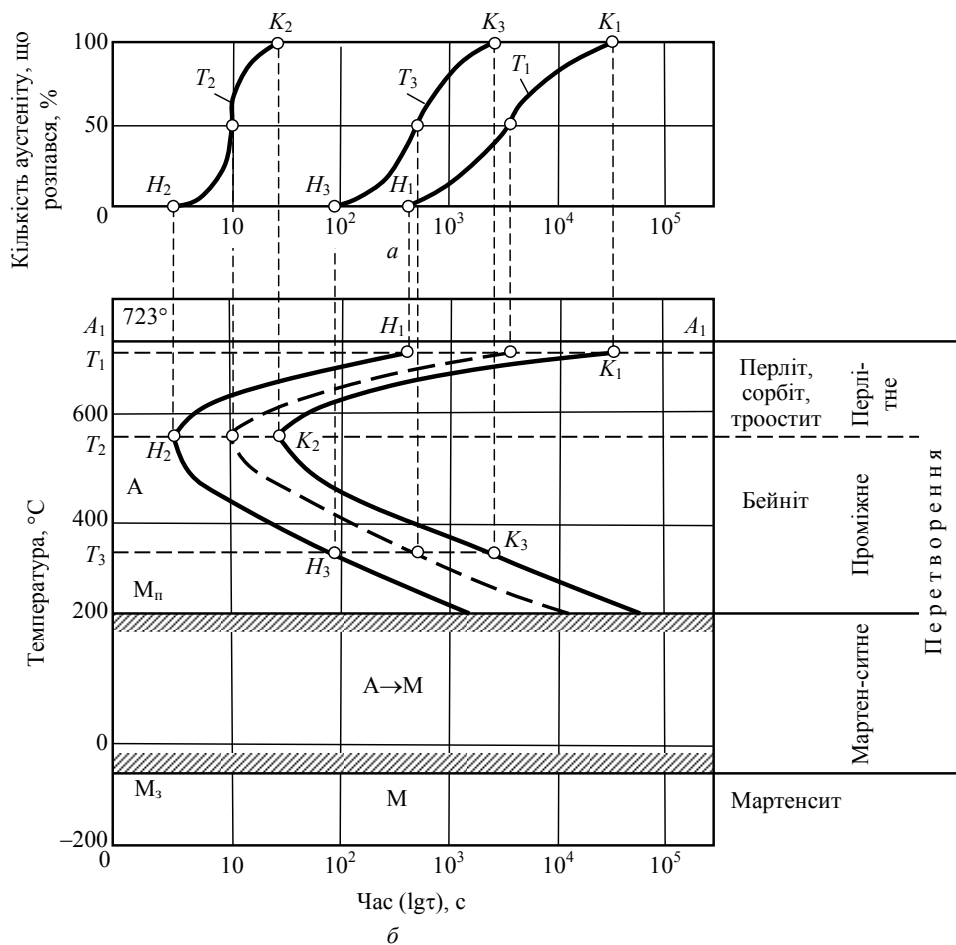


Рис. 7.6. Кінетичні криві перетворення аустеніту при охолодженні (а);
діаграма ізотермічного перетворення аустеніту (б)

На початку має місце інкубаційний, підготовчий період – час, протягом якого зберігається переохолоджений аустеніт. Перетворення протікає з різною швидкістю та досягає максимуму при утворенні 50 % продуктів розпаду.

Потім швидкість починає зменшуватися та поступово згасає. Зі збільшенням ступеня переохолодження стійкість аустеніту зменшується, а потім збільшується.

Горизонтальна лінія M_n показує температуру початку бездифузного мартенситного превращения. Такі діаграми називаються *діаграммами изотермического превращения аустенита* (рис. 7.6, б).

Горизонтальна лінія M_n показує температуру початку бездифузного мартенситного перетворення, а лінія M_s – закінчення мартенситного перетворення. Такі діаграми називаються *діаграммами изотермического перетворення аустеніту* (рис. 7.6, б).

При малих ступенях переохолодження, в інтервалі температур 727...550 °С, сутність перетворення полягає в тому, що в результаті перетворення аустеніту утворюється механічна суміш фериту та цементиту, склад якої відрізняється від складу вихідного аустеніту. Аустеніт містить 0,8 % вуглецю, а фази, які при цьому утворюються містять вуглецю: ферит – 0,02 %, цементит – 6,67 %.

Час стійкості аустеніту та швидкість його перетворення залежать від ступеня переохолодження.

Максимальна швидкість перетворення відповідає переохолодженню нижче температури A_1 на 150...200 °С, тобто відповідає мінімальній стійкості аустеніту.

Механізм перетворення аустеніту в перліт ілюструє рис. 7.7.

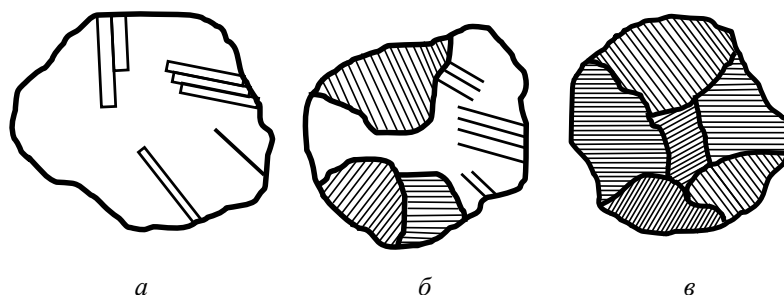


Рис. 7.7. Механізм перетворення аустеніту в перліт: а – зародження пластинок цементиту; б – утворення зерен перліту (цементит + ферит), продовження випадання цементиту; в – завершення перетворення – зерна перліту

При утворенні перліту з аустеніту провідною фазою є цементит. Зародження центрів кристалізації цементиту полегшено на межі аустенітних зерен. Новоутворена пластинка цементиту росте, подовжується та об'єднує сусідні області вуглецем. Поруч з нею утворюються пластинки фериту. Ці пластинки ростуть як по товщині, так і по довжині. Зростання колоній перліту, що утворилися, триває до зіткнення з кристалами перліту, які ростуть з інших центрів.

Властивості і будова продуктів перетворення аустеніту залежать від температури, при якій відбувається процес його розпаду.

Товщина сусідніх пластинок фериту та цементиту обумовлює дисперсність структури і позначається λ_0 (рис. 7.8).

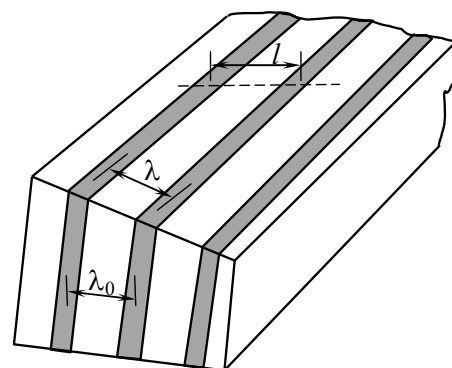


Рис. 7.8. Відстань між пластинами в перліті (темні пластини – цементит, світлі пластини – ферит)

Вона залежить від температури перетворення. Залежно від дисперсності продукти розпаду мають різні назви:

– $\lambda_0 \approx (0,5 \dots 0,7) \cdot 10^{-3}$ мм – *перліт* (рис. 7.9). Утворюється при переохолодженні до температури $T=650 \dots 700$ °С, або при швидкості охолодження $V_{\text{охол}}=30 \dots 60$ °С/с. Твердість становить 180...250 НВ.

– $\lambda_0=0,25 \cdot 10^{-3}$ мм — *сорбіт* (названий на честь англійського вченого Г. К. Сорбі). Утворюється при переохолодженні до температури $T=600 \dots 650$ °С, або при швидкості охолодження $V_{\text{охол}}=60$ °С/с. Твердість становить 250...350 НВ. Структура сорбіту (рис. 7.10) характеризується високою межею пружності, достатньою в'язкістю та міцністю.

– $\lambda_0=0,1 \cdot 10^{-3}$ мм – *троостит* (названий на честь французького хіміка Луї-Жозефа Труста). Утворюється при переохолодженні до температури $T=550 \dots 600$ °С, або при швидкості охолодження $V_{\text{охол}}=150$ °С/с. Твердість становить 350...450 НВ. Структура трооститу (рис. 7.11) характеризується високою межею пружності, малою в'язкістю та пластичністю.

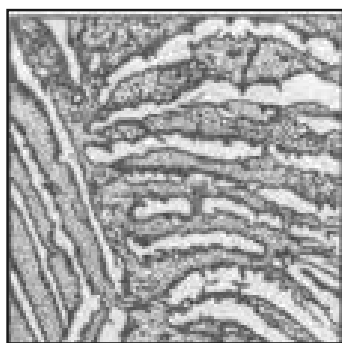


Рис. 7.9. Перліт (×7500)

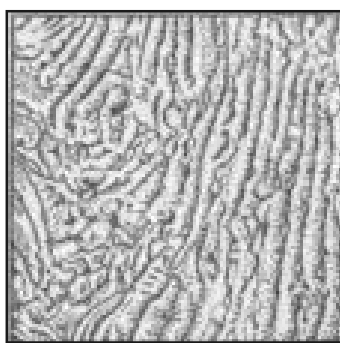


Рис. 7.10. Сорбіт (×7500)

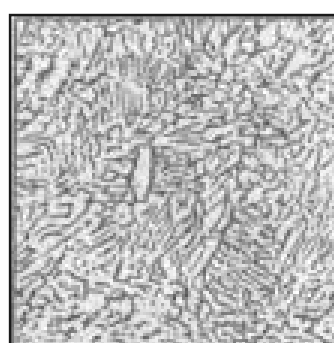


Рис. 7.11. Троостит (×7500)



Генрі Кліфтон
Сорбі



Луї Джозеф
Труст

Твердість феритно-цементитної суміші прямопропорційна площі поверхні розділу між феритом та цементитом.

Якщо температура нагрівання трохи перевищувала температуру A_1 та отриманий аустеніт є неоднорідним за складом, то при малому ступені переохолодження утворюється зернистий перліт.

Проміжне перетворення аустеніту.

При температурі нижче 550 °С самодифузія атомів заліза практично не відбувається, а атоми вуглецю мають достатню рухливість.

Механізм перетворення полягає в тому, що всередині аустеніту відбувається перерозподіл атомів вуглецю, і ділянки аустеніту, збагачені вуглецем, перетворюються в цементит.

Перетворення збідненого вуглецем аустеніту в ферит відбувається за зсувним механізмом, шляхом виникнення та зростання зародків фериту. Утворені при цьому кристали мають голкасту форму.

Така структура, що складається з цементиту та фериту (рис. 7.12), називається *бейнітом* (на честь англійського металурга Е. Бейна). Особливістю є підвищений вміст вуглецю у фериті (0,1...0,2 %).

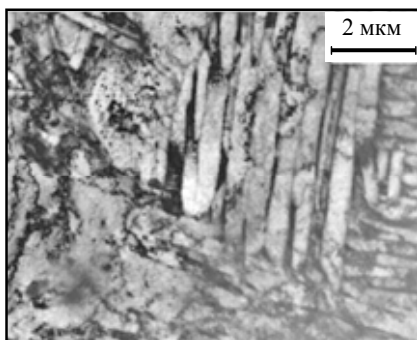


Рис. 7.12. Бейнітна мікроструктура в сталі



Едгар Коллінз Бейн

Дисперсність кристалів фериту та цементиту залежать від температури перетворення.

При температурі 550 °С – $\Delta_0 = 0,12 \cdot 10^{-3}$ мм – *верхній бейніт*. Структура характеризується недостатньою міцністю, при низьких відносному подовженні та ударній в'язкості.

При температурі 300 °С – $\Delta_0 = 0,08 \cdot 10^{-3}$ – *нижній бейніт*. Структура характеризується високою міцністю в поєднанні з пластичністю та в'язкістю.

ПЕРЕТВОРЕННЯ АУСТЕНІТУ В МАРТЕНСИТ ПРИ ВИСОКИХ ШВИДКОСТЯХ ОХОЛОДЖЕННЯ

Дане перетворення відбувається при високих швидкостях охолодження, коли дифузійні процеси пригнічуються. Супроводжується поліморфним перетворенням Fe_γ в Fe_α .

Перетворення починається при температурі початку мартенситного перетворення (M_n) та закінчується при температурі закінчення мартенситного перетворення (M_f). В результаті такого перетворення аустеніту утворюється продукт загартування – *мартенсит* (названий на честь німецького металознавця Адольфа Мартенса).

Мартенсит – пересичений твердий розчин проникнення вуглецю в Fe_α .

Мінімальна швидкість охолодження $V_{кр}$, при якій весь аустеніт переохолоджується до температури точки M_n та перетворюється, називається *критичною швидкістю загартування*.



Адольф Мартенс

Оскільки процес дифузії не відбувається, то весь вуглець аустеніту залишається в решітці Fe_α та розташовується або в центрах тетраедрів, або всередині довгих ребер (рис. 7.13).

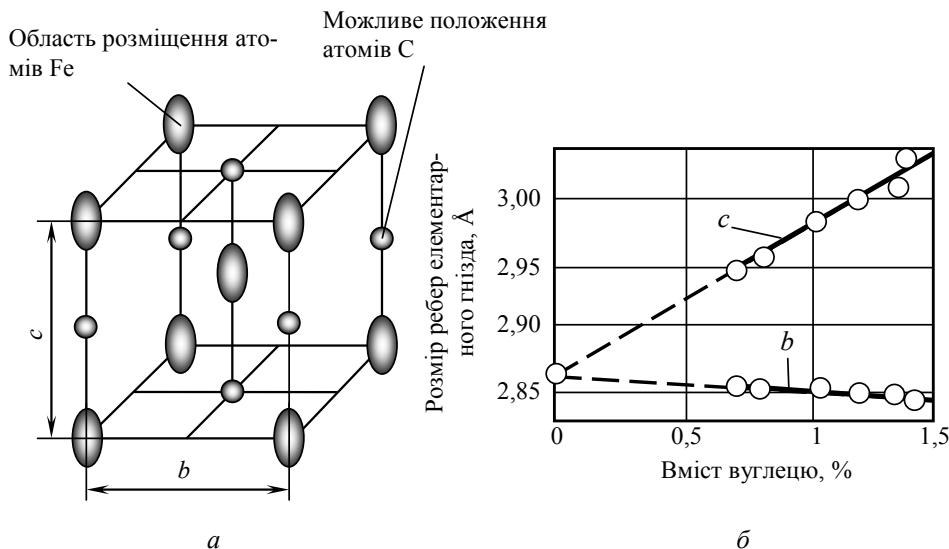
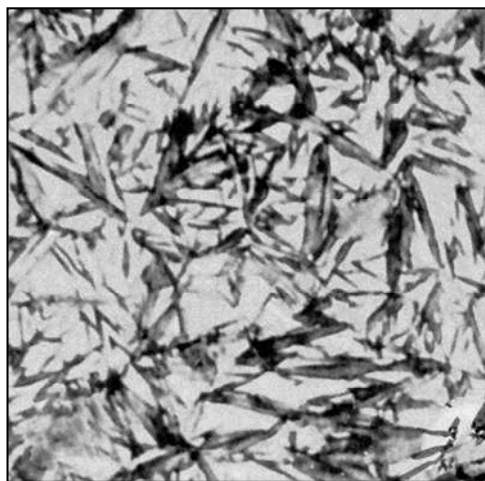


Рис. 7.13. Кристалічна решітка мартенситу (*a*); вплив вмісту вуглецю на параметри решітки мартенситу (*б*)

При утворенні мартенситу кубічна решітка Fe_α сильно спотворюється, перетворюючись на тетрагональну (рис. 7.13, *a*). Спотворення решітки характеризується ступенем тетрагональності: $c/a > 1$. Ступінь тетрагональності прямопропорційна вмісту вуглецю в сталі (рис. 7.13, *б*).

Механізм мартенситного перетворення має ряд особливостей:

1. *Бездифузійний характер.* Перетворення здійснюється за зсувним механізмом. На початку перетворення є безперервний перехід від решітки аустеніту до решітки мартенситу (когерентний зв'язок). При перетворенні гранецентрованої кубічної решітки в об'ємноцентровану кубічну атоми зміщуються на відстані менше міжатомних, тобто немає необхідності в самодифузії атомів заліза.



×500

Рис. 7.14. Орієнтованість кристалів мартенситу в структурі сталі з вмістом вуглецю 0,85 % (пластини мартенситу та залишковий аустеніт)

2. *Орієнтованість кристалів мартенситу.* Кристали мають форму пластин, які звужуються у кінці, під мікроскопом така структура виглядає як голчаста. Утворюючись миттєво, пластини ростуть або до межі зерна аустеніту, або до дефекту. Наступні пластини розташовані до перших під кутами 60 або 120°, їх розміри обмежені ділянками між першими пластинами (рис. 7.14).

Орієнтоване (когерентне) зростання кристалів мартенситу забезпечує мінімальну поверхневу енергію. При когерентному зростанні, через відмінності об'ємів аустеніту та мартенситу, виникають великі напруження. При досягненні певної величини кристалів мартенситу, ці напруження стають рівними межі плинності аустеніту. В результаті цього порушується когерентність та відбувається відрив решітки мартенситу від решітки аустеніту. Зростання кристалів припиняється.

3. Дуже висока швидкість росту кристалу (до 1000 м/с).

4. Мартенситне перетворення відбувається тільки при безперервному охолодженні. Для кожної сталі починається та закінчується при певній температурі, незалежно від швидкості охолодження. Температуру початку мартенситного перетворення називають мартенситною точкою M_n , а температуру закінчення перетворення – M_k . Температури M_n та M_k залежать від вмісту вуглецю і не залежать від швидкості охолодження. Для сталей з вмістом вуглецю вище 0,6 % точка M_k знаходиться в області негативних температур (рис. 7.15).

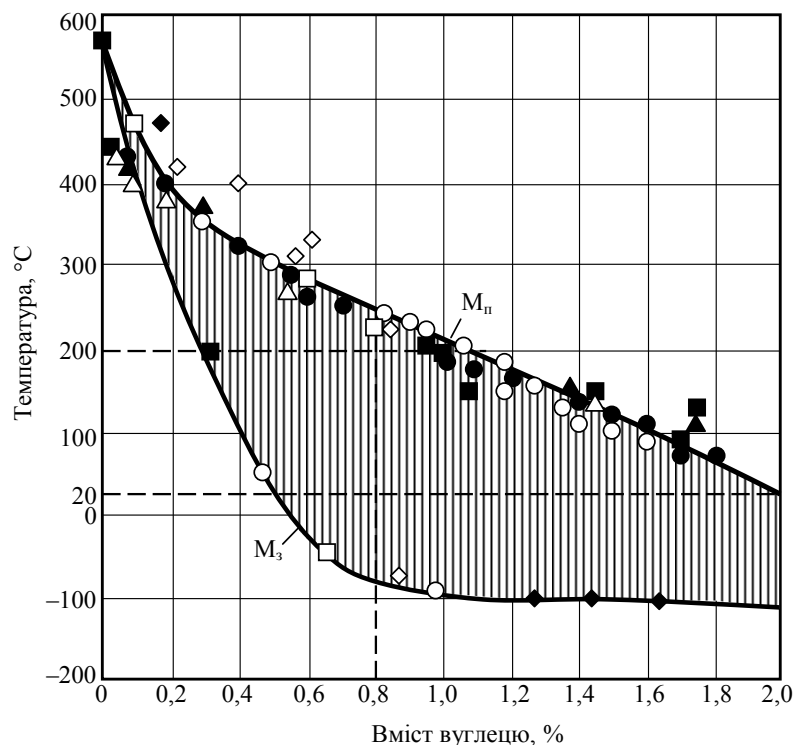


Рис. 7.15. Залежність температур початку (M_n) та кінця (M_k) мартенситного перетворення від вмісту вуглецю в сталі

Мартенситне перетворення чутливо до напружень, і деформація аустеніту може викликати перетворення навіть при температурах вище M_n .

У сталях з M_k нижче 20 °C міститься залишковий аустеніт, його кількість тим більше, чим нижче M_n та M_k (при вмісті вуглецю 0,6...1,0 % кількість залишкового аустеніту – 10 %, при вмісті вуглецю 1,5 % – до 50 %). У мікроструктурі залишковий аустеніт має вигляд світлих полів між голками мартенситу.

5. *Перетворення необоротне.* Отримати аустеніт з мартенситу неможливо. Властивості мартенситу обумовлені особливостями його утворення. Він характеризується високою твердістю і низькою пластичністю, що обумовлює крихкість.

Твердість мартенситу становить до 65 HRC. Висока твердість викликана впливом проникних атомів вуглецю в решітку α -фази, це викликає її спотворення і виникнення напружень. З підвищенням вмісту вуглецю в сталі зростає її схильність до крихкого руйнування.

ПЕРЕТВОРЕННЯ МАРТЕНСИТУ В ПЕРЛІТ

Перетворення мартенситу в перліт відбувається при нагріванні загартованих сталей. Перетворення пов'язано з дифузією вуглецю.

Мартенсит гарту (рис. 7.16) – нерівноважна структура, що зберігається при низьких температурах. Для отримання рівноважної структури вироби піддають відпуску.

При нагріванні загартованої сталі відбуваються такі процеси.

При нагріванні до 200 °С відбувається перерозподіл вуглецю в мартенситі. Утворюються пластинки ϵ -карбідів завтовшки кілька атомних діаметрів. На утворення карбідів вуглець виділяється тільки з ділянок мартенситу, які оточують кристали карбідів, що виділилися. Концентрація вуглецю на цих ділянках різко падає, а віддалені ділянки зберігають концентрацію вуглецю. У сталі присутні карбіди та два α -твердих розчинів мартенситу (з високою та низькою концентрацією вуглецю). Такий тип розпаду мартенситу називається переривчастим. Швидкість дифузії мала, карбіди не збільшуються, розпад мартенситу супроводжується зародженням нових карбідних частинок. Таким чином утворюється структура з нерівномірним розподілом вуглецю. Це – *мартенсит відпуску*. При цьому дещо знижується тетрагональність решітки.

При нагріванні до 300 °С відбувається зростання карбідів, які утворилися. Карбіди виділяються з мартенситу, і він збіднюється на вуглець. Дифузія вуглецю збільшується, і карбіди ростуть в результаті припливу вуглецю з областей твердого розчину з високою його концентрацією. Кристалічна решітка карбідів когерентно пов'язана з решіткою мартенситу.

У високовуглецевих сталях залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит відпуску. Спостерігається зниження тетрагональності решітки та внутрішніх напружень. Структура – *мартенсит відпуску* (рис. 7.17).



×500

Рис. 7.16. Дрібноголчастий мартенсит гарту в сталі марки У8



×500

Рис. 7.17. Мартенсит відпуску в сталі марки У8

При нагріванні до 400 °С весь надлишковий вуглець виділяється з Fe_α . Карбідні частки повністю відокремлюються, набувають будови цементиту та починають рости. Форма карбідних частинок наближається до сферичної.

Високодисперсна суміш фериту та цементиту називається *троостит відпуску* (рис. 7.18).

При нагріванні вище 400 °С зміна фазового складу не відбувається, змінюється лише мікроструктура. При цьому відбувається зростання та сфероїдизація цементиту. Спостерігається розчинення дрібних та зростання великих карбідних частинок.

При температурі 550...600 °С утворюється *сорбіт відпуску* (рис. 7.19). Карбіди мають зернисту будову, при цьому поліпшуються властивості сталі.

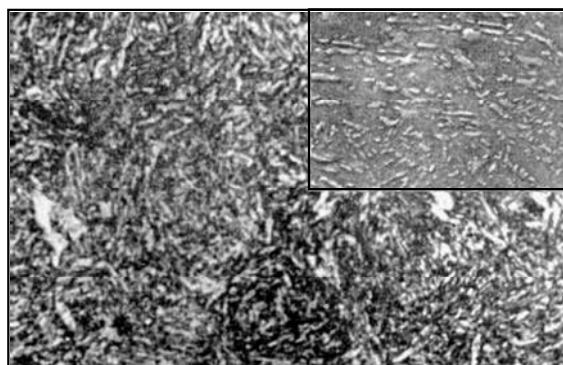


Рис. 7.18. Троостит відпуску, $\times 1000$
(справа вгорі – те саме, $\times 15000$)

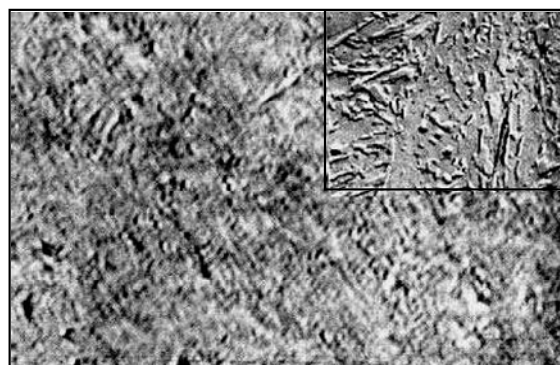
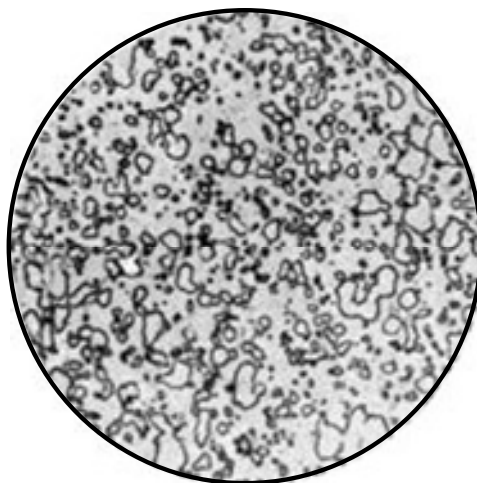


Рис. 7.19. Сорбіт відпуску, $\times 1000$
(справа вгорі – те саме, $\times 15000$)

При температурі $650\ldots 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ отримують більш грубу феритно-цементитну суміш (рис. 7.20) – *перліт відпуску* (зернистий перліт).



$\times 1500$

Рис. 7.20. Мікроструктура сталі Р18
(структурні складові: карбіди, зернистий перліт)

7.3. ТЕХНОЛОГІЧНІ МОЖЛИВОСТІ ТА ОСОБЛИВОСТІ ВІДПАЛУ, НОРМАЛІЗАЦІЇ, ГАРТУ ТА ВІДПУСКУ

При розробці технології відпалу, нормалізації, загартування і відпуску необхідно встановити:

- режим нагріву деталей (температуру та час нагрівання);
- характер середовища, в якому здійснюється нагрів, та його вплив на матеріал деталей;
- умови охолодження.

Режими термічної обробки призначають відповідно до діаграми стану залізовуглецевих сплавів та діаграми ізотермічного розпаду аустеніту.

На рис. 7.21 показані температурні області нагріву при термічній обробці сталей.

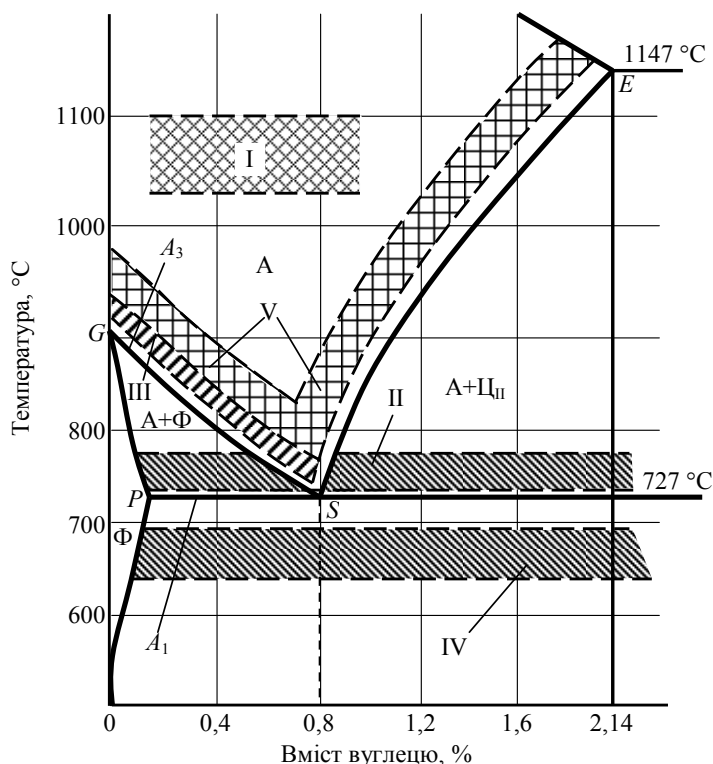


Рис. 7.21. Лівий кут діаграми стану системи «залізо – цементит» та температурні області нагріву при термічній обробці сталей

Нагрівання може здійснюватися в нагрівальних печах, пальних та електричних, в соляних ваннах або в ваннах з розплавленим металом, пропусканням через виріб електричного струму або в результаті індукційного нагріву.

З точки зору продуктивності, нагрів з максимальною швидкістю зменшує циндрування, знеуглецювання та зростання аустенітного зерна. Однак необхідно враховувати перепад температур по перетину, що веде до виникнення термічних напружень. Якщо напруження розтягу перевищують межу міцності або межу плинності, то можливо викривлення або утворення тріщин.

Швидкість нагріву тим вище, чим менш легуюною є сталь, однорідніше її структура, простіше конфігурація.

Швидкість нагріву приймається 0,8...1 хв на 1 мм перерізу. Час витримки приймається близько 20 % від часу нагріву.

При нагріванні в печі, складові газового середовища можуть впливати на сталь по-різному:

- окислювати (O_2 , CO_2 , H_2O);
- відновлювати (CO , CH_4);
- знеуглецювати (O_2 , H_2);
- навуглецювати (CO , CH_4);
- нейтралізувати (N_2 , інертні гази).

Окислення з утворенням окалини Fe_2O_3 , перешкоджає отриманню високої та рівномірної твердості при загартуванні, призводить до зміни розмірів, вимагає збільшення припусків на механічну обробку.

Знеуглецювання (вигорання вуглецю в поверхневому шарі металу) сприяє появі м'яких плям при загартуванні та виникненню напружень, що розтягують, в поверхневому шарі, знижують міцність від утоми.

7.4. ВІДПАЛ І НОРМАЛІЗАЦІЯ: ПРИЗНАЧЕННЯ ТА РЕЖИМИ

Відпал, знижуючи твердість та підвищуючи пластичність і в'язкість за рахунок отримання рівноважної дрібнозернистої структури, дозволяє:

- поліпшити оброблюваність заготовок тиском та різанням;
- виправити структуру зварних швів, перегрітої при обробці тиском та литтям сталі;
- підготувати структуру до подальшої термічної обробки.

Для відпалу характерним є повільне охолодження зі швидкістю 30...100 °C/год.

7.4.1. ВІДПАЛ ПЕРШОГО РОДУ

1. *Дифузійний (гомогенізований) відпал*. Застосовується для усунення ліквіації, вирівнювання хімічного складу сплаву.

Його основа – дифузія. В результаті нагрівання відбувається вирівнювання хімічного складу, розчиняються надлишкові карбіди. Застосовується, переважно, для легованих сталей.

Температура нагріву залежить від температури плавлення, $T_H = 0,8T_{пл}$. Тривалість витримки – 8...20 годин.

2. *Рекристалізаційний відпал* проводиться для зняття напружень після холодної пластичної деформації.

Температура нагріву пов'язана із температурою плавлення: $T_H = 0,4T_{пл}$. Тривалість залежить від габаритів виробів.

3. *Відпал для зняття напружень після гарячої обробки*, коли потрібна висока точність розмірів (лиття, зварювання, обробка різанням).

Температура нагріву вибирається залежно від призначення та знаходиться в широкому діапазоні: $T_H = 160...700$ °C.

Тривалість залежить від габаритів виробів. Деталі прецизійних верстатів (ходові гвинти, високонавантажені зубчасті колеса, черв'яки) відпалюють після основної механічної обробки при температурі 570...600 °C протягом 2...3 годин, а після остаточної механічної обробки, для зняття напружень, що виникають при шліфуванні, – при температурі 160...180 °C протягом 2...2,5 годин.

7.4.2. ВІДПАЛ ДРУГОГО РОДУ

Відпал другого роду призначається для зміни фазового складу.

Температура нагріву та час витримки забезпечують потрібні структурні перетворення. Швидкість охолодження повинна бути такою, щоб встигли відбутися зворотні дифузійні фазові перетворення.

Відпал другого роду є підготовчою операцією для виливків, поковок, прокату. Відпал знижує твердість та міцність, покращує оброблюваність різанням середньо- та високовуглецевих сталей. Подрібнюючи зерно, знижуючи внутрішні напруження та зменшуючи структурну неоднорідність, сприяє підвищенню пластичності і в'язкості.

Залежно від температури нагрівання розрізняють:

- повний відпал;
- неповний відпал;

- циклічний (маятниковий) відпал;
- ізотермічний відпал;
- нормалізаційний відпал (нормалізація).

1. *Повний відпал*, з температурою нагріву на 30...50 °C вище критичної температури A_3

$$T_H = A_3 + (30...50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Він проводиться для доєвтектоїдних сталей для виправлення їхньої структури.

При такій температурі нагріву утворюється дрібнозернистий аустеніт, і після охолодження сталь має також дрібнозернисту структуру.

2. *Неповний відпал*, з температурою нагріву на 30...50 °C вище критичної температури A_1

$$T_H = A_1 + (30...50) \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Він застосовується для заєвтектоїдних сталей. При такому нагріванні в структурі зберігається цементит вторинний, в результаті відпалу цементит набуває сферичної форми (сфероїдизація). Формуванню зернистого цементиту сприяє гаряча пластична деформація, яка передує відпалу і при якій дробиться сітка з цементиту. Сталі зі структурою, яка має зернистий цементит, краще обробляються та мають кращу структуру після гарту. Неповний відпал є обов'язковим для інструментальних сталей.

Іноді неповний відпал застосовують для доєвтектоїдних сталей, якщо виправлення структури (сталь дрібнозерниста) їм не потрібно, а треба лише знизити твердість для поліпшення оброблюваності різанням.

3. *Циклічний (маятниковий) відпал* застосовують, якщо після проведення неповного відпалу цементит залишається пластинчастим. У цьому випадку після нагрівання вище температури A_1 слід провести охолодження до 680 °C, потім знову провести нагрів до температури 750...760 °C з наступним охолодженням. В результаті цього отримують зернистий цементит.

4. *Ізотермічний відпал* – після нагрівання до необхідної температури, виріб швидко охолоджують до температури на 50...100 °C нижче критичної температури A_1 та витримують до повного перетворення аустеніту в перліт, потім охолоджують на спокійному повітрі (рис. 7.22). Температура ізотермічної витримки має бути близькою до температури мінімальної стійкості аустеніту.

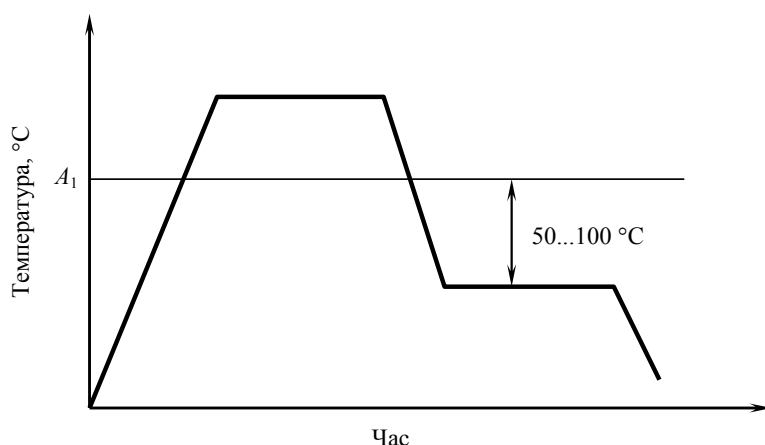


Рис. 7.22. Режими ізотермічного відпалу

В результаті отримують більш однорідну структуру, оскільки перетворення відбувається при однаковому ступені переохолодження. При цьому значно скорочується тривалість процесу. Ізотермічний відпал застосовують для легованих сталей.

5. Нормалізація – різновид відпалу.

Нормалізація – термічна обробка, при якій виріб нагрівають до аустенітного стану, на 30...50 °С вище температур A_3 або $A_{ст}$ з подальшим охолодженням на повітрі:

$$T_H = A_3 + (30...50) \text{ °С}, T_H = A_{ст} + (30...50) \text{ °С}.$$

В результаті нормалізації отримують більш тонку будову евтектоїда (тонкий перліт або сорбіт), при цьому зменшуються внутрішні напруги, усуваються дефекти, які з'явилися в процесі попередньої обробки. Твердість і міцність дещо вище, ніж після відпалу.

У заевтектоїдних сталях нормалізація усуває грубу сітку вторинного цементиту.

Нормалізацію частіш за все застосовують як проміжну операцію, яка поліпшує структуру. Іноді нормалізацію проводять, як остаточну обробку, наприклад, при виготовленні сортового прокату.

Для низьковуглецевих сталей нормалізацію застосовують замість відпалу.

Для середньовуглецевих сталей нормалізацію або нормалізацію з високим відпуском застосовують замість гарту з високим відпуском. В цьому випадку механічні властивості трохи нижче, але виріб піддається меншій деформації, виключаються тріщини.

7.5. ЗАГАРТУВАННЯ

Конструкційні сталі піддають гарту і відпустку для підвищення міцності та твердості, отримання високої пластичності, в'язкості і високої зносостійкості, а інструментальні – для підвищення твердості та зносостійкості.

Верхня межа температур нагрівання для заевтектоїдних сталей обмежується, оскільки призводить до зростання зерна, що знижує міцність та опір крихкому руйнуванню.

Основними параметрами гарту є температура нагріву та швидкість охолодження. Тривалість нагрівання залежить від нагрівального пристрою, за дослідними даними на 1 мм перерізу витрачається: в електричній печі – 1,5...2 хв; в полум'яній печі – 1 хв; в соляній ванні – 0,5 хв; в свинцевій ванні – 0,1...0,15 хв.

За температурою нагріву розрізняють види загартування: *повна* і *неповна*.

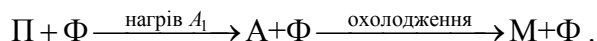
Повне загартування здійснюється з температурою нагріву на 30...50 °С вище критичної температури A_3

$$T_H = A_3 + (30...50) \text{ °С}.$$

Застосовують таке загартування для доевтектоїдних сталей. Зміни структури сталі при нагріванні та охолодженні відбуваються за схемою:



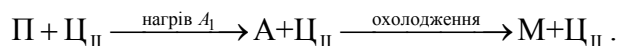
Неповне загартування доевтектоїдних сталей неприпустимо, оскільки в структурі залишається м'який ферит. Зміни структури сталі при нагріванні та охолодженні відбуваються за схемою:



Неповне загартування здійснюється з температурою нагріву на 30...50 °С вище критичної температури A_1

$$T_H = A_1 + (30...50) \text{ °С}.$$

Неповне загартування застосовується для заевтектоїдних сталей. Зміни структури сталі при нагріванні і охолодженні відбуваються за схемою:



Після охолодження в структурі залишається вторинний цементит, який підвищує твердість та зносостійкість ріжучого інструменту.

Після повного загартування заевтектоїдних сталей отримують дефектну структуру грубоголчастого мартенситу.

Заевтектоїдні сталі перед загартуванням обов'язково піддають відпалу – сфероїдації, щоб цементит мав зернисту форму.

7.5.1. ОХОЛОДЖЕННЯ ПРИ ЗАГАРТУВАННІ

Для отримання необхідної структури вироби охолоджують з різною швидкістю, яка в значній мірі визначається охолоджуючим середовищем, формою виробу та теплопровідністю сталі.

Режим охолодження повинен виключити виникнення великих гартівних напружень. При високих швидкостях охолодження при загартуванні виникають внутрішні напруження, які можуть призвести до викривлення та розтріскування.

Внутрішні напруження, що врівноважується в межах макроскопічних частин тіла, називаються напруженнями першого роду. Через них при термообробці відбувається спотворення форми (викривлення) та утворюються тріщини. Причинами виникнення напружень є:

- відмінність температури по перетину виробу при охолодженні;
- різночасне протікання фазових перетворень в різних ділянках виробу.

Для попередження утворення тріщин необхідно уникати напружень, що розтягують вироби в поверхневих шарах. На характер розподілу напружень при загартуванні, крім режиму охолодження, впливає і температура нагріву під загартування. Перегрів сприяє утворенню гартівних тріщин, збільшує деформації.

Режим охолодження повинен також забезпечити необхідну глибину загартованого шару.

Оптимальний режим охолодження:

- максимальна швидкість охолодження в інтервалі температур $A_1 \dots M_p$, для запобігання розпаду переохолодженого аустеніту в області перлітного перетворення;
- мінімальна швидкість охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення $M_p \dots M_k$, з метою зниження залишкових напружень й можливості утворення тріщин.

Дуже повільне охолодження може призвести до часткового відпуску мартенситу та збільшення кількості залишкового аустеніту, а отже, до зниження твердості.

При загартуванні використовують такі охолоджуючі середовища: воду при різних температурах, технічні оливи, розчини солей та лугів, розплавлені метали.

Вода має істотний недолік: висока швидкість охолодження в інтервалі мартенситного перетворення призводить до утворення гартівних дефектів. З підвищенням температури води погіршується її гартівна здатність.

Найвищою та рівномірною охолоджуючою здатністю відрізняються холодні водні розчини NaCl та NaOH (8...12 %). Вони миттєво руйнують парову сорочку, і охолодження відбувається більш рівномірно на стадії пухирчастого кипіння (рис. 7.23).

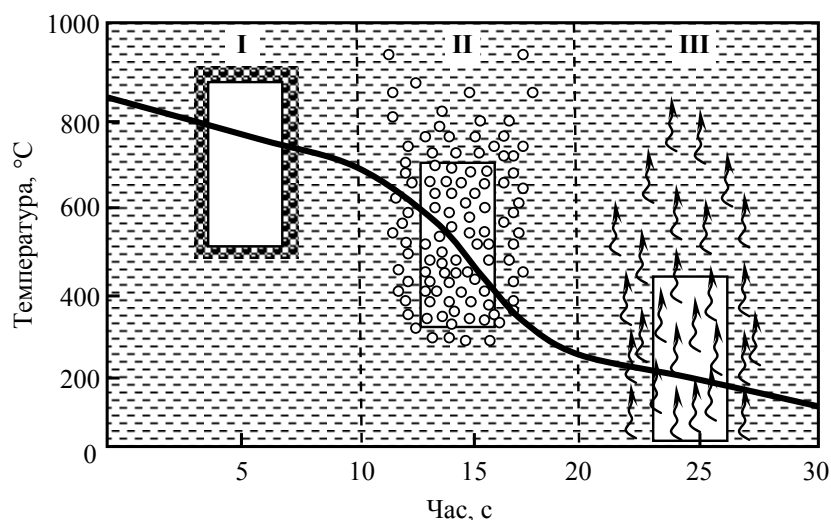


Рис. 7.23. Фази теплового обміну в рідких середовищах, що гартують:
I – плівкового кипіння – «парова сорочка»; II – пухирчастого кипіння;
III – конвективного теплообміну

Збільшення охолоджуючої здатності досягають при використанні струминного або душового охолодження, наприклад, при поверхневому загартуванні.

Для легованих сталей з високою стійкістю аустеніту використовують мінеральну оливу (нафтову), яка забезпечує невелику швидкість охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення та сталість здатності до загартування. Недоліками мінеральних олив є підвищена займистість, низька охолоджуюча здатність в інтервалі температур перлітного перетворення, висока вартість.

При виборі охолоджуючого середовища необхідно враховувати здатність сталі до загартування (*загартовуваність*) та прогартування (*прогартовуваність*).

Загартовуваність – здатність сталі набувати високу твердість при загартуванні.

Загартовуваність визначається вмістом вуглецю. Сталі з вмістом вуглецю менш 0,20 % – не гартуються.

Прогартовуваність – здатність отримувати загартований шар з мартенситною та троостит-мартенситною структурою, що має високу твердість, на певній глибині.

За глибину загартованої зони приймають відстань від поверхні до середини шару, де в структурі спостерігаються однакові об'єми мартенситу та трооститу.

Чим меншою є критична швидкість загартування, тим вище прогартовуваність. Укрупнення зерен підвищує прогартовуваність.

Якщо швидкість охолодження в серцевині виробу перевищує критичну, то сталь має наскрізну прогартовуваність.

Нерозчинні частинки та неоднорідність аустеніту зменшують прогартовуваність.

Характеристикою прогартовуваності є *критичний діаметр*.

Критичний діаметр – максимальний перетин, що прогартується в даному охолоджувачі на глибину, рівну радіусу виробу.

Легуючі елементи, що введені в сталь, впливають на загартовуваність та прогартовуваність, наприклад, молібден та бор підвищують ці властивості, кобальт – зменшує.

7.5.2. СПОСОБИ ЗАГАРТУВАННЯ

Залежно від форми виробу, марки сталі та потрібного комплексу властивостей, застосовують різні способи охолодження (рис. 7.24).

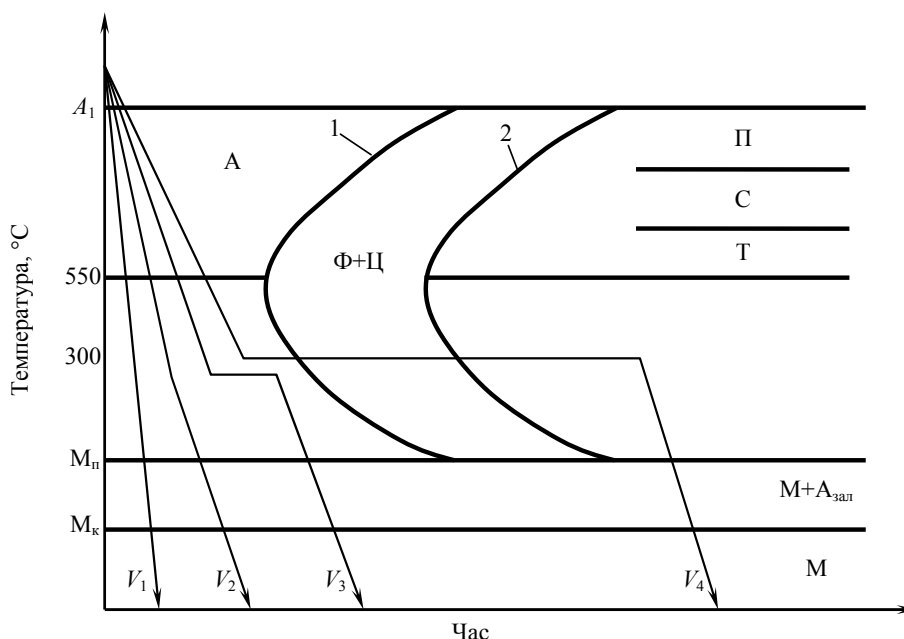


Рис. 7.24. Режими загартування

1. *Загартування в одному охолоджувачі (V_1).*

Нагріту до потрібної температури деталь переносять в охолоджувач та повністю охолоджують.

Застосовуються такі охолоджуючі середовища:

- вода – для великих виробів з вуглецевих сталей;
- мінеральна олива – для невеликих деталей простої форми з вуглецевих сталей та виробів з легованих сталей.

Основний недолік – значні гартівні напруження.

2. *Загартування в двох середовищах або переривчасте (V_2).*

Нагрітий виріб попередньо охолоджують в більш різкому охолоджувачі (вода) до температури $\sim 300^\circ\text{C}$, а потім переносять в більш м'який охолоджувач (мінеральна олива).

Переривчасте гартування забезпечує максимальне наближення до оптимального режиму охолодження. Застосовується в основному для загартування інструментів.

Недолік: складність визначення моменту перенесення виробу з одного середовища в інше.

3. *Ступеневе гартування (V_3).*

Нагрітий до необхідної температури виріб поміщають в охолоджувальне середовище, температура якого на $30\ldots 50^\circ\text{C}$ вище точки M_n , та витримують протягом часу, необхідного для вирівнювання температури по всьому перетину. Час ізотермічної витримки не перевищує періоду стійкості аустеніту при заданій температурі.

Охолоджуючим середовищем є розплавлені солі або метали. Після ізотермічної витримки деталь охолоджують з невисокою швидкістю.

Спосіб використовується для дрібних та середніх виробів.

4. *Ізотермічне гартування (V_4).*

Відрізняється від ступінчастого загартування тривалістю витримки при температурі вище M_n в області проміжного перетворення. Ізотермічна витримка забезпечує повне перетворення переохолодженого аустеніту в бейніт. При проміжному перетворенні ле-

гованих сталей крім бейніту в структурі зберігається залишковий аустеніт. Новоутворена структура характеризується поєднанням високої міцності, пластичності та в'язкості. Разом з цим знижується деформація через гартівні напруження, також зменшуються фазові напруження.

Охолоджуючим середовищем є розплавлені солі та луги.

Ізотермічне гартування застосовується для легованих сталей.

5. Загартування з самовідпуском.

Нагріті вироби поміщають в охолоджувальне середовище та витримують до неповного охолодження. Після вилучення виробу, його поверхневі шари повторно нагріваються за рахунок внутрішньої теплоти до необхідної температури, тобто здійснюється самовідпуск. Застосовується для виробів, які повинні поєднувати високу твердість на поверхні та високу в'язкість в серцевині (інструменти ударної дії: молотки, зубила).

7.6. ВІДПУСК ТА ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ

Відпуск є остаточною термічною обробкою.

Метою відпуску є підвищення в'язкості та пластичності, зниження твердості та зменшення внутрішніх напружень загартованих сталей.

З підвищенням температури нагріву міцність зазвичай знижується, а пластичність та в'язкість ростуть. Температуру відпуску вибирають, виходячи з необхідної міцності конкретної деталі.

Розрізняють три види відпуску:

1. *Низький відпуск* з температурою нагріву $T_H = 150...300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В результаті його проведення частково знімаються гартівні напруження. Отримують структуру – *мартенсит відпуску*.

Проводять для інструментальних сталей, після гарту струмами високої частоти та після цементації.

2. *Середній відпуск* з температурою нагріву $T_H = 300... 450^{\circ}\text{C}$.

Отримують структуру – *троостит відпуску*, яка поєднує високу твердість (40...45 HRC) с хорошою пружністю та в'язкістю.

Використовується для виробів типу пружин, ресор.

3. *Високий відпуск* з температурою нагріву $T_H = 450...650\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Отримують структуру, яка поєднує досить високу твердість та підвищену ударну в'язкість (оптимальне поєднання властивостей) – *сорбіт відпуску*.

Використовується для деталей машин, які працюють під ударними навантаженнями.

Комплекс термічної обробки, що включає загартування та високий відпуск, називається *поліпшенням*.

Зазвичай з підвищенням температури відпуску ударна в'язкість збільшується, а швидкість охолодження не впливає на властивості. Але для деяких сталей спостерігається зниження ударної в'язкості. Цей дефект називається *відпускною крихкістю* (рис. 7.25).

Відпускна крихкість першого роду спостерігається при відпуску в області температур близько $300\text{ }^{\circ}\text{C}$. Вона не залежить від швидкості охолодження.

Це явище пов'язане з нерівномірністю перетворення відпущеного мартенситу. Процес протікає швидше поблизу границь зерен в порівнянні з обсягами всередині зерна. У границь спостерігається концентрація напружень, тому границі тендітні.

Відпускна крихкість першого роду «незворотна», тобто при повторних нагрівах тих самих деталей не спостерігається.

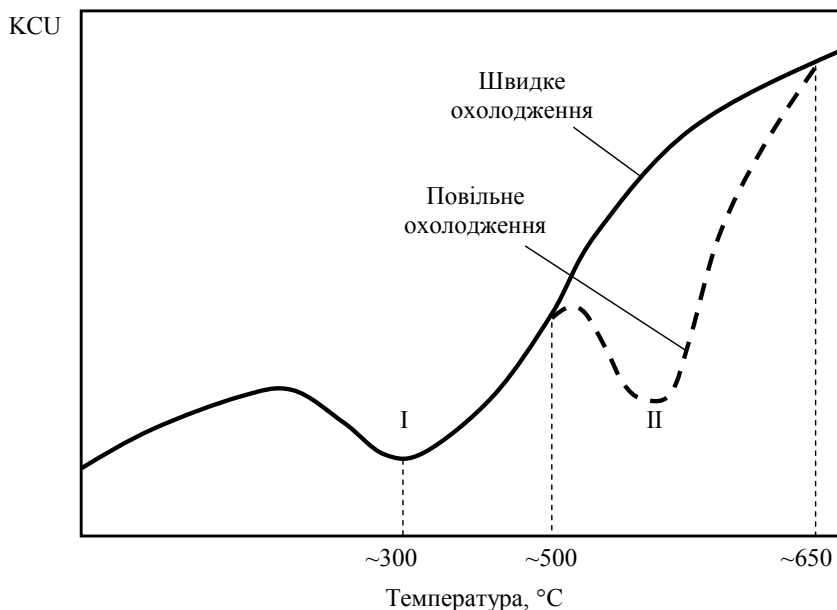


Рис. 7.25. Залежність ударної в'язкості від температури відпуску

Відпускна крихкість другого роду спостерігається у легованих сталей при повільному охолодженні після відпуску в області 500...650 °C.

При високому відпуску по межах зерен відбувається утворення та виділення дисперсних включень карбідів. Пригранична зона збагачується легуючими елементами. При подальшому повільному охолодженні відбувається дифузія фосфору до меж зерна. Приграничні зони збагачуються фосфором, при цьому знижуються міцність та ударна в'язкість. Цьому дефекту сприяють хром, марганець та фосфор. Зменшують схильність до відпускної крихкості другого роду молібден та вольфрам, а також швидке охолодження після відпуску.

Відпускна крихкість другого роду «зворотна», тобто при повторних нагріву та повільному охолодженні тих самих сталей в небезпечному інтервалі температур дефект може повторитися.

Сталі, схильні до відпускної крихкості другого роду, не можна використовувати для роботи з нагріванням до 650 °C без подальшого швидкого охолодження.

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. Що являє собою процес термічної обробки металів і сплавів?
2. Назвіть основні види термічної обробки.
3. Що таке відпал другого роду?
4. Що таке загартування?
5. Що таке відпуск?
6. Що таке нормалізація?
7. Які перетворення протікають в структурі сталі при нагріванні та охолодженні?
8. Опишіть механізм перетворення перліту в аустеніт.
9. Опишіть процес зростання зерна аустеніту при перетворенні перліту в аустеніт.
10. Що таке відманшкеттова структура, і які умови її утворення?
11. Опишіть механізм перетворення аустеніту в перліт при повільному охолодженні.

12. Що таке сорбіт, і які умови його утворення?
13. Що таке троостит, і які умови його утворення?
14. Що таке проміжне перетворення аустеніту при повільному охолодженні?
15. Що таке бейніт, і які умови його утворення?
16. Опишіть механізм перетворення аустеніту в мартенсит при швидкому охолодженні.
17. Що таке мартенсит, і які умови його утворення?
18. Назвіть особливості мартенситного перетворення.
19. Опишіть механізм перетворення мартенситу в перліт.
20. Назвіть основні технологічні можливості відпалу, нормалізації, загартування і відпуску.
21. Де і як здійснюється нагрів при термічній обробці?
22. Для надання яких властивостей проводиться відпал, і при яких режимах?
23. Для надання яких властивостей проводиться нормалізація, і при яких режимах?
24. Для надання яких властивостей проводиться гарт, і при яких режимах?
25. Опишіть процес охолодження при загартуванні.
26. Назвіть основні гартівні середовища.
27. Які існують способи загартування?
28. Для надання яких властивостей проводиться відпуск, і при яких режимах?
29. Що таке відпускна крихкість?
30. Які види відпуску існують?

8. ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Хіміко-термічна обробка (ХТО)– процес зміни хімічного складу, мікроструктури та властивості поверхневого шару деталі.

Зміна хімічного складу поверхневих шарів відбувається в результаті їх взаємодії з навколишнім середовищем (твердим, рідким, газоподібним, плазмовим), в якому здійснюється нагрів.

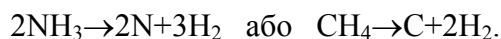
В результаті зміни хімічного складу поверхневого шару змінюються його фазовий склад і мікроструктура.

Основними технологічними параметрами хіміко-термічної обробки є температура нагріву та тривалість витримки при цій температурі.

В основі будь-якого різновиду хіміко-термічної обробки лежать процеси *дисоціації, адсорбції, дифузії*.

Дисоціація – отримання елемента, що насичує, в активованому атомарному стані в результаті хімічних реакцій, а також випаровування.

Наприклад,



Адсорбція – захоплення поверхнею деталі атомів елемента, що насичує. Адсорбція, це завжди екзотермічний процес, який призводить до зменшення вільної енергії.

Дифузія – переміщення адсорбованих атомів вглиб виробу.

Для здійснення процесів адсорбції та дифузії необхідно, щоб елемент, що насичує, взаємодіяв з основним металом, утворюючи тверді розчини або хімічні сполуки.

Хіміко-термічна обробка є основним способом поверхневого зміцнення деталей.

– дифузионная металлизация (насыщение поверхностного слоя различными металлами).

Основними різновидами хіміко-термічної обробки є:

- цементация (насичення поверхневого шару вуглецем);
- азотування (насичення поверхневого шару азотом);
- нітроцементация або ціанування (насичення поверхневого шару одночасно вуглецем та азотом);
- дифузійна металізація (насичення поверхневого шару різними металами).

8.1. ЦЕМЕНТАЦІЯ

Цементация – хіміко-термічна обробка, яка полягає у дифузійному насиченні поверхневого шару атомами вуглецю при нагріванні до температури 900...950 °С.

Цементації піддають сталі з низьким вмістом вуглецю (до 0,25 %).

Нагрівання виробів здійснюють в середовищі, яке легко віддає вуглець. Підібравши режими термічної обробки, поверхневий шар насичують вуглецем до необхідної глибини.

Глибина цементації (h) – відстань від поверхні виробу до середини зони, де в структурі є однакові обсяги фериту та перліту ($h=1...2$ мм).

Ступінь цементації – середній вміст вуглецю в поверхневому шарі (зазвичай, не більше 1,2 %).

Більш високий вміст вуглецю призводить до утворення значної кількості цементиту вторинного, який надає шару підвищену крихкість.

На практиці застосовують цементацію в твердому і газовому карбюризаторі (середовище, що насичує вуглецем).

Ділянки деталей, які не повинні цементуватися, попередньо покриваються міддю (електролітичним способом) або глиняною сумішшю.

8.1.1. ЦЕМЕНТАЦІЯ У ТВЕРДОМУ КАРБЮРИЗАТОРІ

Майже готові вироби, з припуском під шліфування, укладають в металеві ящики та пересипають твердим карбюризатором (рис. 8.1). Використовується деревне вугілля з добавками вуглекислих солей BaCO_3 , Na_2CO_3 в кількості 10...40 %. Закриті ящики укладають в піч та витримують при температурі 930...950 °С.

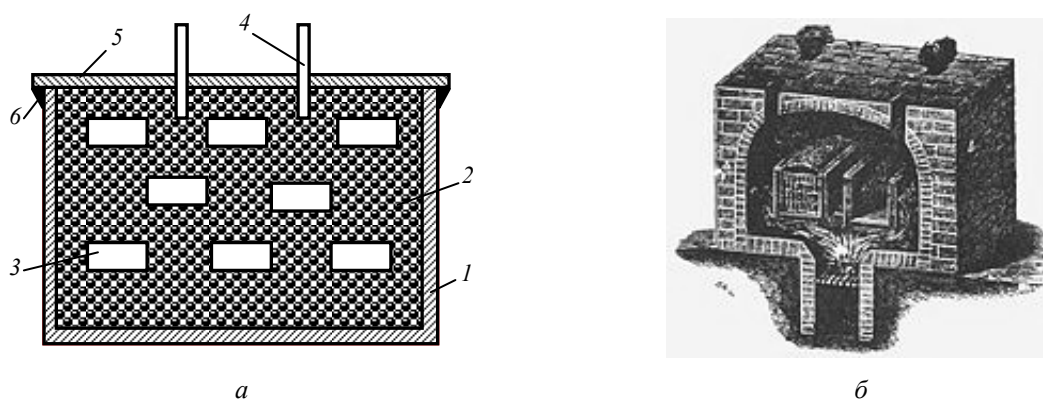


Рис. 8.1. Ящик для цементації у твердому карбюризаторі (а) та піч для цементації XIX сторіччя (б):
1 – корпус ящика; 2 – карбюризатор; 3 – деталі; 4 – контрольні зразки; 5 – кришка ящика; 6 – обмазка

Під дією кисню повітря відбувається неповне згоряння вугілля з утворенням окису вуглецю (CO), який розкладається з утворенням атомарного вуглецю по реакції:



Атоми вуглецю, які при цьому утворюються, адсорбуються поверхнею виробів і дифундують вглиб металу.

Недоліками даного способу є:

- значні витрати часу (для цементації на глибину 0,1 мм витрачається 1 год.);
- низька продуктивність процесу;
- громіздке обладнання;
- складність автоматизації процесу.

Спосіб застосовується в дрібносерійному виробництві.

8.1.2. ГАЗОВА ЦЕМЕНТАЦІЯ

Процес здійснюється в печах з герметичною камерою, яка наповнена газовим карбюратором (рис. 8.2).

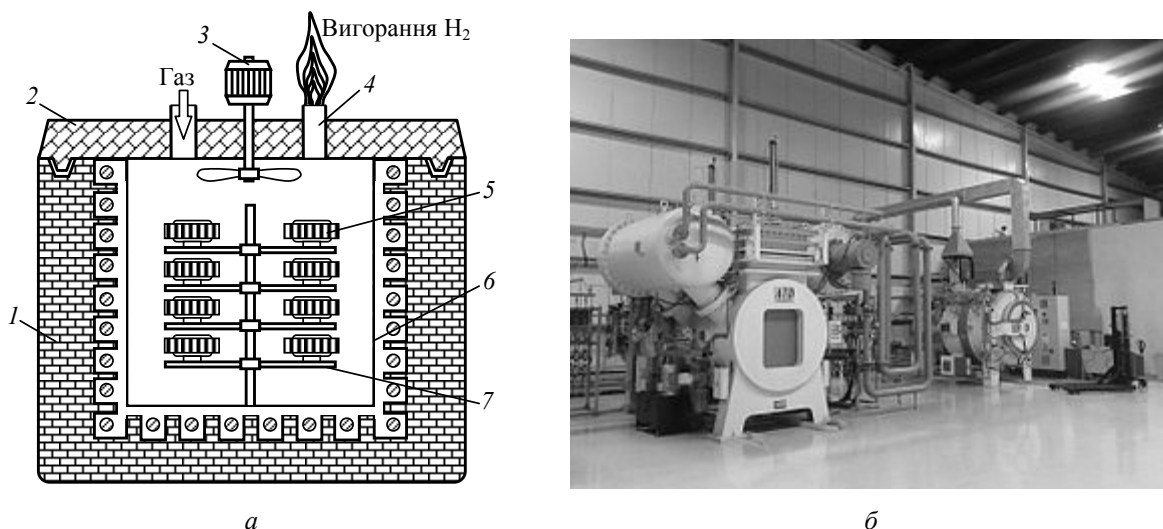


Рис. 8.2. Схема печі (а) та вид сучасного термічного цеху (б) для цементациї в газовому карбюраторі: 1 – електрична піч; 2 – кришка; 3 – вентилятор; 4 – патрубок виведення водню; 5 – вироби; 6 – муфель; 7 – підставка для кріплення виробів

Атмосфера вуглецевих газів включає азот, водень, водяні пари, які утворюють газ-носій, а також окис вуглецю, метан та інші вуглеводні, які є активними газами.

Глибина цементациї визначається температурою нагріву і часом витримки.

Переваги способу:

- можливість отримання заданої концентрації вуглецю в шарі (можна регулювати вміст вуглецю, змінюючи співвідношення складових атмосфери газів);
- скорочення тривалості процесу за рахунок спрощення подальшої термічної обробки;
- можливість повної механізації та автоматизації процесу.

Спосіб застосовується в серійному і масовому виробництві.

8.1.3. ЦЕМЕНТАЦІЯ В КИПЛЯЧОМУ ШАРІ (ПСЕВДОКИПЛЯЧОМУ СЕРЕДОВИЩІ)

Киплячий шар містить тверді частинки сипучого матеріалу, як правило, кварцового піску, корунду, подрібненої руди, суміші графіту з вуглекислими солями й іншими вогнетривкими домішками, які інтенсивно перемішуються завдяки вібрації, створеної аеродинамічними або іншими методами, найчастіше висхідним потоком повітря або газів, що зовні нагадує киплячу рідину.

Частинки розміром 0,05...0,20 мм, які знаходяться на газорозподільній решітці у печі або у ванні, за певних умов будуть спиратися не на решітку, а на потік газу, що надає їм рухомості, внаслідок чого вони набувають деяких властивостей рідини. Тому таке газове середовище із завислими та рухомими в ньому твердими частинками ще називають псевдокиплячим.

8.1.4. ЦЕМЕНТАЦІЯ В РОЗЧИНАХ ЕЛЕКТРОЛІТІВ

Використання анодного ефекту для дифузійного насичення оброблюваної поверхні вуглецем в багатокомпонентних розчинах електролітів, – один з видів швидкісної електрохіміко-термічної обробки (анодний електролітне нагрівання) малогабаритних виробів. Виріб, який є анодом, при подачі постійної електричної напруги в діапазоні 150...300 В розігрівається до температури 450...1050 °С. Досягнення таких температур забезпечує суцільна і стійка парогозова оболонка, що відокремлює анод від електроліту. Для забезпечення цементації в електроліт крім електропровідного компонента вводять вуглецевмісні речовини-донори (гліцерин, ацетон, етиленгліколь, сахароза та інші). Суміш 20...80 % NaCN + 25...30 % NaCl + 45...50 % Na₂CO₃, наприклад, застосовується для заповнення соляних ванн і використовується для цементації при температурі 530 °С.

8.1.5. ЦЕМЕНТАЦІЯ В ПАСТАХ

Цементация з нанесенням на металеву поверхню, що насичується вуглецем, вуглецевмісних матеріалів у вигляді суспензії, обмазки або шлікера, сушінням і подальшим нагріванням виробу струмом НВЧ або промислової частоти. Товщина шару пасти повинна бути в 6...8 разів більшою, за необхідну товщину цементованого шару. Температуру цементації встановлюють в діапазоні 910...1050 °С.

8.1.6. СТРУКТУРА ЦЕМЕНТОВАНОГО ШАРУ

Структуру та зміну твердості цементованого шару від вмісту вуглецю по глибині представлено на рис. 8.3.

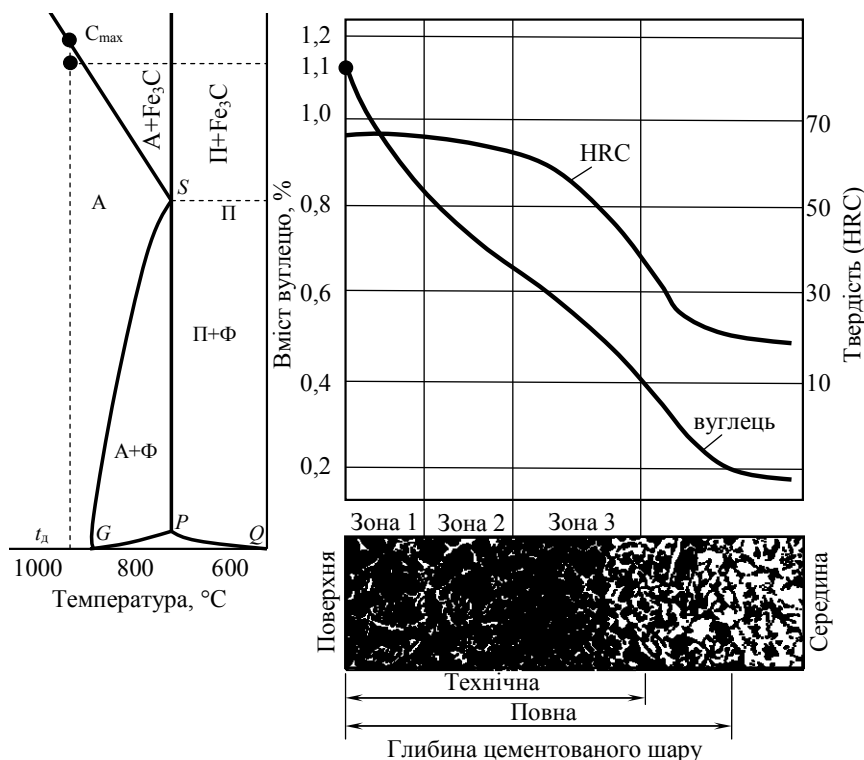


Рис. 8.3. Структура цементованого шару

На поверхні виробу утворюється шар заевтектоїдної сталі, що складається з перліту та цементиту (рис. 8.4, *а*). По мірі віддалення від поверхні, вміст вуглецю знижується і наступна зона складається тільки з перліту (рис. 8.4, *б*). Потім з'являються зерна фериту, їх кількість, по мірі віддалення від поверхні, збільшується (рис. 8.4, *в*). І, нарешті, структура стає відповідною початковому складу.

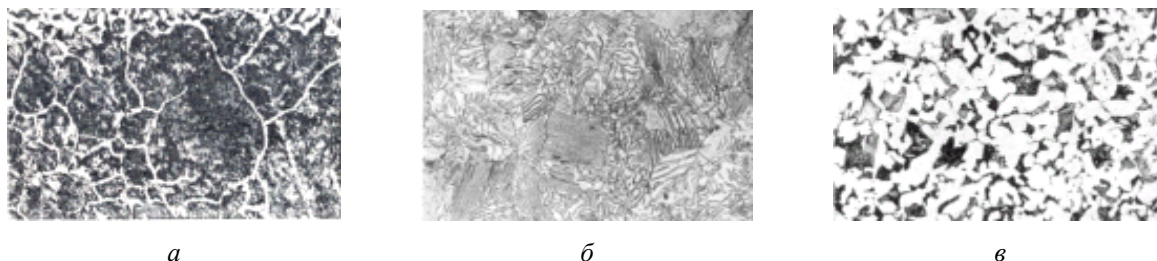


Рис. 8.4. Структура цементованого шару вуглецевої сталі 15, $\times 100$, травлення ніталем (азотна кислота – 1...5 мл; етиловий (або метиловий) спирт – 100 мл):
а – заевтектоїдна ($\Pi + \Pi_{II}$); *б* – евтектоїдна (Π); *в* – доевтектоїдна ($\Phi + \Pi$)

8.1.7. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ПІСЛЯ ЦЕМЕНТАЦІЇ

В результаті цементациї досягається тільки вигідний розподіл вуглецю по перетину. Остаточню формує властивості цементованої деталі подальша термообробка. Всі вироби піддають гарту з низьким відпуском. Структуру цементованого шару сталі після термообробки представлено на рис. 8.5. Після гарту цементований виріб набуває високої твердості та зносостійкості, підвищується межа контактної витривалості та межа витривалості при вигині, при збереженні в'язкої серцевини.

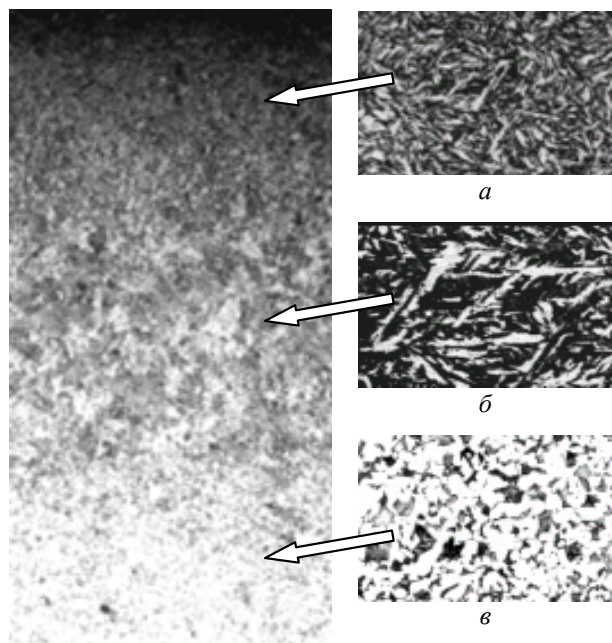


Рис. 8.5. Структура цементованого шару після термообробки, $\times 50$, травлення ніталем:
а – дрібногочастий мартенсит ($M + A_{\text{оста}}$), $\times 500$;
б – великогочастий мартенсит або троостомартенсит ($M + Tr$), $\times 500$;
в – основна структура ($\Pi + \Phi$), $\times 500$

Комплекс термічної обробки залежить від матеріалу і призначення виробу. Графіки різних комплексів термічної обробки представлені на рис. 8.6.

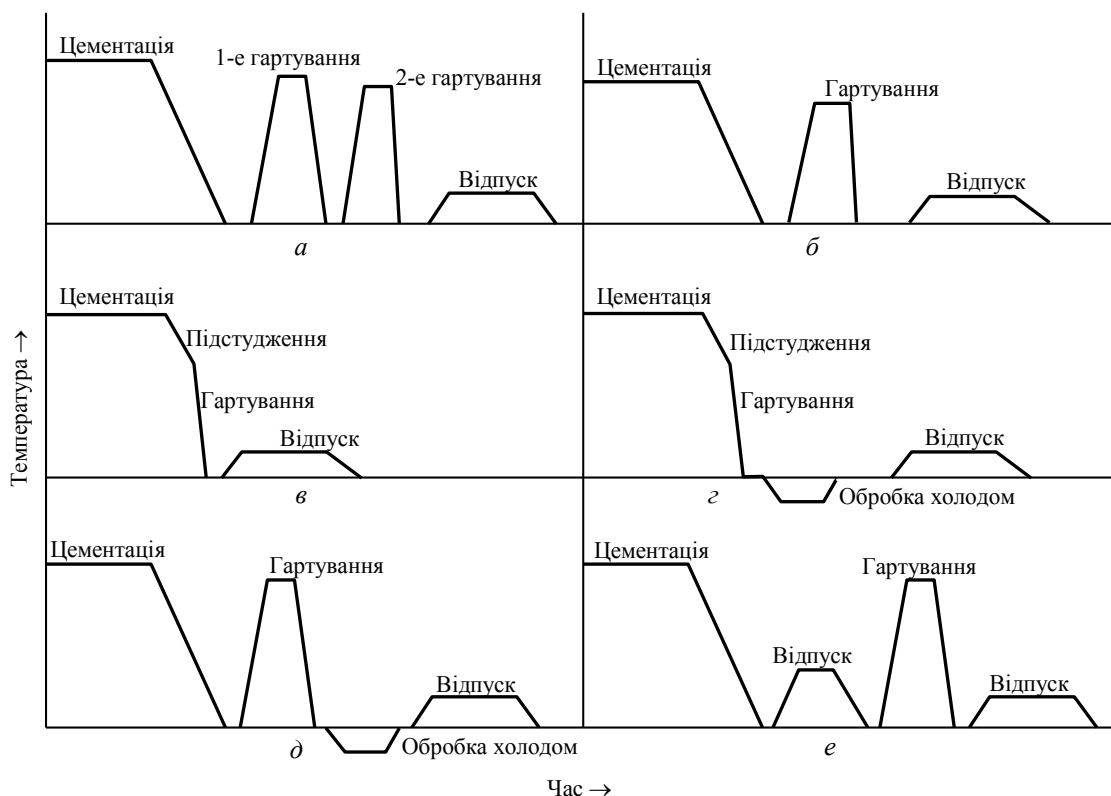


Рис. 8.6. Режими термічної обробки цементованих виробів

Для отримання потрібної структури та властивостей в поверхневому шарі (0,8...1,0 % С) та в серцевині (0,12...0,3 % С) необхідна подвійна термічна обробка (рис. 8.6, а): перше гартування (або нормалізація) від 850...900 °С; друге гартування від 750...800 °С; відпуск при 150...170 °С. Подвійна термічна обробка – складний технологічний процес, тому вона застосовується тільки у випадках особливих вимог до цементованих виробів.

Якщо цементуються спадково-дрібнозернисті сталі, у яких зростання зерна аустеніту при нагріванні незначне (отже, не потрібно поліпшення структури серцевини), то можна застосовувати одинарне загартування від температури 820...850 °С з наступним низькотемпературним відпуском при 150...170 °С (рис. 8.6., б). Цей режим застосовується також для невідповідальних виробів з вуглецевої природно-крупнозернистої сталі.

При газовій цементації деталей з спадково-дрібнозернистої сталі (наприклад, сталь 18ХГТ) широке поширення отримало безпосереднє гартування з цементаційної печі з попередніми підстудженням. Цей спосіб є найбільш простим та економічним. Залежно від марки сталі, що цементується, температура підстудження коливається в межах 780...840 °С. Після гарту проводиться низькотемпературний відпуск (рис. 8.6, в). Безпосередній гарт з газової цементаційної печі з попередніми підстудженням має ряд переваг перед звичайним процесом: відсутні окислення та зневуглецювання поверхневих шарів, знижується собівартість термічної обробки, полегшується поєднання всіх операцій в одному агрегаті, є можливість механізації (автоматизації) всіх процесів (цементації, загартування, відпуску).

Для зменшення в цементованому шарі кількості залишкового аустеніту рекомендується обробка холодом після безпосереднього гарту з газової цементаційної печі з підстудженням (рис. 15.6, г) або після гарту при звичайному режимі (рис. 8.6, д). Для зменшення кількості залишкового аустеніту в цементованому шарі високолегованої сталі

(типу 12Х2Н4А, 18Х2Н4ВА) рекомендується перед загартуванням проводити високо-температурний відпуск при 600...640 °С (рис. 8.6, е), щоб розкласти залишковий аустеніт в цементованому шарі.

Цементациї піддають зубчасті колеса, поршневі кільця, черв'яки, осі, ролики.

8.2. АЗОТУВАННЯ

Азотування – хіміко-термічна обробка, при якій поверхневі шари насичуються азотом. У промисловому масштабі такий спосіб застосовується з 20-х років минулого століття (запропонований академіком Н. П. Чижевським). В даний час існують різні способи азотування, їх класифікацію представлено на рис. 8.7.

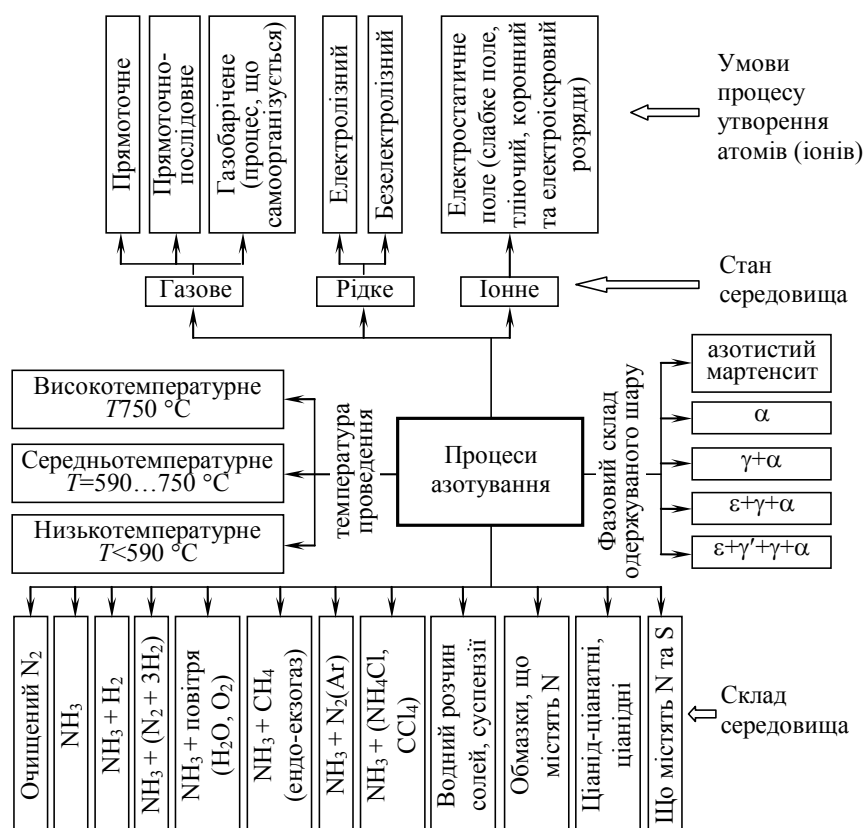


Рис. 8.7. Класифікація процесів азотування



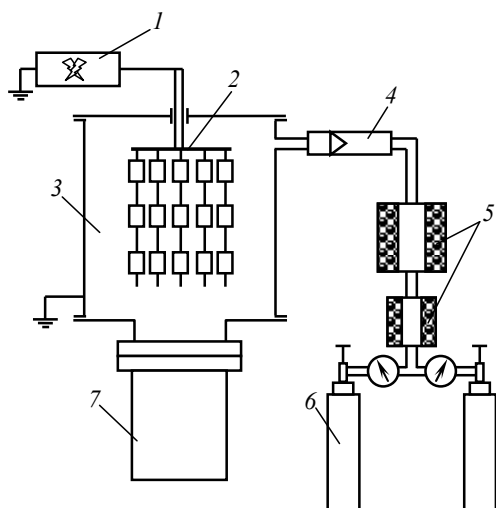
Микола Прокопович
Чижевський

При азотуванні сталевий виріб не піддається значному термічному впливу, при цьому твердість його поверхневого шару значно збільшується. Важливо, що розміри деталей, що азотуються, не змінюються. Це дозволяє застосовувати цей метод обробки для сталевих виробів, які вже пройшли загартування з високим відпуском та відшліфовані до необхідних геометричних параметрів. Після виконання азотування, або азотациї, як часто називають цей процес, сталь можна відразу ставити під полірування або інші методи фінішної обробки.

Азотування сталі полягає в тому, що метал піддають нагріванню в середовищі, що характеризується високим вмістом аміаку. В результаті такої обробки у поверхневому шарі металу, який насичується азотом, відбуваються такі зміни:

- поліпшується зносостійкість деталі за рахунок того, що твердість поверхневого шару сталі підвищується;
- зростає втомна міцність виробу;
- поверхня виробу стає стійкою до корозії (така стійкість зберігається при контакті сталі з водою, вологим повітрям та пароповітряним середовищем).

При азотуванні вироби завантажують в герметичні печі (рис. 8.8), куди надходить аміак (NH_3) з певною швидкістю.



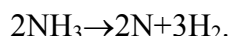
а



б

Рис. 8.8. Схема установки азотування в тліючому розряді (а) та сучасний цех іонно-вакуумного азотування (б): 1 – джерело живлення; 2 – навіщення з виробами; 3 – вакуумна камера; 4 – ротаметр; 5 – фільтри; 6 – балони з аміаком; 7 – форвакуумний насос

При нагріванні аміак розкладається по реакції:



Атомарний азот поглинається поверхнею і дифундує вглиб виробу.

Фази, що утворюються в азотованому шарі вуглецевих сталей, не забезпечують високої твердості, тому шар, що утворюється, – крихкий.

Для азотування використовують сталі, що містять алюміній, молібден, хром, титан. Нітриди цих елементів дисперсні та мають високу твердість та термічну стійкість.

Типові сталі для азотування: 38ХМЮА, 35ХМЮА, 30ХТ2НЗЮ, 30ХГСА.

На рис. 8.9, а представлено макроструктуру поперечних шліфів азотованого шару сталі 30ХГСА (зображення отримано в скануючому електронному мікроскопі). На поверхні зразків утворився тонкий білий шар товщиною в 3...5 мкм, насичений азотом. При лазерно-плазмовій обробці відбувається оплавлення поверхневого шару, і азот після дисоціації та утворення приповерхневої плазми розчиняється в рідкому залізі. Цей тонкий шар (зона I), насичений азотом, має структуру мартенситу. У зоні термічного впливу відбулося подрібнення зерна, і структура стала перлітною, прошарки цементиту тонше та менше, ніж у первинній структурі, карбіди виділилися рівномірно по всьому об'єму (зона II). На рис. 8.9, б представлено структуру цього шару при більшому збільшенні.

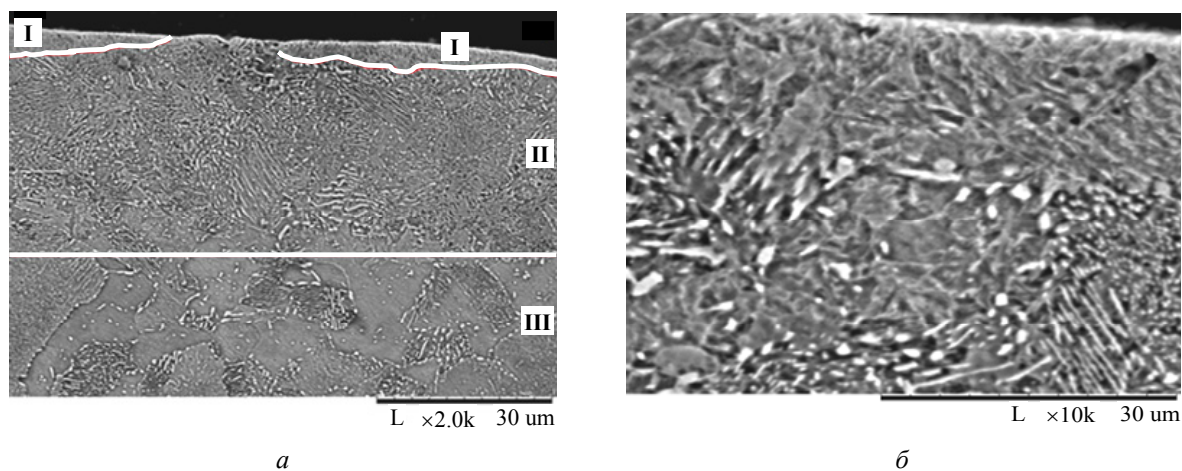


Рис. 8.9. Структура поверхні сталі 30ХГСА після лазерно-плазмового азотування:
I – азотований шар; II – зона термічного впливу; III – первинна структура

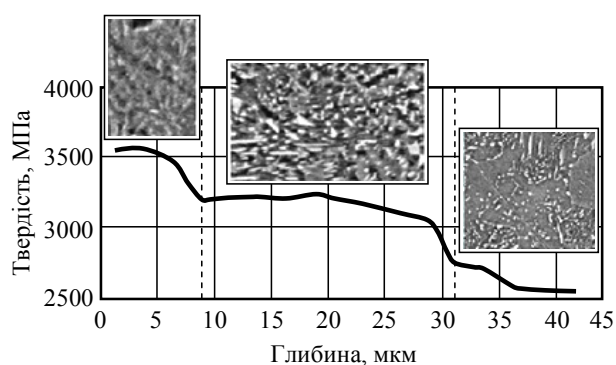


Рис. 8.10. Розподіл мікротвердості від краю вглиб зразка

Глибина і поверхнева твердість азотованого шару залежать від ряду чинників, таких, як температура азотування, тривалість азотування та склад сталі, що азотується.

На рис. 8.10 наведено зміну мікротвердості по товщині зразка. По твердості можна виділити три характерні зони, а саме – азотований шар, зона термічного впливу та основа.

Залежно від умов роботи деталей розрізняють азотування:

- для підвищення поверхневої твердості та зносостійкості;
- для поліпшення корозійної стійкості (антикорозійне азотування).

У першому випадку процес проводять при температурі 500...560 °С протягом 24...90 год, так як швидкість азотування становить 0,01 мм/год. Зміст азоту в поверхневому шарі становить 10...12 %, товщина шару h – 0,3...0,6 мм. На поверхні отримують твердість близько 1000 HV. Охолодження проводять разом з піччю в потоці аміаку.

Значне скорочення часу азотування досягається при іонному азотуванні, коли між катодом (деталлю) та анодом збуджується тліючий розряд. Відбувається іонізація азотомісного газу, при цьому іони, бомбардуючи поверхню катоду, нагрівають його до температури насичення. Катодне розпилення відбувається протягом 5...60 хв при напрузі 1100...1400 В та тиску 13,3...26,7 Па, робоча напруга 400...1100 В, тривалість процесу – до 24 годин.

Антикорозійне азотування проводять як для легованих, так і для вуглецевих сталей. Температура проведення азотування – 650...700 °С, тривалість процесу – 10 годин. На поверхні утворюється шар ϵ -фази товщиною 0,01...0,03 мм, який має високу стійкість проти корозії (ϵ -фаза – твердий розчин на основі нітриду заліза Fe_3N , що має гексагональну решітку).

Азотування проводять на готових виробах, які пройшли остаточну механічну та термічну обробку (гартування з високим відпуском).

Після азотування в серцевині виробу зберігається структура сорбіту, яка забезпечує підвищену міцність та в'язкість.

8.3. ЦІАНУВАННЯ ТА НІТРОЦЕМЕНТАЦІЯ

8.3.1. ЦІАНУВАННЯ

Ціанування – хіміко-термічна обробка, при якій поверхня насичується одночасно вуглецем та азотом.

Здійснюється у ваннах з розплавленими ціаністими солями, наприклад NaCN з добавками солей NaCl, BaCl та ін. (рис. 8.11). При окисленні ціаністого натрію утворюється атомарний азот та окис вуглецю:

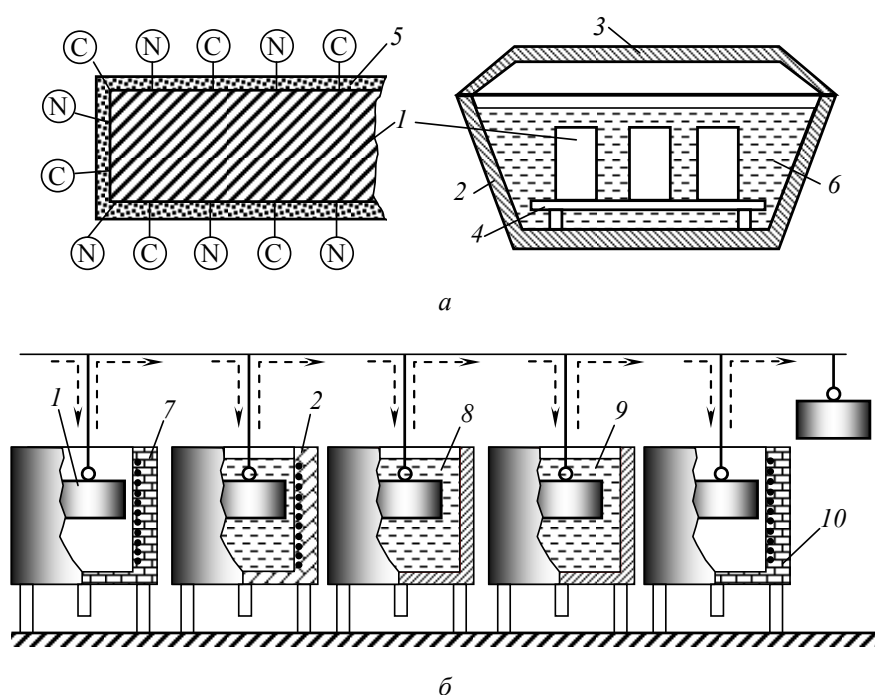


Рис. 8.11. Схема процесу (а) і поточного агрегату (б) для ціанування з подальшою термообробкою: 1 – виріб; 2 – ванна для ціанування; 3 – кришка; 4 – підставка для виробів; 5 – шар, що насичується; 6 – розплав ціаністих солей; 7 – піч для підігріву; 8 – гартівний блок; 9 – ванна для промивання; 10 – піч для відпуску

Глибина шару і концентрація в ньому вуглецю та азоту залежать від температури процесу і його тривалості.

На рис. 8.12 представлено типову мікроструктуру зразка сталі після ціанування. Поверхня зразка (рис. 8.12, а) має характерний карбонітридний шар ($\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$) товщиною 10...15 мкм (не піддається травленню), який має хороший опір зносу та менш крихкий, ніж чистий цементит (Fe_3C) або нітрид (Fe_3N). Після охолодження у воді від температури ціанування, дифузний шар під зоною карбонітридів має мартенситну структуру (рис. 8.12, б).

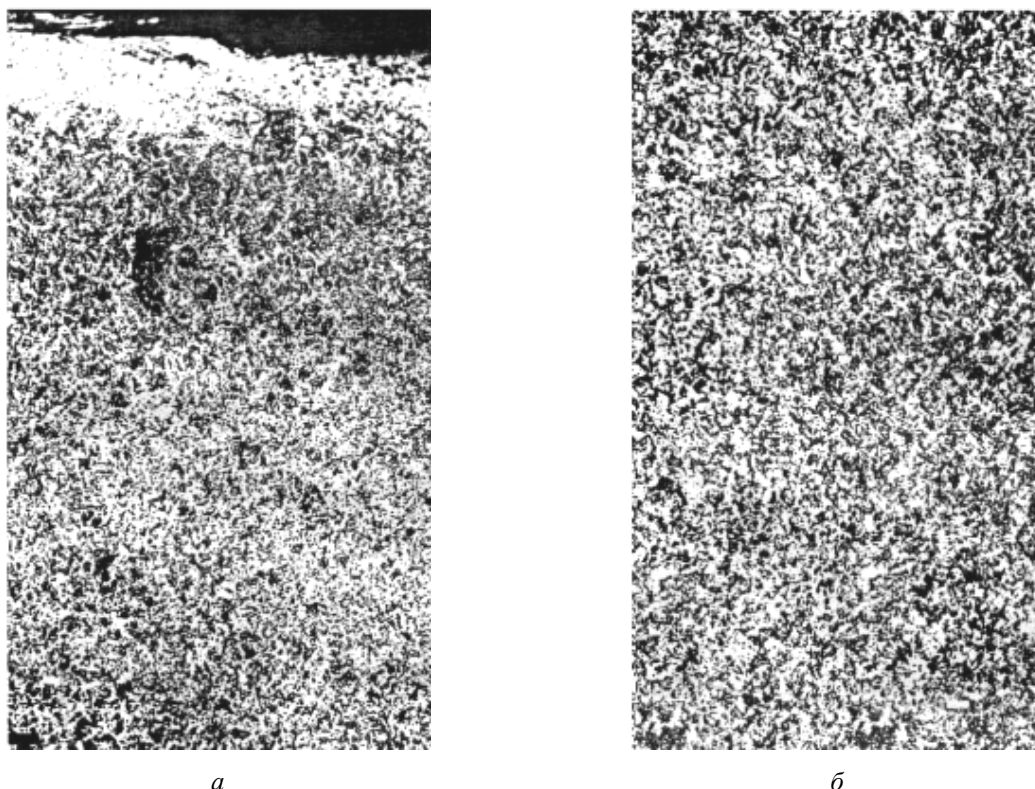


Рис. 8.12. Мікроструктура сталі 30ХГТ після ціанування ($\times 200$):
a – карбонітридний шар; *б* – мартенситна структура

Ціанований шар має високу твердість 58...62 HRC та добре чинить опір зносу. Підвищуються втомна міцність і корозійна стійкість.

Тривалості процесу – 0,5...2 годин.

Високотемпературне ціанування проводиться при температурі 800...950 °С, супроводжується переважним насиченням сталі вуглецем до 0,6...1,2 %, (рідинна цементация). Зміст азоту в ціанованому шарі – 0,2...0,6 %, товщина шару – 0,15...2 мм. Після ціанування вироби піддаються загартуванню та низькому відпуску. Остаточна структура ціанованого шару складається з тонкого шару карбонітридів $\text{Fe}_2(\text{C}, \text{N})$ на поверхні, та азотистого мартенситу.

У порівнянні з цементациєю високотемпературне ціанування відбувається з більшою швидкістю, призводить до меншої деформації деталей, забезпечує більшу твердість та опір зносу.

Низькотемпературне ціанування проводиться при температурі 540...600 °С, супроводжується переважним насиченням сталі азотом.

Проводиться для інструментів з швидкорізальних, високохромистих сталей. Є остаточною обробкою.

Основним недоліком ціанування є отруйність ціанистих солей.

8.3.2. НІТРОЦЕМЕНТАЦІЯ

Нітроцементация – газове ціанування, здійснюється в газових сумішах: газу, що містить вуглець, та аміаку, що розклався. Схему процесу нітроцементации представлено на рис. 8.13.

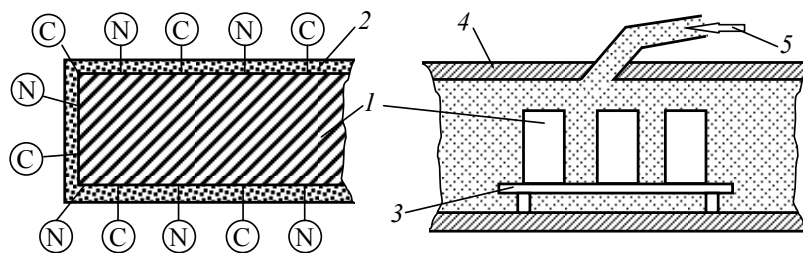
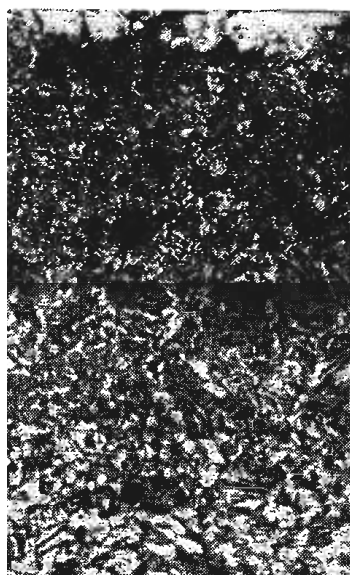


Рис. 8.13. Схема процесу нітроцементзації: 1 – виріб; 2 – насичуваний шар; 3 – стіл; 4 – камера; 5 – подача газового карбюризатора (NH_3 , CH_4 , CO)

Склад газу та температура процесу визначають співвідношення вуглецю та азоту в ціанованому шарі. Глибина шару залежить від температури та тривалості витримки.

Високотемпературна нітроцементація проводиться при температурі 830...950 °С, для машинобудівних деталей з вуглецевих та малолегованих сталей при підвищеному вмісті аміаку. Завершальною термічною обробкою є гартування з низьким відпуском. В результаті газового ціанування з подальшою термообробкою на поверхні сталі утворюється дуже твердий (56...62 HRC) шар азотистого мартенситу, який добре чинить опір зносу і має високу межу витривалості, над яким розташовані світлі поля залишкового аустеніту (рис. 8.14).



×100



×500

Рис. 8.14. Структура сталі після високотемпературної нітроцементзації

Процес високотемпературної нітроцементзації може бути ступінчастим: перша витримка здійснюється при температурі 550 °С, друга – при 860 °С.

Низькотемпературній нітроцементзації піддають інструмент з швидкорізальної сталі після термічної обробки (гарт та відпуск). Процес проводять при температурі 530...570 °С, протягом 1,5...3 год. Утворюється поверхневий шар товщиною 0,02...0,004 мм з твердістю 900...1200 HV.

Нітроцементація характеризується безпекою в роботі та низькою вартістю.

Оптимальною структурою після гарту та низького відпуску є структура дрібно- або середнегочастого мартенситу з певним (20...40 %) вмістом залишкового аустеніту (рис. 8.15, а). Зниження вмісту вуглецю призводить до утворення структури низьковуглецевого мартенситу з трооститу.

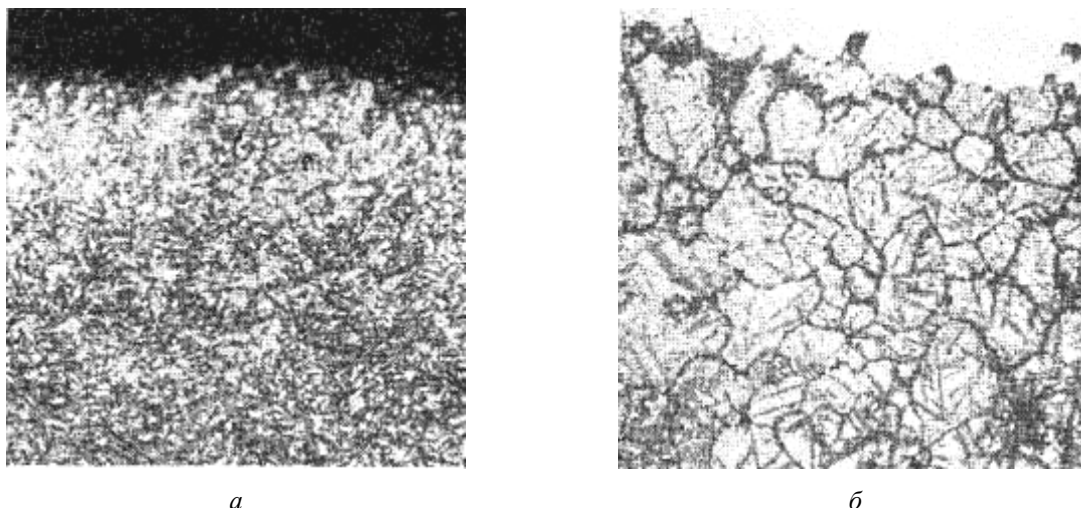


Рис. 8.15. Мікроструктура нітроцементованого шару сталі: *a* – з наступним загартуванням та низькотемпературним відпуском ($\times 400$); *б* – з сіткою трооститу ($\times 500$)

При збільшенні вмісту вуглецю зростає кількість залишкового аустеніту і з'являється карбонітридна фаза, яка знижує стійкість аустеніту в зв'язку з переходом азоту та вуглецю в карбонітриди. При цьому на поверхні з'являється сітка трооститу (рис. 8.15, *б*).

8.4. ДИФУЗІЙНА МЕТАЛІЗАЦІЯ

Металізація – покриття поверхні виробу металами та сплавами для створення фізико-хімічних та механічних властивостей, відмінних від властивостей матеріалу, що металізується. Металізацію застосовують для захисту виробів від корозії, зносу, ерозії, в декоративних та інших цілях. За принципом взаємодії поверхні, що металізується (підкладки) з металом, що наноситься, розрізняють металізацію, при якій зчеплення покриття з основою (підкладкою) здійснюється механічно – силами адгезії (рис. 8.16, група 1), та металізацію, при якій зчеплення забезпечується силами металевого зв'язку (рис. 8.16, група 2): з утворенням дифузійної зони на межі поверхонь, що сполучаються, за межами якої покриття складається з накладеного шару металу або сплаву (підгрупа 2а), та з утворенням дифузійної зони в межах всього шару покриття (підгрупа 2б).

Дифузійна металізація – хіміко-термічна обробка, при якій поверхня сталевих виробів насичується різними елементами: алюмінієм, хромом, кремнієм, бором, цинком та ін.

Дифузія металів протікає дуже повільно, оскільки утворюються розчини заміщення. Тому при однакових температурах дифузійні шари в десятки та сотні разів тонше, ніж при цементації.

Дифузійна металізація – процес коштотний, адже здійснюється при високих температурах ($1000...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) протягом тривалого часу.

Одною з основних властивостей металізованих поверхонь є жаростійкість, тому жаростійкі деталі для робочих температур $1000...1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ виготовляють з простих вуглецевих сталей з наступним алітуванням, хромуванням або силіціюванням.

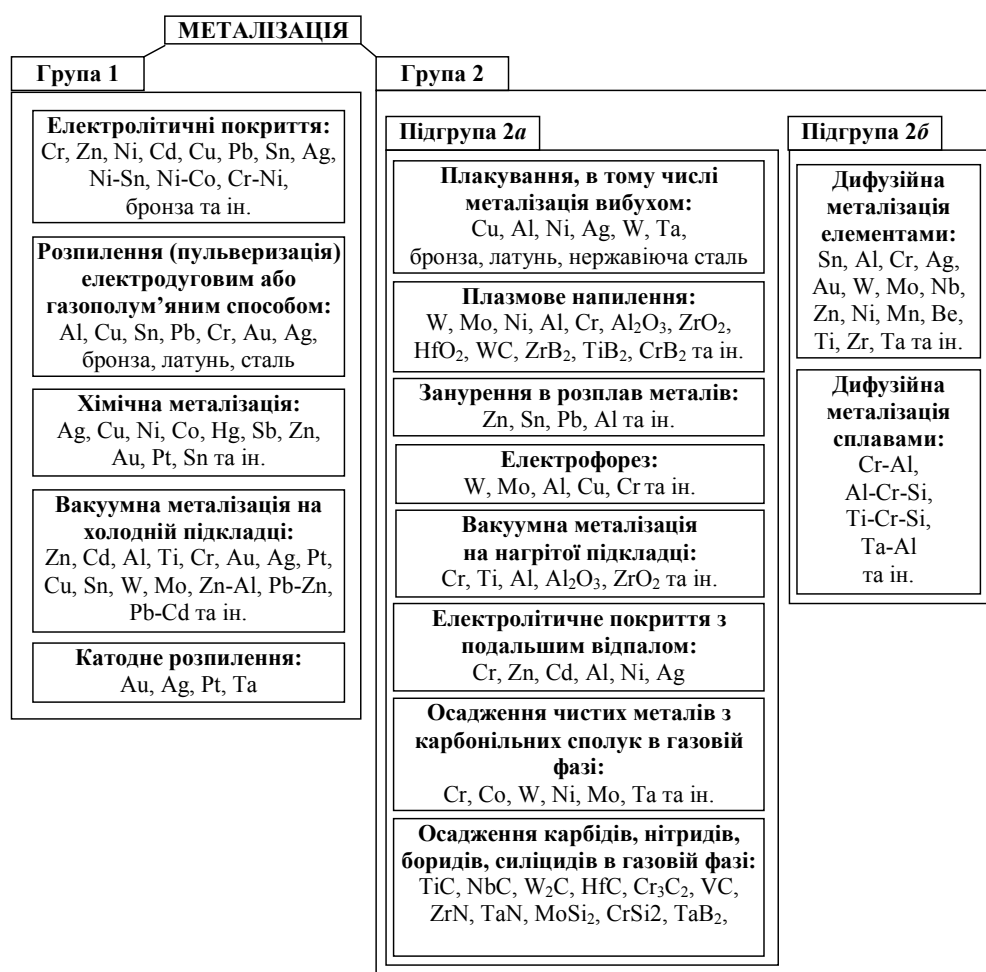


Рис. 8.16. Методи металізації

8.4.1. МЕТОДИ ДИФУЗІЙНОГО НАСИЧЕННЯ МЕТАЛАМИ

Тверда дифузійна металізація. Металізатор – феросплав з додаванням хлористого амонію (NH₄Cl). В результаті реакції металізатора з HCl або Cl₂ утворюються леткі сполуки хлору з металом (AlCl₃, CrCl₂, SiCl₄ тощо), яке в результаті контакту з металевою поверхнею дисоціює з утворенням вільних атомів.

Рідка дифузійна металізація. Даний вид металізації проводять зануренням деталі в розплавлений метал, у тих випадках, коли метал, що дифундує, має низьку температуру плавлення.

Газова дифузійна металізація. Проводять в газових середовищах, які складаються з галогенних сполук елемента, що дифундує. Газова дифузійна металізація здійснюється в муфельних печах або в печах спеціальної конструкції при 700...1000 °С. Газова фаза може генеруватися на відстані від поверхні насичення (безконтактний спосіб), або ж в зоні контакту джерела активної фази з поверхнею металу (контактний спосіб).

8.4.2. ВИДИ ДИФУЗІЙНОГО НАСИЧЕННЯ МЕТАЛАМИ

До найбільш поширених видів дифузійного насичення металами відносяться алітування (насичення алюмінієм), дифузійне хромування (насичення хромом), борування (насичення бором), силіціювання (насичення кремнієм), берилізація (насичення берилієм) та титанування (насичення титаном).

Алітування – процес нанесення на поверхню металевих виробів алюмінію, або алюмінієвих сплавів з метою захисту виробу від корозії, поліпшення зовнішнього вигляду, надання їм спеціальних фізико-хімічних властивостей. Алітування здійснюють дифузійним методом, газополум'яним та плазмовим напилюванням, плакуванням, випаровуванням металу у вакуумі, зануренням в розплав. Алітуванню піддають деталі літаків, ракет, автомобілів, сільськогосподарського інвентарю тощо. На рис. 8.17. представлено мікроструктуру алітованого (алюмідного) покриття на сталі 45Х.

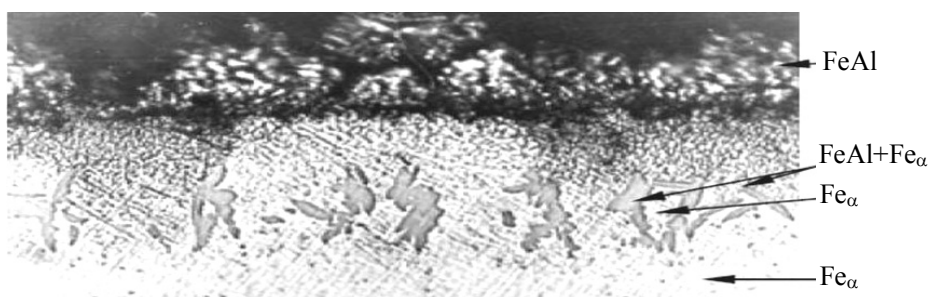


Рис. 8.17. Мікроструктура алюмінідного покриття на сталі 45Х

Дифузійне хромування використовують для деталей та напівфабрикатів із сталі (рис. 8.18), сплавів на основі нікелю, молібдену, ніобію, міді та інших елементів.

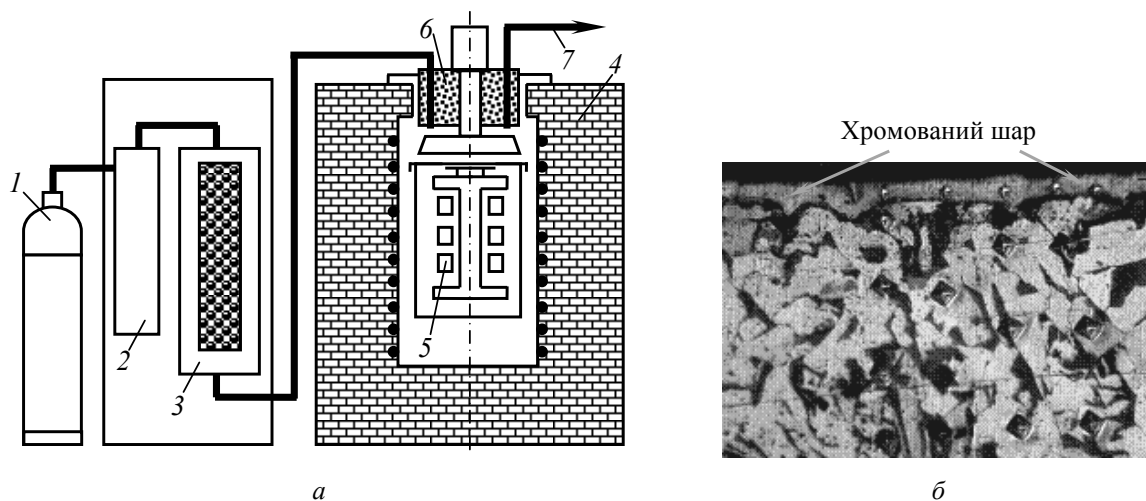


Рис. 8.18. Схема установки для дифузійного хромування (а) і мікроструктура поверхні виробу (сталь 25) після дифузійного хромування (б): 1 – балон з газом носієм; 2 – камера підготовки газу; 3 – камера отримання реакційного газу; 4 – піч опору; 5 – вироби; 6 – кришка; 7 – гази, що відходять до водяного затвору

Борування – насичення поверхні металевих виробів атомами бору для підвищення твердості (1800...2000 НВ), теплостійкості, зносостійкості та корозійної стійкості в різних середовищах. В процесі борування в поверхневому шарі сталеві деталі утворюються бориди заліза Fe_2B та FeB , які забезпечують підвищення перерахованих власти-

востей. Борування застосовується при виготовленні деталей, які працюють в умовах підвищеного зносу (сопла піскоструменевих апаратів, грязьових та бетонних насосів, штампів, прес-форм тощо). Недоліком борованої поверхні, при виключно високій твердості (2000 HV) та високому опорі зносу, є її підвищена крихкість через утворення боридів заліза (FeB , FeB_2). Найбільшого поширення набули рідинні способи борування в розплавах, до яких відносяться електролізне та безелектролізне борування. В даний час розробляються методи борування в псевдокиплячому шарі речовини, яка містить бор. На рис. 8.19 представлено схему установки для борування виробів в псевдокиплячому шарі та мікроструктури дифузійних шарів (рис. 8.20)

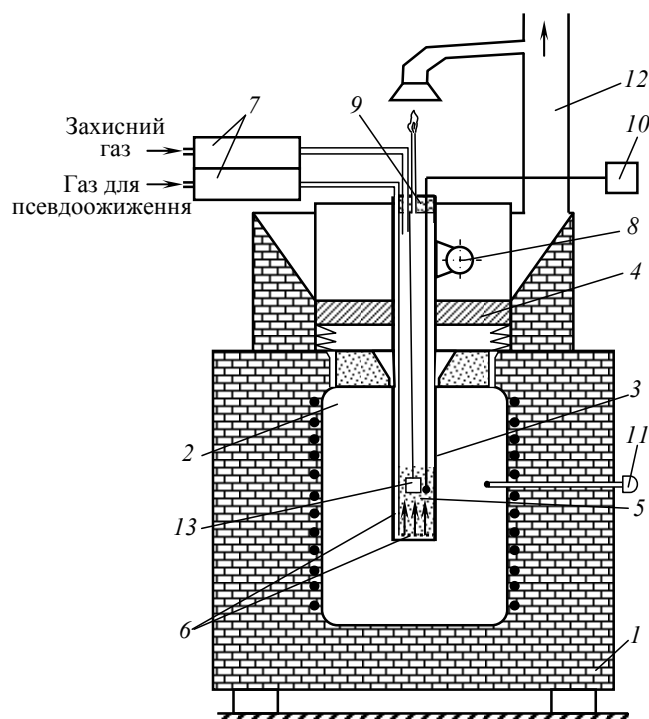
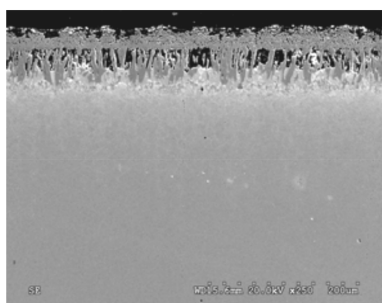
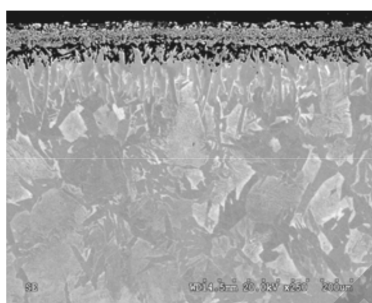


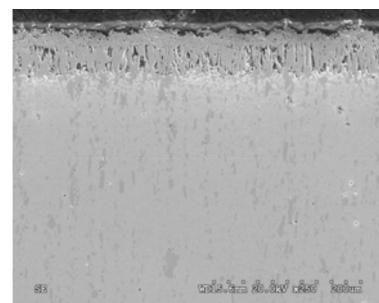
Рис. 8.19. Схема установки для борування в псевдокиплячому шарі:
 1 – піч опору; 2 – нагрівальна камера; 3 – реторта; 4 – опора реторти;
 5 – псевдокиплячий шар засипки; 6 – газорозподільна решітка та підвідні трубки;
 7 – регулятори потоку газів; 8 – вібратор для механічного псевдооживлення;
 9 – кришка реторти; 10 – регулятор температури засипки;
 11 – термопара для контролю температури в печі;
 12 – витяжна вентиляція; 13 – вимірник



a



б



в

Рис. 8.20. Мікроструктура сталі після борування в псевдокиплячому шарі:
a – сталь 20; *б* – 4X5МФС; *в* – X12МФ

Електролізне борування проводиться в розплаві бури з добавками одного або декількох хлоридів, наприклад, NaCl ; KCl ; BaCl_2 тощо. У тигель з розплавом опускають просушені деталі, попередньо зібрані на спеціальних пристроях. Борування ведуть при температурах $880\ldots 980^\circ\text{C}$ протягом $2\ldots 5$ год. Щільність струму протягом усього процесу повинна становити $0,08\ldots 0,25\text{ А/см}^2$. Після закінчення процесу борування виробу витягують з розплаву та гартують, з подальшим, відповідним до поставлених вимог, відпуском. Якщо технічними умовами термічна обробка після борування не передбачена, то охолодження проводять на спокійному повітрі. Сліди розплаву, які можуть зберігатися на поверхні деталі, видаляються методом кип'ятіння у воді. По мірі накопичення в розплавленій бурі шкідливих домішок, таких, як оксиди заліза та хрому, необхідно проводити регулярне оновлення розплаву.

Безелектролізне борування можна вести або в розплавах, які не містять в своєму складі бору, але тоді в розплав необхідно вводити додатково компоненти, що містять бор (аморфний бор, карбід бору), або в розплавах, що містять бор у вигляді різних сполук.

Силіціювання – процес насичення поверхневого шару деталі кремнієм для підвищення корозійної стійкості та кислотостійкості. Силіціюванню піддають деталі з низько- та середньовуглецевих легованих сталей, а також з ковкого та високоміцного чавунів. Легуючі елементи впливають на структуру дифузійного шару (рис. 8.21). Силіціювання проводять в порошкоподібних сумішах, газових та рідких середовищах.

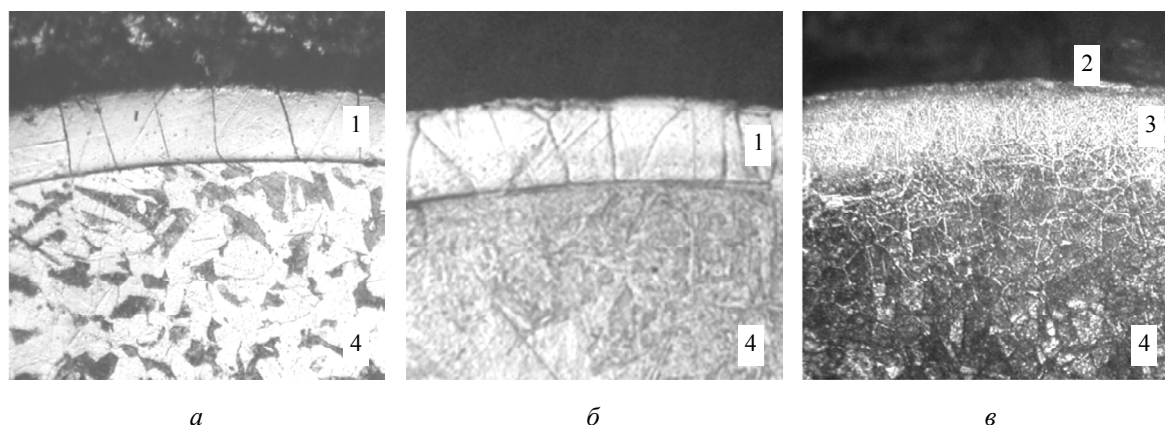


Рис. 8.21. Мікроструктури дифузійних шарів після силіціювання на сталях 09Г2С (а), 15Х5М (б) та 10Х23Н18 (в), $\times 200$: 1 – стовпчасті кристали кременистого фериту; 2 – тонкий шар кременистого фериту; 3 – аустеніт, збагачений кремнієм; 4 – основний метал виробу

При силіціюванні в порошкоподібних сумішах (75 % феросиліцію, 20 % глинозему або каоліну та 5 % хлористого амонію) деталі нагрівають в сталевих ящиках. Температура силіціювання становить $1100\ldots 1200^\circ\text{C}$, витримка – $2\ldots 12$ год. Силіціювання протікає повільно (шар товщиною $0,1\text{ мм}$ виходить після витримки протягом 4 год при 1100°C). Через тривалість процесу, силіціювання в порошкоподібних сумішах застосовують рідко.



Рис. 8.22. Сучасний цех газової берилізації

Берилізація – дифузійне поверхнєве насичення металів та сплавів берилієм для захисту виробів від високотемпературної корозії. Проводиться зазвичай в порошкоподібних сумішах або в газових середовищах (рис. 8.22). В результаті берилізації сталевих деталей підвищується твердість, жаростійкість при температу-

рах 800...1100 °С та корозійна стійкість. Часто піддають берилізації сопла реактивних двигунів, турбінні лопатки, деталі ливарних форм, гвинти кораблів.

На рис. 8.23 наведено фотографії поверхні зразків нержавіючої сталі 12Х18Н10Т з товщиною шару берилію 1, 2 та 4 мкм, нанесеного методом магнетронного розпилення, після шліфування зі збільшенням $\times 400$ та фрагменти цих поверхонь зі збільшенням $\times 2000$.

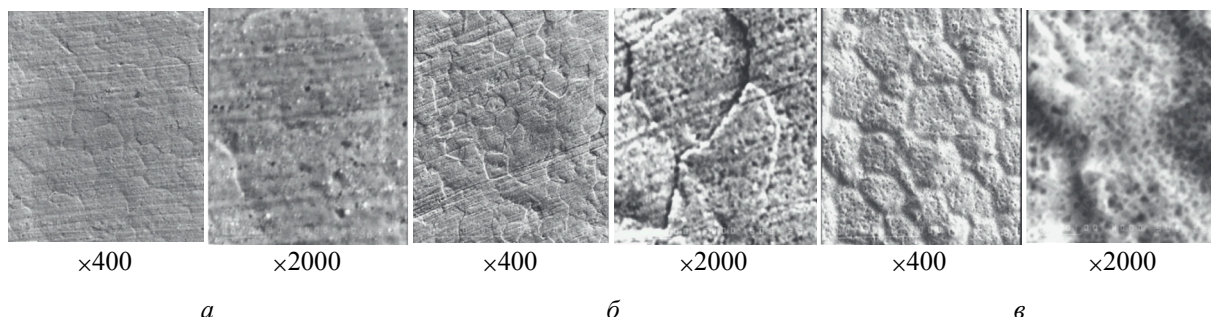


Рис. 8.23. Мікроструктура поверхні зразків нержавіючої сталі 12Х18Н10Т (зйомка у вторинних електронах) з товщиною берилієвого покриття 1 (а), 2 (б) та 4 мкм (в) після шліфування

Титанування – хіміко-термічне зміцнювальне оброблення дифузійним насиченням поверхні металевих виробів титаном, яке забезпечує підвищення твердості, зносостійкості, корозійної та кавітаційної стійкості.

Титанування застосовується для підвищення корозійної стійкості та кислотостійкості сталі. Титанування проводять у порошкових сумішах, у розплавах солей електролізним та безелектролізним способом, у паровій фазі з використанням вакууму, у газових сумішах і у пастах з нагріванням струмами високої частоти (СВЧ).

Різноманітні сталеві деталі титанують у суміші, що складається з 75 % порошку маловуглецевого FeTi, 15 % CaF₂, 4 % NaF та 6 % HCl. Наприклад, при насиченні сталі з 0,3 % вуглецю протягом 8 годин при температурі 1150 °С утворюється дифузійний шар товщиною 300...500 мкм з концентрацією титану у поверхневій зоні до 80 %. По межах зерен і всередині стовпчастих зерен цієї поверхневої зони міститься карбід титану, в результаті чого поверхнева мікротвердість досягає 22000...27000 МПа. Для титанування при нагріванні СВЧ рекомендується паста з 70 % FeTi та 30 % Na₃AlF₆. При швидкості нагрівання 50 °С/с, й витримуванні протягом 5...7 хв при температурі 1150...1250 °С, глибина титанованого шару на технічно чистому залізі становить ≈ 70 мкм.

Оскільки титан є активним карбідотворним елементом при титануванні сталей та вуглецевмісних твердих сплавів, на поверхні утворюється шар з карбіду титану. Підвищення вмісту вуглецю у сталі веде до збільшення товщини покриття з карбіду титану, а збільшення вмісту хрому зменшує товщину покриття, оскільки хром уповільнює дифузію вуглецю в аустеніті. Тонке карбідне покриття (8...18 мкм) надійно працює на зношування при твердій основі. Сталі типу Х12 при охолодженні на повітрі після титанування гартуються до твердості 56...61 HRC. Деталі зі сталей ШХ15, 9ХС, ХВГ, У12 та ін. після титанування слід зміцнювати загартуванням для підвищення твердості підкладки. При цьому деталі повинні бути невеликих розмірів, щоб уникнути в шарі тріщин при гартуванні. Оскільки карбід титану легко окислюється при нагріванні на повітрі, необхідно проводити нагрівання під загартування в вакуумі або в захисних середовищах. У разі необхідності карбідне покриття можна полірувати алмазною чи ельборовою пастами із зняттям шару товщиною 2...3 мкм.

Після титанування різноманітного формоутворювального інструменту із сталей Х12, Х12М, Х12Ф (пуансони та матриці) в умовах виробничих випробувань досягнуто

підвищення стійкості у 3...10 разів. Мікротвердість карбідного шару на твердій підкладці досягала 30000...40000 МПа.

Титанування значно покращує стійкість до корозії, наприклад корозійна стійкість конструкційної сталі звичайної якості (Ст3) після титанування виявилась вищою, ніж сталі 12Х18Н10Т. Титанування підвищує довговічність деталей, що працюють у морській воді, деталей текстильного та харчового машинобудування. В окремих випадках можливою є заміна дорогої хромонікелевої сталі на титановану сталь Ст3.

Для титанування чавуну застосовують суміш з 25 % Ti, 50 % MgO, 15 % Mg та 10 % MgCl₂. Розроблено два варіанти електролізного титанування. За першим варіантом титанування проводять у титановому тиглі, який одночасно є розчинним анодом, в електроліті KCl – NaCl – TiCl₂ при концентрації TiCl₂ у перерахуванні на титан ~5 %. Над дзеркалом ванни створюється захисна атмосфера аргону. Оптимальна густина струму встановлюється 0,1...0,3 А/см² залежно від температури процесу (800...900 °С). За другим варіантом електролізне титанування проводять за відсутності розчинного титанового анода у розплаві з 16 % K₂TiF₆ та 84 % NaCl. Анодом у цьому випадку слугує графіт, а над дзеркалом ванни створюється атмосфера аргону. Температура процесу складає 850...900 °С, напруга 3...6 В та густина струму 0,95 А/см². У цю ванну рекомендують також уводити титанову губку.

При титануванні спечених твердих сплавів (ТТ10К8Б, ТТ7К12, Т14К8 та ін.) на поверхні різцевих пластин отримують шар карбіду титану товщиною 3...6 мкм (рис. 8.24). Формування такого шару відбувається за рахунок вуглецю, розчиненого у кобальтовій фазі, який постачається через цю фазу від карбідів сплаву.

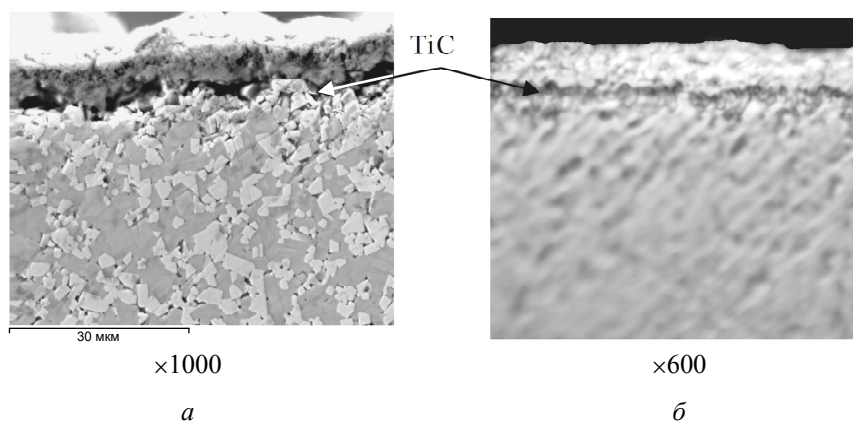


Рис. 8.24. Мікроструктури твердих сплавів BK8 (а) і Т15К6 (б) з покриттями після титанування

Титановані пластини різального інструменту показали у 2,5...4 рази більшу стійкість, ніж пластини без покриття, а мікротвердість не перевищувала 28000 МПа. Короткочасна цементация твердосплавних пластин перед титануванням дозволяє отримати найвищу стійкість їх при точінні.

Титановані дифузійні шари товщиною 2,5...3 мм підвищують кислототривкість міді у 30 разів, латуні у 7...10 разів та силуміну у 10...12 разів, а кавітаційну стійкість латуні у 17...20 разів, бронзи у 30 разів, і силумінів у 25...30 разів. Насичення силуміну титаном проводиться при 300...500 °С протягом 6...10 год у суміші порошоків титану, плавикового шпату та фтористого натрію. Мідь, латунь і бронзу насичують при температурі 700 °С протягом 6 год у суміші феротитану, плавикового шпату та фтористого натрію.

**ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ**



1. Що включає в себе процес хіміко-термічної обробки деталей?
2. Які процеси лежать в основі хіміко-термічної обробки?
3. Що таке процес цементації, і для чого він застосовується?
4. Які види цементації існують?
5. Опишіть структуру цементованого шару.
6. Для яких цілей проводиться термічна обробка після цементації?
7. Що таке процес азотування, і для чого цей метод застосовується?
8. Проведіть класифікацію процесів азотування.
9. Що таке процес ціанування, і в яких середовищах його проводять?
10. Що таке процес нітроцементації, і в яких середовищах його проводять?
11. Що таке метод дифузійної металізації, і для досягнення яких властивостей деталей він застосовується?
12. Назвіть основні методи металізації.
13. Які існують види дифузійного насичення металами?
14. Що таке процес алітування, і що є компонентом, що насичує поверхневий шар деталі?
15. Що таке процес хромування, і що є компонентом, що насичує поверхневий шар виробу?
16. Що таке процес борування, і що є компонентом, що насичує поверхневий шар виробу?
17. Що таке процес силіціювання, і що є компонентом, що насичує поверхневий шар деталі?
18. Що таке процес берилізації, і що є компонентом, що насичує поверхневий шар виробу?

9. МЕТОДИ ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

9.1. ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА СТАЛІ

Одним з технологічних процесів зміцнення металів та сплавів є їх *термомеханічна обробка* (ТМО).

Термомеханічна обробка відноситься до комбінованих способів зміни будови та властивостей матеріалів.

При термомеханічній обробці поєднуються пластична деформація та термічна обробка (гарт попередньо деформованої сталі в аустенітному стані).

Перевагою термомеханічної обробки є те, що при істотному збільшенні міцності характеристики пластичності знижуються незначною мірою, а ударна в'язкість стає вищою в 1,5...2 рази в порівнянні з ударною в'язкістю для тієї ж сталі після гарту з низьким відпуском.

Залежно від температури, при якій проводять деформацію, розрізняють *високотемпературну термомеханічну обробку* (ВТМО) та *низькотемпературну термомеханічну обробку* (НТМО).

Сутність високотемпературної термомеханічної обробки полягає в нагріванні сталі до температури аустенітного стану (вище точки A_3). При цій температурі здійснюють деформацію сталі, що веде до наклепу аустеніту. Сталь з таким станом аустеніту піддають гарту (рис. 9.1, *а*).

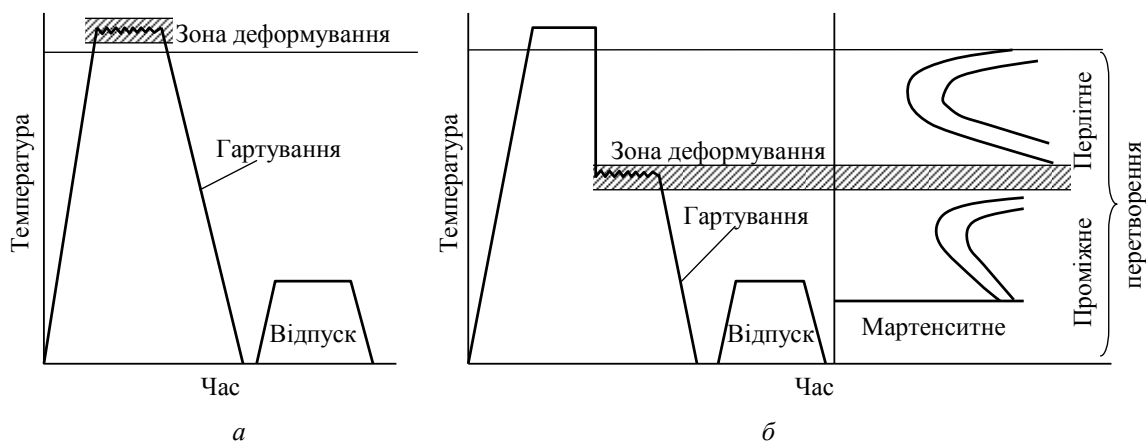


Рис. 9.1. Схема режимів термомеханічної обробки сталі: *а* – високотемпературна термомеханічна обробка; *б* – низькотемпературна термомеханічна обробка

Високотемпературна термомеханічна обробка практично усуває розвиток відпускнуї крихкості в небезпечному інтервалі температур, послаблює необоротну відпускну крихкість та різко підвищує ударну в'язкість при кімнатній температурі. Знижується температурний поріг холодноламкості. Високотемпературна термомеханічна обробка підвищує опір крихкому руйнуванню, зменшує чутливість до утворення тріщин при термічній обробці.

Високотемпературну термомеханічну обробку ефективно використовувати для вуглецевих, легованих, конструкційних, пружинних та інструментальних сталей.

Наступний відпуск при температурі 100...200 °C проводиться для збереження високих значень міцності.

Низькотемпературна термомеханічна обробка (аусформінг). Сталь нагрівають до аустенітного стану. Потім витримують при високій температурі, проводять охолодження до температури, вищої за температуру початку мартенситного перетворення (400...600 °C), але нижчої за температуру рекристалізації, і при цій температурі здійснюють обробку тиском та загартування (рис. 9.1, б).

Низькотемпературна термомеханічна обробка, хоча і дає більш високе зміцнення, але не знижує схильність сталі до відпускнуї крихкості. Крім того, вона вимагає високих ступенів деформації (75...95 %), тому потрібно потужне обладнання.

Низькотемпературну термомеханічну обробку застосовують до середньовуглецевих легованих сталей, які загартовуються на мартенсит та мають вторинну стабільність аустеніту.

Підвищення міцності при термомеханічній обробці пояснюють тим, що в результаті деформації аустеніту відбувається дроблення його зерен (блоків). Розміри блоків зменшуються від двох до чотирьох разів в порівнянні зі звичайним гартуванням. Також збільшується щільність дислокацій. При подальшому гартуванні такого аустеніту утворюються більш дрібні пластинки мартенситу, знижуються напруження.

У табл. 9.1 наведено механічні властивості після різних видів ТМО для машинобудівних сталей. Термомеханічну обробку застосовують і для інших сплавів.

Таблиця 9.1

Механічні властивості сталей після ТМО

| Вид ТМО | Механічні властивості | | | |
|---------|-----------------------|------------------|--------------|------------|
| | σ_B , МПа | σ_T , МПа | δ , % | ψ , % |
| НТМО | 2400...2900 | 2000...2400 | 5...8 | 15...30 |
| ВТМО | 2100...2700 | 1900...2200 | 7...9 | 25...40 |
| ТО | 1400 | 1100 | 2 | 3 |

9.2. ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ

Конструкційна міцність часто залежить від стану матеріалу в поверхневих шарах деталі. Одним із способів поверхневого зміцнення сталевих деталей є *поверхневий гарт*.

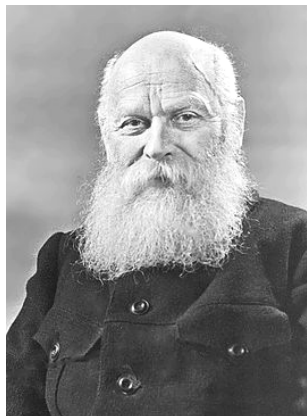
В результаті поверхневого гарту збільшується твердість поверхневих шарів виробу з одночасним підвищенням опору стиранню та межі витривалості.

Загальним для всіх видів поверхневого гарту є нагрів поверхневого шару деталі до температури загартування з подальшим швидким охолодженням. Ці способи розрізняються методами нагріву деталей. Товщина загартованого шару при поверхневому загартуванні визначається глибиною нагріву.

Найбільшого поширення мають електротермічне гартування з нагріванням виробів струмами високої частоти (СВЧ) та газополум'яне гартування з нагріванням газово-кисневим або киснево-газовим полум'ям.

9.2.1. ЗАГАРТУВАННЯ СТРУМАМИ ВИСОКОЇ ЧАСТОТИ

Метод нагріву поверхні деталі струмами високої частоти розроблено видатним вченим в галузі високочастотної техніки В. П. Вологдіним.



Валентин Петрович
Вологдін

Метод заснований на тому, що якщо в змінне магнітне поле, яке створює провідник-індуктор, помістити металеву деталь, то в ній будуть індукувати вихрові струми, що викликають нагрівання металу. Чим більшою є частота струму, тим тоншим виходить загартований шар.

Зазвичай використовуються машинні генератори з частотою 50...15000 Гц і лампові генератори з частотою більше 106 Гц. Глибина загартованого шару – до 2 мм.

Індуктори виготовляються з мідних трубок, усередині яких циркулює вода, завдяки чому вони не нагріваються. Форма індуктора відповідає зовнішній формі виробу, при цьому необхідно постійно зберігати зазор між індуктором і поверхнею виробу.

Схема технологічного процесу загартування СВЧ представлена на рис. 9.2.

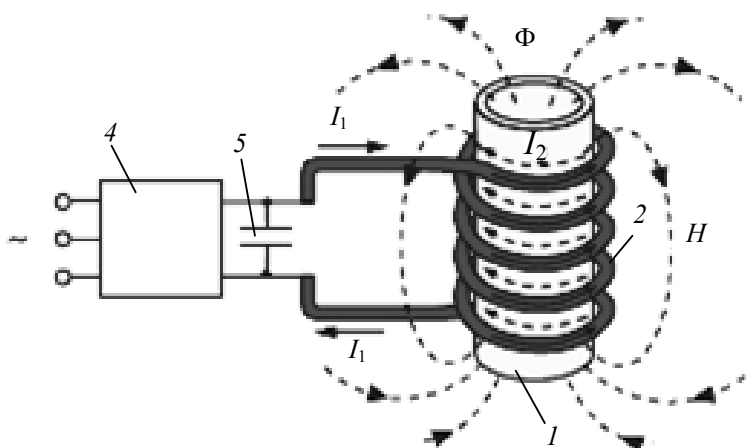
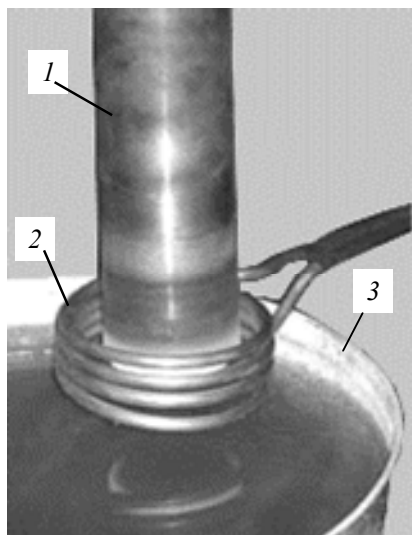


Рис. 9.2. Схема технологічного процесу загартування СВЧ: 1 – деталь, яка гартується; 2 – індуктор; 3 – пристрій для охолодження; 4 – генератор СВЧ; 5 – конденсаторна батарея

Після нагріву протягом 3...5 с в індукторі деталь швидко переміщається в охолоджувальний пристрій (спреєр або ємність з охолоджувальною рідиною).

Висока швидкість нагріву зміщує фазові перетворення в область більш високих температур. Температура гарту при нагріванні струмами високої частоти повинна бути вище, ніж при звичайному нагріванні.

При правильних режимах нагріву після охолодження утворюється структура дрібноноглочастого мартенситу. Твердість підвищується на 2...4 HRC у порівнянні зі звичайним гарту, зростає зносостійкість та межа витривалості.

Перед загартуванням СВЧ виріб піддають нормалізації, а після гарту – низькому відпуску при температурі 150...200 °С (самовідпуск).

Найбільш доцільно використовувати цей метод для виробів із сталей з вмістом вуглецю понад 0,4 %.

Переваги методу:

- велика економічність, немає необхідності нагрівати весь виріб;
- більш високі механічні властивості;
- відсутність знеуглецювання та окислення поверхні деталі;
- зниження браку за викривленням та утворенням гартівних тріщин;
- можливість автоматизації процесу;
- дозволяє замінити леговані сталі на більш дешеві вуглецеві;
- дозволяє проводити загартовування окремих ділянок деталі.

Основний недолік методу – висока вартість індукційних установок та індукторів.

Доцільно використовувати в серійному і масовому виробництві.

9.2.2. ГАЗОПОЛУМ'ЯНИЙ ГАРТ

Нагрівання здійснюється ацетиленокисневим, газокисневим або гаскисневим полум'ям з температурою 3000...3200 °С.

Структура поверхневого шару після гарту складається з мартенситу, мартенситу та фериту. Товщина загартованого шару 2...4 мм, твердість 50...56 HRC.

Метод застосовується для гарту великих виробів, що мають складну поверхню (козубі шестерні, черв'яки), для гарту сталевих та чавунних прокатних валків. Використовується в масовому та індивідуальному виробництві, а також при ремонтних роботах.

При нагріванні великих виробів пальник та охолоджуючий пристрій переміщуються уздовж виробу.

Недоліки методу:

- невисока продуктивність;
- складність регулювання глибини загартованого шару і температури нагріву (можливість перегріву).

9.3. СТАРІННЯ

Відпуск застосовується до сплавів, які піддані загартовуванню з поліморфним перетворенням.

До матеріалів, що піддаються загартовуванню без поліморфного перетворення, застосовується *старіння*.

Загартовування без поліморфного перетворення – термічна обробка, яка фіксує при більш низькій температурі стан, властиве сплаву при більш високих температурах (пересичений твердий розчин).

Старіння – термічна обробка, при якій головним процесом є розпад пересиченого твердого розчину.

В результаті старіння відбувається зміна властивостей загартованих сплавів.

На відміну від відпуску, після старіння збільшуються міцність та твердість, а також зменшується пластичність.

Старіння сплавів пов'язано зі змінною розчинністю надлишкової фази, а зміцнення при старінні відбувається в результаті дисперсійних виділень при розпаді пересиченого твердого розчину та внутрішніх навантажень, що виникають при цьому.

У старіючих сплавах виділення з твердих розчинів зустрічаються у таких основних формах:

- тонкопластинчастої (дископодібної);
- одноосної (сферичної або кубічної);
- голчастої.

Форма виділень визначається конкуруючими чинниками: поверхневою енергією та енергією пружної деформації, які прагнуть до мінімуму.

Поверхнева енергія мінімальна для одноосних виділень. Енергія пружних спотворень мінімальна для виділень у вигляді тонких пластин.

Основне призначення старіння – підвищення міцності та стабілізація властивостей.

Розрізняють старіння природне, штучне та після пластичної деформації.

Природним старінням називається мимовільне підвищення міцності та зменшення пластичності загартованого сплаву, що відбувається в процесі його витримки при нормальній температурі.

Нагрівання сплаву збільшує рухливість атомів, що прискорює процес.

Підвищення міцності в процесі витримки при підвищених температурах називається *штучним старінням*.

Межа міцності, межа плинності та твердість сплаву зі збільшенням тривалості старіння зростають, досягають максимуму, а потім знижуються – явище перестарівання.

При природному старінні перестарівання не відбувається. Із підвищенням температури стадія перестарівання досягається раніше.

Якщо загартований сплав, який має структуру пересиченого твердого розчину, піддати пластичній деформації, то також прискорюються процеси, що протікають при старінні – це *деформаційне старіння*.

Старіння охоплює всі процеси, що відбуваються в пересиченому твердому розчині: процеси, що готують виділення, та самі процеси виділення.

Для практики велике значення має інкубаційний період – час, протягом якого в загартованому сплаві відбуваються підготовчі процеси, коли зберігається висока пластичність. Це дозволяє проводити холодну деформацію після гарту.

Якщо при старінні відбуваються тільки процеси виділення, то явище називається *дисперсійним твердінням*.

Після старіння підвищується міцність та знижується пластичність низьковуглецевих сталей в результаті дисперсних виділень у фериті третинного цементиту та нітридів.

Старіння є основним способом зміцнення алюмінієвих і мідних сплавів, а також багатьох жароміцних сплавів.

9.4. ОБРОБКА СТАЛІ ХОЛОДОМ

Високовуглецеві та деякі леговані сталі мають температуру кінця мартенситного перетворення (M_K) нижче $0\text{ }^{\circ}\text{C}$. Тому в структурі сталі після гарту спостерігається значна кількість залишкового аустеніту, який знижує твердість виробів, а також погіршує магнітні властивості. Для усунення залишкового аустеніту проводять додаткове охолодження деталей в області мінусових температур, до температури нижче точки M_K ($-80\text{ }^{\circ}\text{C}$). Зазвичай для цього використовують сухий лід.

Така обробка називається *обробкою сталі холодом*.

Обробку холодом необхідно проводити відразу після гарту, щоб не допустити стабілізації аустеніту. Збільшення твердості після обробки холодом зазвичай становить 1...4 HRC.

Після обробки холодом сталь піддають низькому відпуску, оскільки обробка холодом не знижує внутрішніх напружень.

Обробці холодом піддають деталі шарикопідшипників, точних механізмів, вимірні інструменти.

9.5. ЗМІЦНЕННЯ МЕТОДОМ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Основне призначення методів механічного зміцнення поверхні – підвищення втомної міцності.

Метод механічного зміцнення – наклеп поверхневого шару на глибину 0,2...0,4 мм.

Наклепану поверхню отримують *дробоструминною обробкою* та *обробкою роликами*.

Дробоструминна обробка – обробка дробом поверхні готових деталей.

Здійснюється за допомогою спеціальних дробоструминних установок, які викидають сталеву або чавунну дріб на поверхню оброблюваних деталей. Діаметр дробу – 0,2...4 мм. Удари дробу викликають пластичну деформацію на глибину 0,2...0,4 мм.

Застосовують для зміцнення деталей в канавках, на виступах. Піддають такій обробці вироби типу пружин, ресор, ланок ланцюгів, гусениць, гільзи, поршні, зубчасті колеса.

При *обробці роликами* деформація здійснюється тиском ролика з твердого металу на поверхню виробу.

При зусиллях на ролик, що перевищують межу плинності оброблюваного матеріалу, відбувається наклеп на потрібну глибину. Обробка покращує мікрогеометрію. Створення залишкових навантажень стиску підвищує межу втоми та довговічність виробу.

Обкатка роликами застосовується при обробці шийок валів, дроту, при калібруванні труб, прутків. При цьому не потрібне спеціальне обладнання, можна використовувати токарні або стругальні верстати.

ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ



1. Що таке термомеханічна обробка металів і сплавів?
2. Для яких цілей проводиться високотемпературна термомеханічна обробка?
3. Для яких цілей проводиться низькотемпературна термомеханічна обробка?
4. Охарактеризуйте режими проведення термомеханічної обробки сталі.
5. Що таке поверхнєве загартування, і яка мета його проведення?
6. Як здійснюється поверхнєве загартування струмами високої частоти?
7. Назвіть переваги поверхневого гартування струмами високої частоти.
8. Як здійснюється газополум'яне поверхнєве гартування?
9. Назвіть недоліки газополум'яного поверхневого гарту.
10. Що таке процес старіння?
11. До яких матеріалів застосовується старіння?
12. Для надання яких властивостей деталям застосовується старіння?
13. Що таке природне старіння?
14. Що таке обробка сталі холодом?
15. Для яких цілей проводять обробку сталі холодом?
16. Назвіть способи зміцнення методом пластичної деформації.
17. Яке явище лежить в основі зміцнення методом пластичної деформації?

10. СТАЛІ

Сталі є найбільш поширеними матеріалами. Мають хороші технологічні властивості. Вироби зі сталей отримують в результаті обробки тиском та різанням.

Перевагою використання сталей є можливість, отримувати потрібний комплекс властивостей, змінюючи склад та вид обробки.

10.1. КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛЕЙ

Сталі класифікуються за низкою ознак.

1. *За хімічним складом:*

- вуглецеві:
- маловуглецеві (до 0,25 % C);
- середньовуглецеві (0,3...0,55 % C);
- високовуглецеві (0,6...0,85 % C);
- леговані (залежно від того, які елементи введено до їхнього складу):
- хромисті;
- марганцевисті;
- хроммарганцевисті;
- хромонікелеві.

2. *За рівноважною структурою:*

- доевтектоїдні;
- евтектоїдні;
- заевтектоїдні.

3. *За якістю.* Кількісним показником якості є вмісту шкідливих домішок: сірки і фосфору:

- $0,04 \% \leq S \leq 0,06 \%$, $0,04 \% \leq P \leq 0,08 \%$ – вуглецеві сталі звичайної якості;
- $P, S = 0,03...0,4 \%$ – якісні сталі;
- $P, S \leq 0,03 \%$ – високоякісні сталі.

4. *За способом виплавки:*

- в мартенівських печах;
- в кисневих конверторах;
- в електричних печах: електродугових, індукційних та ін.

5. *За способом розкислення* (ступінь розкислення визначається вмістом кремнію у сталі):

- спокійні (сп) – $Si = 0,12...0,03 \%$;
- напівспокійні (пс) – $Si = 0,05...0,17 \%$;

– киплячі (кп) – $Si < 0,07 \%$ (кипляча сталь – не повністю розкиснена в печі, виділення газів відбувається й при затвердінні виливка, тому в ньому утворюється велика кількість розосереджених газових бульбашок, які зникають при подальшій гарячій прокатці)

6. *За призначенням:*

- конструкційні – застосовуються для виготовлення деталей машин і механізмів;
- інструментальні – застосовуються для виготовлення різних інструментів;
- спеціальні – сталі з особливими властивостями: електротехнічні, з особливими магнітними властивостями тощо.

10.2. ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ ТА ДОМІШОК НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ

Вуглецеві сталі є найбільш розповсюдженими. Їх властивості визначаються кількістю вуглецю та вмістом домішок, які взаємодіють із залізом та вуглецем.

10.2.1. ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ

Вплив вуглецю на властивості сталей показано на рис. 10.1

З ростом вмісту вуглецю в структурі сталі збільшується кількість цементиту, при одночасному зниженні частки фериту. Зміна співвідношення між складовими призводить до зменшення пластичності (δ , ψ), а також до підвищення міцності (σ_b) та твердості (НВ). Міцність підвищується до вмісту вуглецю близько 1 %, а потім вона зменшується, оскільки утворюється груба сітка цементиту вторинного.

Вуглець впливає і на в'язкість властивості. Збільшення вмісту вуглецю підвищує поріг холоднокрихкості та знижує ударну в'язкість (KCU).

З ростом вмісту вуглецю в сталях підвищуються електроопір і коерцитивна сила, знижуються магнітна проникність та щільність магнітної індукції.

Вуглець впливає і на технологічні властивості. Підвищення вмісту вуглецю погіршує ливарні властивості сталей (використовуються сталі з вмістом вуглецю до 0,4 %), оброблюваність тиском та різанням, зварюваність. Слід враховувати, що сталі з низьким вмістом вуглецю також погано обробляються різанням.

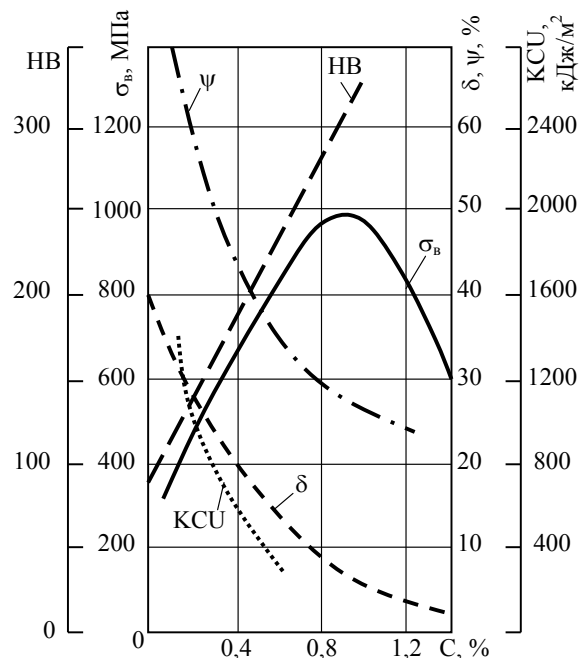


Рис. 10.1. Вплив вуглецю на властивості сталей

10.2.2. ВПЛИВ ДОМІШОК

У сталях завжди присутні домішки, які діляться на чотири групи:

- постійні домішки;
- приховані домішки;
- спеціальні домішки;
- випадкові домішки.

1. *Постійні домішки*: кремній (Si, лат. Silicium), марганець (Mn, лат. Manganum), сірка (S, лат. Sulfur), фосфор (P, лат. Phosphorus).

Марганець та кремній вводяться в процесі виплавки сталі для розкислення, вони є технологічними домішками.

Вміст марганцю не перевищує 0,5...0,8 %. Марганець підвищує міцність, не знижуючи пластичності, та різко знижує червоноламкість сталей, викликану впливом сірки. Він сприяє зменшенню вмісту сульфідів заліза FeS, оскільки утворює із сіркою сполуку – сульфід марганцю MnS. Частинки сульфідів марганцю розташовуються у вигляді окремих включень, які деформуються та стають витягнутими вздовж напрямку прокатки.

Вміст кремнію не перевищує 0,35...0,4 %. Кремній, дегазуючи метал, підвищує щільність злитка. Кремній розчиняється у фериті та підвищує міцність сталі, особливо підвищується межа плинності $\sigma_{0,2}$. Але відбувається зниження пластичності, що знижує здатність сталі до витяжки.

Вміст фосфору в сталях – 0,025...0,045 %. Фосфор, розчиняючись у фериті, спотворює кристалічну решітку та збільшує межу міцності σ_B , а також межу плинності σ_T , але знижує пластичність та в'язкість. Фосфор спотворює кристалічну решітку.

Розташовуючись поблизу зерен, фосфор збільшує температуру переходу в крихкий стан, викликає холоднокрихкість, зменшує роботу поширення тріщин. Підвищення вмісту фосфору на кожну 0,01 % підвищує поріг холоднокрихкості на 20...25 °С.

Фосфор має схильність до ліквідації, тому в центрі зливка окремі ділянки мають різко знижену в'язкість.

Для деяких сталей можливе збільшення вмісту фосфору до 0,10...0,15 %, для поліпшення оброблюваності різанням.

Вміст сірки в сталях становить 0,025...0,06 %. Сірка – шкідлива домішка, потрапляє в сталь з чавуну. При взаємодії з залізом утворює хімічну сполуку – сульфід заліза FeS, яке, в свою чергу, утворює з залізом легкоплавку евтектику з температурою плавлення 988 °С. При нагріванні під прокатку або ковку евтектика плавиться, порушуються зв'язки між зернами. При деформації в місцях розташування евтектики виникають надриви та тріщини, заготовка руйнується. Це явище називається *червоноламкість*.

Червоноламкість – підвищення крихкості при високих температурах.

Сірка знижує механічні властивості, особливо ударну в'язкість та пластичність, а також межу витривалості. Вона погіршує зварюваність та корозійну стійкість.

2. *Приховані домішки* – гази: азот (N, лат. Nitrogenium), кисень (O, лат. Oxygenium), водень (H, лат. Hydrogenium) – потрапляють в сталь під час виплавки.

Азот та кисень знаходяться в сталі у вигляді крихких неметалічних включень: окислів (FeO, SiO₂, Al₂O₃) нітридів (Fe₂N), у вигляді твердого розчину або у вільному стані, розташовуючись у дефектах (раковинах, тріщинах).

Домішки проникнення (азот, кисень) підвищують поріг холоднокрихкості та знижують опір крихкому руйнуванню. Неметалеві включення (оксиди, нітриди), будучи концентраторами напружень, можуть значно знизити межу витривалості та в'язкість.

Дуже шкідливим є розчинений в сталі водень, який призводить до підвищення крихкості сталей. Він сприяє утворенню в качаних заготовках та поковках *флокенів*.

Флокени – тонкі тріщини овальної або округлої форми, які мають в зламі вид плям – пластівців сріблястого кольору (рис. 10.2).

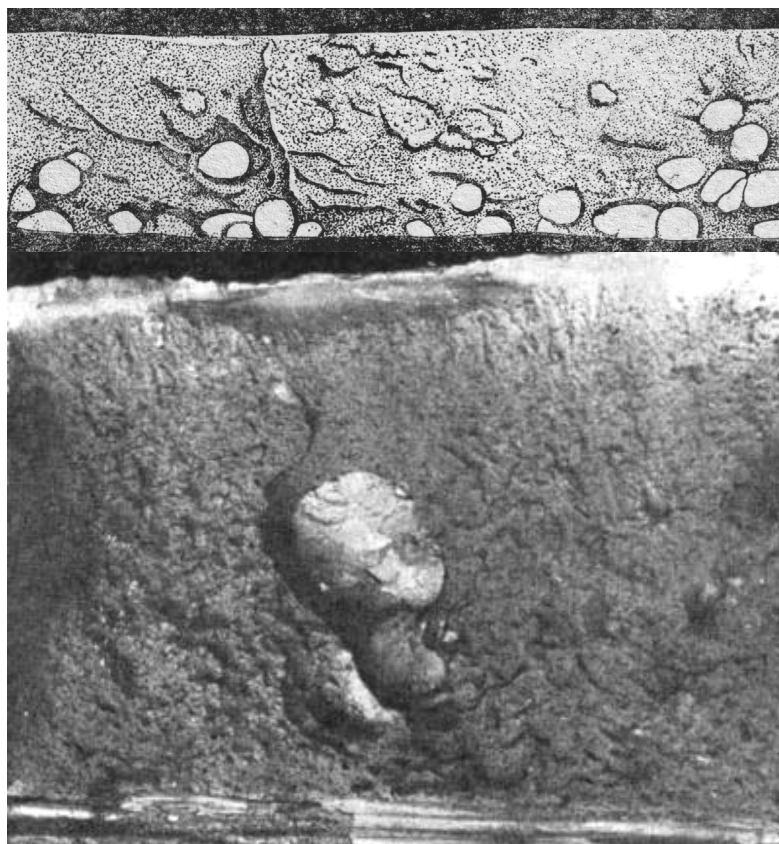


Рис. 10.2. Флокени у зламі сталі

Метал з флокенами не можна використовувати в промисловості, при зварюванні утворюються холодні тріщини в наплавленому та основному металі.

Якщо водень знаходиться в поверхневому шарі, то він видаляється в результаті нагрівання до температури 150...180 °С, краще у вакуумі, тому для видалення прихованих домішок використовують вакуумування.

3. *Спеціальні домішки* – спеціально вводяться в сталь для отримання заданих властивостей. Домішки називаються легуючими елементами, а сталі – *легованими сталями*.

4. *Випадкові домішки*. Потрапляють в сталь в залежності від умов плавки: з шихти, з флюсів, з модифікаторів, з розкислювачів, з лігатури, з футерування печі тощо. Зазвичай їх концентрація не висока і суттєво не впливає на якість сталей.

10.3. КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ

До конструкційних сталей, які використовуються для виготовлення різноманітних деталей машин, висувають такі вимоги:

- поєднання високої міцності та достатньої в'язкості;
- хороші технологічні властивості;
- економічність;
- недефіцитність.

Висока конструкційна міцність сталі досягається шляхом раціонального вибору хімічного складу, режимів термічної обробки, методів поверхневого зміцнення, поліпшенням металургійної якості.

Вуглець найбільш впливає на властивості конструкційних сталей. Він збільшує міцність сталі, але знижує пластичність та в'язкість, підвищує поріг холоднокрихкості. Тому його вміст регламентовано, він рідко перевищує 0,6 %.

Впливають на конструкційну міцність і легуючі елементи. Підвищення конструкційної міцності при легуванні пов'язане із забезпеченням високої прогартовуваності, зменшенням критичної швидкості гарту, подрібненням зерна.

Застосування зміцнюючої термічної обробки покращує комплекс механічних властивостей.

Металургійна якість впливає на конструкційну міцність. Чиста сталь при одних і тих властивостях з міцності має підвищені характеристики надійності.

ВУГЛЕЦЕВІ СТАЛІ

Низьковуглецеві сталі (Ст05кп, Ст08, Ст10, Ст10пс) мають малу міцність та високу пластичність. Застосовуються без термічної обробки для виготовлення малонавантажених деталей – шайб, прокладок тощо.

Середньовуглецеві сталі (сталь 35, сталь 40, сталь 45) застосовуються після нормалізації, термічного поліпшення, поверхневого гарту.

У нормалізованому стані сталі в порівнянні зі сталями після низького відпуску, мають більшу міцність, але меншу пластичність. Після термічного поліпшення спостерігається найкраще поєднання механічних властивостей. Після поверхневого гарту мають високу поверхневу твердість та опір зносу.

Високowуглецеві сталі (сталь 60, бсталь 5, сталь 70, сталь 75) використовуються як ресорно-пружинні після середнього відпуску. У нормалізованому стані сталі використовуються для виготовлення прокатних валків, шпинделів верстатів.

Переваги вуглецевих якісних сталей – дешевизна та технологічність. Але через мале прогартування ці сталі не забезпечують необхідного комплексу механічних властивостей в деталях перетином, більшим за 20 мм.

ВУГЛЕЦЕВІ СТАЛІ ЗВИЧАЙНОЇ ЯКОСТІ

Основні марки конструкційних вуглецевих сталей звичайної якості: Ст0, Ст1кп, Ст1пс, Ст1сп, Ст2кп, Ст2пс, Ст2сп, Ст3кп, Ст3пс, Ст3сп, Ст3Гпс, Ст3Гсп, Ст4кп, Ст4пс, Ст4сп, Ст5пс, Ст5сп, Ст5Гпс, Ст6пс, Ст6сп, БСт.3кп, ВСт.3пс.

В маркуванні таких сталей «Ст» – індекс даної групи сталі, який означає, що це – вуглецева сталь звичайної якості.

Цифри від 0 до 6 – це умовний номер марки сталі (ДСТУ 2651:2005) залежить від хімічного складу сталі (збільшення номера від 1 до 6 означає підвищення вмісту вуглецю в сталі від 0,06...0,12 % до 0,38...0,49 %, для сталі Ст0 вміст вуглецю не більше 0,23 %). Зі збільшенням номера марки зростає міцність і знижується пластичність сталі.

За гарантіями при постачанні існує три групи сталей: «А», «Б» і «В».

Сталі групи А. Постачаються з певними регламентованими механічними властивостями. Їх хімічний склад не регламентується. Ці сталі застосовуються в конструкціях,

вузли яких не піддаються гарячій обробці — куванням, гарячому штампуванню, термічній обробці і т. д. У зв'язку з цим механічні властивості гарячекатаної сталі зберігаються у виробі. При маркуванні сталі індекс «А» не вказується.

Сталі групи Б. Постачаються з певним регламентованим хімічним складом, без гарантії механічних властивостей. Ці сталі застосовуються у виробках, що піддаються гарячій обробці, технологія якої залежить від їх хімічного складу, а кінцеві механічні властивості визначаються самою обробкою.

Сталі групи В. Постачаються з регламентованими механічними властивостями та хімічним складом. Ці сталі застосовуються для виготовлення зварних конструкцій. Їх зварюваність визначається хімічним складом, а механічні властивості поза зоною зварювання визначені у стані постачання. Такі сталі застосовують для відповідальніших деталей.

Індекси «кп», «пс», «сп» указують ступінь розкислення сталі: кп — кипляча, пс — напівспокійна, сп — спокійна.

Літера «Г» після першої цифри — вказує на підвищений вміст марганцю (Mn) (служить для підвищення прогартовуваності сталі).

ЯКІСНІ ВУГЛЕЦЕВІ КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ

Вуглецева якісна конструкційна сталь виробляється згідно з ГОСТ 1050-88.

Якісні сталі постачають з гарантованими механічними властивостями і хімічним складом (група В). Ступінь розкислення, в основному, спокійна.

Вуглецеві якісні конструкційні сталі поділяються на категорії:

— *машинобудівні конструкційні сталі* використовуються для виготовлення деталей машин, конструкцій приладів — сталь 08, сталь 10, сталь 20, сталь 25, сталь 30, сталь 35, сталь 40, сталь 45, сталь 45, сталь 50, сталь 55, сталь 58, сталь 60;

— *автоматні конструкційні сталі* використовуються для невідповідальних деталей масового виробництва (дрібне кріплення тощо), які виготовляються на верстатах-автоматах — сталь А12, сталь А20, сталь А30;

— *котельні конструкційні сталі* використовуються для виготовлення котлів та посудин, що працюють під тиском і при температурах до 450 °С — сталь 20К.

У маркуванні сталі слово «сталь» означає, що це — якісна вуглецева конструкційна сталь. Цифри означають середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка (0,08...0,6 % С), а також вказується ступінь розкислення, якщо вона відрізняється від спокійної (сталь 08кп).

10.4. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ

Елементи, які спеціально вводяться в сталь в певних концентраціях з метою зміни її будови та властивостей, називаються *легуючими елементами*, а сталі з такими елементами — *легованими*.

Легована сталь або *спеціальна сталь* — сталь, яка містить добавки інших металів з метою надання їй певних властивостей. В якості легуючих елементів найчастіше застосовують хром, нікель, манган, силіцій, вольфрам, молібден і ванадій, значно рідше — кобальт, титан, берилій та інші метали. У більшості випадків легуючі елементи додаються в незначних кількостях — десяті частки відсотка, але деякі з них — від декількох

до 10...15 % і навіть більше. Назви легованих сталей походять від назв легуючих елементів.

За ступенем легування сталі поділяють на *низьколеговані* – з вмістом легуючих елементів до 2,5 %, *середньолеговані* – 2,5...10 % та *високолеговані* – вміст легуючих елементів перевищує 10 %.

Мета легування. Головна мета легування переважної більшості сталей — підвищення міцності за рахунок розчинення легуючих елементів у фериті та аустеніті, утворення карбідів та збільшення прогартовуваності. Крім того, легуючі елементи можуть підвищувати стійкість проти корозії, теплостійкість, жаростійкість (окалиностійкість), жароміцність тощо. Такі елементи, як хром, марганець, молібден, вольфрам, ванадій, титан, утворюють карбіди, а нікель, кремній, мідь, алюміній карбідів не утворюють. Марганець та нікель знижують критичні точки A_1 і A_3 , а решта — підвищують. Крім того, легуючі елементи зменшують критичну швидкість охолодження при гартуванні, що необхідно враховувати при призначенні режимів гартування (температури нагрівання та середовища для охолодження). За значної кількості легуючих елементів може суттєво змінитись структура, що приводить до утворення нових структурних класів у порівнянні з вуглецевими сталями.

Зміст легуючих елементів може змінюватися в дуже широких межах: хром або нікель – 1 % та більше відсотків; ванадій, молібден, титан, ніобій – 0,1...0,5 %; кремній та марганець – більше 1 %. При змісті легуючих елементів до 0,1 % відбувається *мікролегування*.

В конструкційних сталях легування здійснюється з метою поліпшення механічних властивостей (міцності, пластичності). Крім того змінюються фізичні, хімічні, експлуатаційні властивості.

Легуючі елементи підвищують вартість сталі, тому їх використання повинно бути строго обґрунтованим.

Переваги легованих сталей:

- особливості виявляються в термічно обробленому стані, тому виготовляються деталі, що піддаються термічній обробці;
- поліпшені леговані сталі виявляють більш високі показники опору пластичних деформацій;
- легуючі елементи стабілізують аустеніт, тому прокалювність легованих сталей вище;
- можливе використання більш «м'яких» охолоджувачів (знижується брак по гартівним тріщинам та викривленню), оскільки гальмується розпад аустеніту;
- підвищуються запас в'язкості та опір хладоламкості, що призводить до підвищення надійності деталей машин.

Недоліки легованих сталей:

- схильні до оборотної відпускнуї крихкості II роду;
- у високолегованих сталях після гарту залишається залишковий аустеніт, який знижує твердість та опірність втоми, тому потрібна додаткова обробка;
- схильні до дендритної ліквації, оскільки швидкість дифузії легуючих елементів в залізі мала. Дендрити збіднюється, а міждендритний матеріал збагачується легуючим елементом. Утворюється рядкова структура після кування та прокатки, неоднорідність властивостей вздовж і поперек деформування, тому необхідний дифузний відпал;
- схильні до утворення флокенів.

Флокени – як уже зазначалося, це світлі плями у зламі в поперечному перерізі – дрібні тріщини з різною орієнтацією (рис. 10.2, 10.3). Причина їх появи – виділення водню, розчиненого в металі.

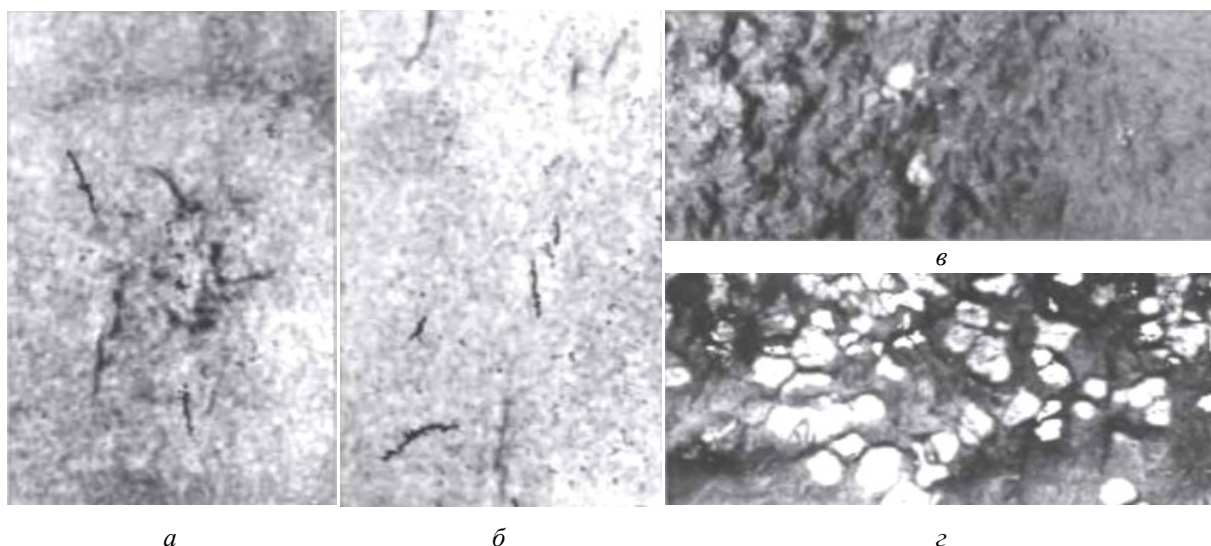


Рис. 10.3. Флокени: *а, б* – макроструктура сталі з флокенами після прокату; *в* – злам поковки з одиничними флокенами; *г* – злам сталі після прокату зі зкупченням флокенів

При швидкому охолодженні від 200 °С водень залишається в сталі, виділяючись з твердого розчину, викликає великий внутрішній тиск, що призводить до утворення флокенів.

Заходи усунення: зменшення вмісту водню при виплавці та зниження швидкості охолодження в інтервалі флокеноутворення.

10.4.1. МАРКУВАННЯ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Леговані сталі маркують за допомогою літер і цифр. Легуючі елементи позначаються літерами кириличного алфавіту: «Н» – нікель, «Х» – хром, «К» – кобальт, «М» – молібден, «Г» – марганець, «Д» – мідь, «Р» – бор, «Б» – ніобій, «С» – кремній, «В» – вольфрам, «Т» – титан, «Ф» – ванадій, «П» – фосфор, «А» – азот.

Перші дві або три цифри на початку маркування показують середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка, а якщо одна цифра — то в десятих частках. Цифри, які стоять після літер, вказують на середній вміст легуючого елемента, що позначається цією літерою у відсотках. Якщо вуглецю або легуючого елемента міститься близько 1 %, то цифри не ставляться. Літера «А» на кінці маркування означає, що дана сталь належить до високоякісних.

Наприклад:

- сталь 35Х2ГСА – має 0,35 % вуглецю, 2 % хрому, 1 % марганцю, 1 % кремнію (літера «А» – означає, що ця сталь високоякісна);
- сталь 110Г13 – містить 1,10 % вуглецю, 13 % марганцю;
- сталь ХВ5 – має 1 % вуглецю, 1 % хрому, 5 % вольфраму;
- сталь 9ХС – містить 0,9 % вуглецю, 1 % хрому, 1 % кремнію.

У *високовуглецевих легованих інструментальних сталях* (вміст вуглецю більше 1 %) цифри, які показують вміст вуглецю, взагалі опускаються, наприклад, марка Х12М означає сталь з вмістом 1,5...1,7 % вуглецю, 12 % хрому і 0,5 % молібдену.

Деякі леговані сталі виділені в окремі групи і позначаються буквами: «Ш» – кулькопідшипникові, «Р» – швидкорізальні, «Э» або «Е» – електротехнічні.

Швидкорізальні інструментальні сталі, наприклад, сталь Р18. «Р» – індекс даної групи сталей (від rapid – швидкість). Зміст вуглецю більше 1 %. Число показує вміст основного легуючого елемента – вольфраму. У зазначеній сталі вміст вольфраму – 18 %. Якщо сталі містять легуючі елементи, то їх вміст вказується після позначення відповідного елемента.

Кулькопідшипникові сталі, наприклад, сталь ШХ6, сталь ШХ15ГС. Літера «Ш» – індекс даної групи сталей. Літера «Х» – вказує на наявність в сталі хрому. Наступне число показує вміст хрому в десятих частках відсотка, в зазначених сталях, відповідно, 0,6 і 1,5 %. Також вказуються легуючі елементи, що входять до складу сталі. Зміст вуглецю більше 1 %.

Електротехнічна сталь (має ще назви – динамна сталь, трансформаторна сталь, кремениста електротехнічна сталь) – сплав заліза зазвичай з кремнієм, іноді легований алюмінієм. Вітчизняна електротехнічна сталь різниться за вмістом в ній кремнію, за способом виготовлення листів, а також за магнітними та електричними властивостями. Літера «Э» або «Е» в позначенні сталі означає «електротехнічна сталь», перша за буквою цифра (1, 2, 3 і 4) означає ступінь легування сталі кремнієм, причому вміст кремнію складає: для слаболегованих сталей (Е1) – 0,8...1,8 %, середньолегованих (Е2) – 1,8...2,8 %, підвищенолегованих (Е3) – 2,8...3,8 %, високолегованих (Е4) – 3,8...4,8 %. Нулі після цих цифр (1, 2, 3 і 4) означають, що сталь холоднокатана текстурована (0) і холоднокатана малотекстурована (00). Буква «А» при маркуванні вказує на особливо низькі питомі втрати при перемагнічуванні сталі.

10.4.2. КЛАСИФІКАЦІЯ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Леговані сталі класифікуються за кількома ознаками.

1. За *структурою після охолодження на повітрі* виділяються три основні класи сталей:

- перлітний;
- мартенситний;
- аустенітний.

Сталі перлітного класу характеризуються малим вмістом легуючих елементів; мартенситного – більш значним вмістом; аустенітного – високим вмістом легуючих елементів.

Класифікація пов'язана з кінетикою розпаду аустеніту. Діаграми ізотермічного розпаду аустеніту для сталей різних класів представлені на рис. 10.4.

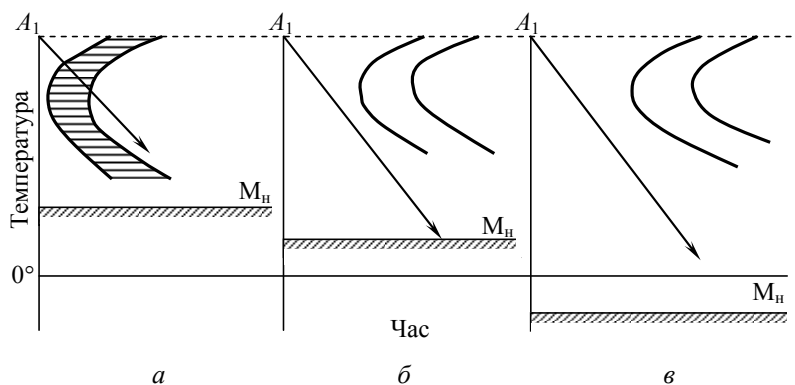


Рис. 10.4. Діаграми ізотермічного розпаду аустеніту для сталей перлітного (а), мартенситного (б) та аустенітного (в) класів

По мірі збільшення вмісту легуючих елементів стійкість аустеніту в перлітній області зростає, а температурна область мартенситного перетворення знижується.

Для сталей перлітного класу крива швидкості охолодження на повітрі перетинає область перлітного розпаду (рис. 10.4, а), тому утворюються структури перліту, сорбіту або троститу.

Для сталей мартенситного класу область перлітного розпаду сдвинута вправо (рис. 10.4, б). Охлаждение на воздухе не приводит к превращению в перлитной области. Аустенит переохлаждается до температуры мартенситного превращения и происходит образование мартенсита.

Для сталей мартенситного класу область перлітного розпаду зміщена вправо (рис. 10.4, б). Охолодження на повітрі не призводить до перетворень в перлітній області. Аустеніт переохолоджується до температури мартенситного перетворення і відбувається утворення мартенситу.

Для сталей аустенітного класу збільшення вмісту вуглецю та легуючих елементів зміщує вправо область перлітного розпаду, а також опускає мартенситну точку, переводячи її в область негативних температур (рис. 10.4, в). Сталь охолоджується на повітрі до кімнатної температури, зберігаючи аустенітний стан.

2. За ступенем легування (за вмістом легуючих елементів):

- низьколеговані – 2,5...5 %;
- середньолеговані – до 10 %;
- високолеговані – більше 10 %.

3. За кількістю легуючих елементів:

- трикомпонентні (залізо, вуглець, легуючий елемент);
- чотирьохкомпонентні (залізо, вуглець, два легованих елементи) і так далі.

4. За складом:

– нікелеві, хромові, хромонікелеві, хромонікельмолібденові тощо (ознака – наявність тих чи інших легуючих елементів).

5. За призначенням:

- конструкційні;
- інструментальні (ріжучі, обмірні, штампові);
- сталі та сплави з особливими властивостями (різко виражені властивості – нержавіючі, жароміцні та термостійкі, зносостійкі, з особливими магнітними та електричними властивостями).

10.4.3. РОЗПОДІЛ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ В СТАЛЯХ

Легуючі елементи розчиняються в основних фазах залізовуглецевих сплавів (ферит, аустеніт, цементит), або утворюють спеціальні карбіди.

Розчинення легуючих елементів в Fe_α відбувається в результаті заміщення атомів заліза атомами цих елементів. Ці атоми створюють в решітці напруги, які викликають зміну її періоду.

Зміна розмірів решітки викликає зміну властивостей фериту – міцність підвищується, пластичність зменшується. Хром, молібден і вольфрам зміцнюють менше, ніж нікель, кремній і марганець. Молібден і вольфрам, а також кремній і марганець в певних кількостях, знижують в'язкість.

У сталях карбіди утворюються металами, які розташовані в таблиці Д. І. Менделєєва лівіше заліза (хром, ванадій, титан) та мають менш добудовану d -орбіталь.

В процесі карбідоутворення вуглець віддає свої валентні електрони на заповнення *d*-орбіталі атома металу, тоді як у металі валентні електрони утворюють металевий зв'язок, який обумовлює металеві властивості карбідів.

При співвідношенні атомних радіусів вуглецю та металу менш 0,59 утворюються фази проникнення: Mo_2C , WC , VC , TiC , TaC , W_2C – вони мають просту кристалічну решітку та важко розчиняються в аустеніті.

Всі карбіди мають високу твердість та високу температуру плавлення.

10.4.4. ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ

Всі легуючі елементи підвищують міцність.

Легуючі елементи, які утворюють карбіди, подрібнюють зерно при кристалізації.

Корозійної стійкості, жаростійкості (окалиностійкості), жароміцності, теплостійкості легуючі елементи надають лише при значній кількості в сталях (хром 8...13 %, нікель 8...12 %, вольфрам, молібден понад 5 %).

Окремі хімічні елементи:

Хром (Cr, лат. Chromium) – при кількості більше ніж 13 % надає корозійної стійкості, понад 5 % – жаростійкості.

Нікель (Ni, лат. Niccolum) – одночасно з міцністю підвищує ударну в'язкість, а також жароміцність (понад 8 %).

Кремній (Si, лат. Silicium) – в ресорно-пружинних сталях надає пружності, а у високотемпературних сталях – жаростійкості.

Марганець (Mn, лат. Manganum) – сприяє росту аустенітного зерна при перегріві.

Вольфрам (W, лат. Wolframium) і молібден Мо (лат. Molybdaenum) – утворюють важкорозчинні карбіди і за значної кількості (понад 5 %) надають сталі теплостійкості.

Титан (Ti, лат. Titanium) і ванадій V (от лат. Vanadium) – застосовують переважно для подрібнення зерна і стримання його росту при нагріванні. В корозійно-стійких сталях титан запобігає міжкристалітній корозії.

Бор (B, лат. Bogum) – збільшує прогартовування, а також підвищує поріг холоднокрихкості.

Алюміній (Al, лат. Aluminium) – підвищує твердість при азотуванні, а також жаростійкість.

10.4.5. ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПОЛІМОРФІЗМ ЗАЛІЗА

Всі елементи, які розчиняються в залізі, впливають на температурний інтервал існування його алотропічних модифікацій (точки $A_3 = 911\text{ }^{\circ}\text{C}$ та $A_4 = 1392\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Залежно від розташування елементів у періодичній системі та будови кристалічної решітки легуючого елемента можливі варіанти взаємодії легуючого елемента з залізом. Їм відповідають типи діаграм стану сплавів системи «залізо – легуючий елемент» (рис. 10.5)

Більшість елементів або підвищують A_4 та знижують A_3 , розширюючи існуючі модифікації (рис. 10.5, *а*), або, навпаки, знижують A_4 і підвищують A_3 , звужуючи область існування γ -модифікації (рис. 10.5, *б*).

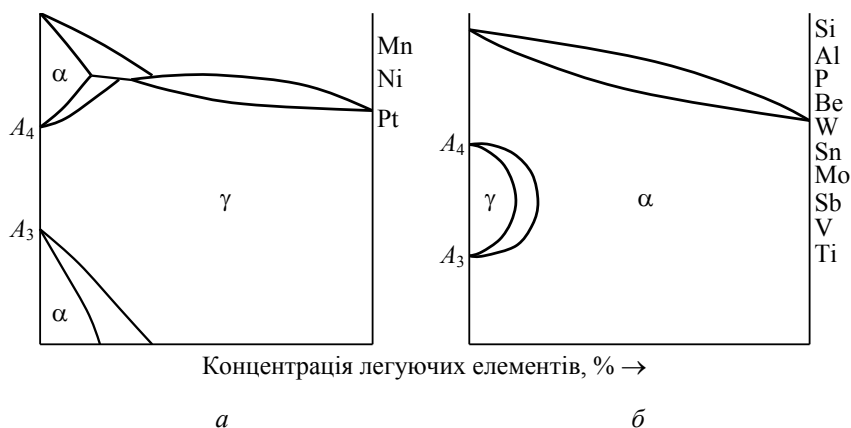


Рис. 10.5. Схематичні діаграми стану Fe-легуючий елемент:
 а – для елементів, які розширюють область існування γ -модифікації;
 б – для елементів, які звужують область існування γ -модифікації

При перевищенні певного вмісту марганцю, нікелю та інших елементів, які мають гранецентровану кубічну решітку, γ -стан існує як стабільний від кімнатної температури до температури плавлення. Такі сплави на основі заліза називаються аустенітними.

При вмісті ванадію, молібдену, кремнію та інших елементів, які мають об'ємноцентровану кубічну решітку вище певної межі стійким при всіх температурах є α -стан. Такі сплави на основі заліза називаються феритними.

Аустенітні та феритні сплави не мають перетворень при нагріванні та охолодженні.

10.4.6. ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПЕРЕТВОРЕННЯ В СТАЛІ

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЛИТУ В АУСТЕНІТ

Легуючі елементи в більшості випадків розчиняються в аустеніті, утворюючи тверді розчини заміщення. Леговані сталі вимагають більш високих температур нагрівання та більш тривалої витримки для отримання однорідного аустеніту, в якому розчиняються карбіди легуючих елементів.

Мала схильність до зростання аустенітного зерна є технологічною перевагою більшості легованих сталей. Всі легуючі елементи знижують схильність аустенітного зерна до зростання, крім марганцю та бору. Елементи, що не утворюють карбідів (кремній, кобальт, мідь, нікель), слабо впливають на зростання зерна. Елементи, що створюють карбіди (хром, молібден, вольфрам, ванадій, титан) сильно подрібнюють зерно.

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ

За впливом на стійкість аустеніту та на форму С-образних кривих легуючі елементи поділяються на дві групи.

Елементи, які розчиняються у фериті та цементиті (кобальт, кремній, алюміній, мідь, нікель), лише кількісно впливають на процеси перетворення: уповільнюють перетворення (більшість елементів), або прискорюють його (кобальт) (рис. 10.6, а).

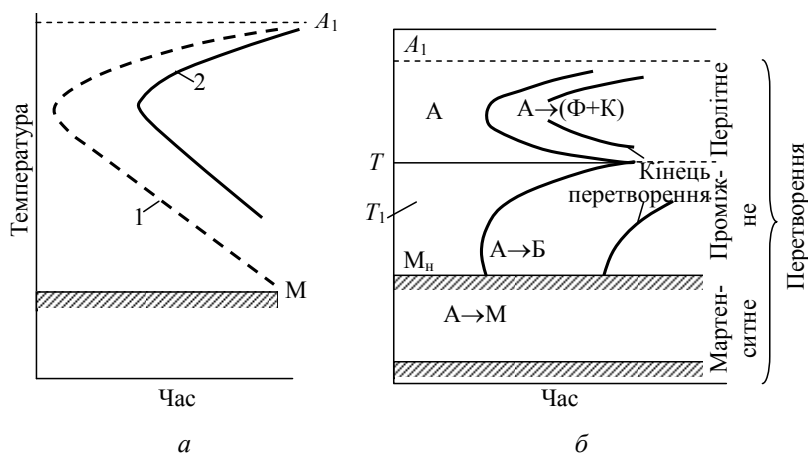


Рис. 10.6. Вплив легуючих елементів на перетворення переохолодженого аустеніту:

a – елементи, що не утворюють карбідів; *б* – елементи, що утворюють карбідів;

1 – вуглецева сталь; 2 – Ni, Cu, Si – сталь

Елементи, що утворюють карбіди (хром, молібден, вольфрам, ванадій, титан), вносять також якісні зміни в кінетику ізоtermічного перетворення. При різних температурах вони по-різному впливають на швидкість розпаду аустеніту: при температурі 700...500 °C – уповільнюють перетворення в перлітній області, при температурі 500...400 °C (утворення троститу) – дуже сильно уповільнюють перетворення, при температурі 400...300 °C (проміжне перетворення) – уповільнюють перетворення аустеніту в бейніт, але менше, ніж утворення троститу. Це позначається на формі С-образних кривих: спостерігаються два максимуми швидкості ізоtermічного розпаду, розділених областю високої стійкості переохолодженого аустеніту (рис. 10.6, б).

Температура максимальної стійкості аустеніту залежить від карбідоутворюючих елементів: хром – 400...500 °C, вольфрам – 500...550 °C, молібден – 550...575 °C, ванадій – 575...600 °C. Час максимальної стійкості при заданій температурі зростає зі збільшенням ступеня легування (дуже велике для високолегованих сталей).

Важливим є уповільнення швидкості розпаду. Це сприяє більш глибокому прогартуванню та переохолодженню аустеніту до інтервалу мартенситного перетворення при більш повільному охолодженні (масло, повітря). Збільшують прогартування хром, нікель, молібден, марганець, особливо при спільному легуванні.

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА МАРТЕНСИТНЕ ПЕРЕТВОРЕННЯ

При нагріванні більшість легуючих елементів розчиняються в аустеніті. Карбіди титану та ніобію не розчиняються. Ці карбіди гальмують зростання аустенітного зерна при нагріванні та забезпечують утворення дрібногочастого мартенситу при загартуванні. Решта карбідоутворюючих елементів, а також некарбідоутворюючі, при нагріванні розчиняються в аустеніті та при гартуванні утворюють *легований мартенсит*.

Деякі легуючі елементи (алюміній, кобальт) підвищують мартенситну точку та зменшують кількість залишкового аустеніту, інші не впливають на цю точку, наприклад кремній. Більшість елементів знижують мартенситну точку та збільшують кількість залишкового аустеніту.

ВПЛИВ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ВІДПУСКУ

Легуючі елементи сповільнюють процес розпаду мартенситу: нікель, марганець – незначно; хром, молібден, кремній – помітно. Це пов'язано з тим, що процеси при відпуску мають дифузний характер, а більшість елементів уповільнюють карбідне перетворення. Леговані сталі зберігають структуру мартенситу відпуску до температури 400...500 °С. Оскільки в легованих сталях зберігається значна кількість залишкового аустеніту, то перетворення його в мартенсит відпуску сприяє збереженню твердості до високих температур.

Таким чином, леговані сталі при відпуску нагрівають до більш високих температур або збільшують витримку.

10.5. СТАЛІ, ЩО ЦЕМЕНТУЮТЬСЯ

Сталі, що цементуються, використовуються для виготовлення деталей, що працюють на знос та зазнають дії змінних і ударних навантажень. Деталі повинні поєднувати високу поверхневу міцність і твердість та достатню в'язкість серцевини.

Цементатії підлягають низьковуглецеві сталі з вмістом вуглецю до 0,25 %, що дозволяє отримати в'язку серцевину. Для деталей, які працюють з великими навантаженнями, застосовуються сталі з підвищеним вмістом вуглецю (до 0,35 %).

З підвищенням вмісту вуглецю міцність серцевини збільшується, а в'язкість знижується. Деталі підлягають ціануванню та нітроцементатії.

Вуглецеві сталі, що цементуються (15, 20, 25), використовуються для виготовлення деталей невеликого розміру, які працюють в умовах зношування при малих навантаженнях (втулки, валики, вісі, шпильки та ін.). Твердість на поверхні становить 60...64 HRC, серцевина залишається м'якою.

Леговані сталі, що цементуються, застосовують для великих та важко навантажених деталей, в яких необхідно мати, крім високої твердості поверхні, досить міцну серцевину (кулачкові муфти, поршні, пальці, втулки).

Хромисті сталі 15X, 20X використовуються для виготовлення невеликих виробів простої форми з глибиною цементатії $h=1...1,5$ мм. При загартуванні після цементатії з охолодженням в маслі, серцевина має бейнітну будову. Внаслідок цього хромисті сталі мають більш високі властивості міцності при дещо меншій пластичності в серцевині та більшій міцністю в цементованому шарі.

Додаткове легування хромистих сталей ванадієм (сталь 15XФ) сприяє отриманню більш дрібного зерна, що покращує пластичність та в'язкість.

Нікель збільшує глибину цементованого шару, перешкоджає росту зерна та утворенню грубої сітки цементиту, гарно впливає на властивості серцевини. *Хромонікелеві сталі* 20XH, 12XH3A застосовують для виготовлення деталей середніх та великих розмірів, які працюють на знос при великих навантаженнях (зубчасті колеса, шліцьові вали). Одночасне легування хромом та нікелем, який розчиняється у фериті, збільшує міцність, пластичність і в'язкість серцевини та цементованого шару. Такі сталі мало чутливі до перегріву. Велика стійкість переохолодженого аустеніту в області перлітного та проміжного перетворень забезпечує високе прогартування хромонікелевих сталей, що дозволяє проводити загартування великих деталей з охолодженням в маслі та на повітрі.

Сталі, що додатково леговані вольфрамом або молібденом (18X2H4BA, 18X2H4MA), застосовують для виготовлення великих важконавантажених деталей.

Ці сталі є кращими конструкційними сталями, але дефіцитність нікелю обмежує їх застосування.

Хромомарганцеві сталі застосовують замість дорогих хромонікелевих, однак ці сталі менш стійкі до перегріву та мають меншу в'язкість. Введення невеликої кількості титану (0,06...0,12 %) зменшує схильність сталі до перегріву (18ХГТ, 30ХГТ).

З метою підвищення міцності застосовують легування бором 20ХГР (0,001...0,005 %), але бор сприяє зростанню зерна при нагріванні.

10.6. ПОЛІПШУВАННІ СТАЛІ

Сталі, що підлягають термічному поліпшенню, широко застосовують для виготовлення різних деталей, які працюють в складних умовах навантаження (при дії різноманітних навантажень, в тому числі змінних та динамічних). Сталі, які після поліпшення набувають структуру сорбіту, добре сприймають ударні навантаження. Важливе значення при цьому має опір крихкому руйнуванню.

Поліпшенню підлягають середньовуглецеві сталі з вмістом вуглецю 0,30...0,50 %.

Поліпшуватимуть вуглецеві сталі (сталі 35, 40, 45) дешеві, з них виготовляють деталі, які випробують невеликі навантаження (сталь 35), та деталі, що вимагають підвищеної міцності (сталі 40, 45). Але термічне поліпшення цих сталей забезпечує високий комплекс механічних властивостей тільки в деталях невеликого перерізу, оскільки сталі мають низьке прогартування. Сталі цієї групи можна використовувати також в нормалізованому стані.

Деталі, що вимагають високої поверхневої твердості при в'язкій серцевині (зубчасті колеса, вали, вісі, втулки), підлягають поверхневому загартуванню струмами високої частоти. Для зняття напруги проводять низький відпуск.

Поліпшуватимуть леговані сталі, застосовують для великих та більш навантажених відповідальних деталей. Сталі мають кращий комплекс механічних властивостей: високу міцність при збереженні достатньої в'язкості та пластичності, нижчий поріг хладнокрихкості.

Хромисті сталі 30Х, 40Х, 50Х використовуються для виготовлення невеликих середньонавантажених деталей. Ці сталі схильні до відпускнуї крихкості, тому після високого відпуску їх охолодження має бути швидким.

Підвищення прогартування досягається мікролегуванням бором (35ХР). Введення в сталь ванадію значно збільшує в'язкість (40ХФА).

Хромокрем'яністі (33ХС) та *хромокремніймарганцеві* (хромансілі) (25ХГСА) сталі мають високу міцність та помірну в'язкість. Хромансілі мають високу зварюваність, з цих сталей виготовляють стикувальні зварні вузли, кронштейни, кріпильні та інші деталі. Широко застосовуються в автомобілебудуванні і авіації.

Хромонікелеві сталі 45ХН, 30ХН3А мають хороше прогартування, міцність і в'язкість, але чутливі до оборотної відпускнуї крихкості. Для зменшення чутливості вводять молібден або вольфрам. Ванадій сприяє подрібненню зерна.

Сталі 36Х2Н2МФА, 38ХН3ВА та ін. мають кращі властивості, відносяться до мартенситного класу, слабозміцнюються при нагріванні до 300...400 °С. З них виготовляються вали та ротори турбін, важконавантажені деталі редукторів та компресорів.

10.7. ВИСОКОМІЦНІ СТАЛІ

Високоміцними називають сталі, які мають межу міцності понад 1500 МПа, яка досягається підбором хімічного складу та оптимальною термічною обробкою.

Такий рівень міцності можна отримати в середньовуглецевих легованих сталях (30ХГСН2А, 40ХН2МА), застосовуючи загартування з низьким відпуском (при температурі 200...250 °С) або ізотермічне загартування з отриманням структури нижнього бейніту.

Після ізотермічного загартування середньовуглецеві леговані сталі мають дещо меншу міцність, але велику пластичність і в'язкість. Тому вони більш надійні в роботі, ніж після гарту та низького відпуску.

При високому рівні міцності загартовані і низьковідпущені середньовуглецеві сталі мають підвищену чутливість до концентраторів напруження, схильністю до крихкого руйнування, тому їх рекомендується використовувати для роботи в умовах плавного навантаження.

Легування вольфрамом, молібденом, ванадієм ускладнює процеси знеміцнення при температурі 200...300 °С, сприяє отриманню дрібного зерна, знижує поріг холодноламкості, підвищує опір крихкому руйнуванню.

Висока міцність може бути отримана і за рахунок термомеханічної обробки.

Сталі 30ХГСА, 38ХН3МА після низькотемпературної термомеханічної обробки мають межу міцності 2800 МПа, відносно подовження та ударна в'язкість збільшуються в два рази у порівнянні зі звичайною термічною обробкою. Це пов'язано з тим, що часткове виділення вуглецю з аустеніту при деформації полегшує рухливість дислокацій усередині кристалів мартенситу, що сприяє збільшенню пластичності.

Мартенситно-старіючі сталі (03Н18К9М5Т, 04Х11Н9М2Д2ТЮ) перевершують по конструкційній міцності та технологічності середньовуглецеві леговані сталі. Вони мають малу чутливість до надрізів, високий опір крихкому руйнуванню та низький поріг холоднокрихкості при міцності близько 2000 МПа.

Мартенситно-старіючі сталі – це безвуглецеві сплави заліза з нікелем (8..25 %), які додатково леговані кобальтом, молібденом, титаном, алюмінієм, хромом та іншими елементами. Завдяки високому вмісту нікелю, кобальту та малої концентрації вуглецю в результаті загартування у воді або на повітрі фіксується високопластичний, але низькоміцний залізонікелевий мартенсит, пересичений легуючими елементами. Основне зміцнення відбувається в процесі старіння при температурі 450...550 °С за рахунок виділення з мартенситної матриці дрібнодисперсних фаз, які когерентно з нею пов'язані. Мартенситно-старіючі сталі мають високу конструкційну міцність в інтервалі температур від криогенних до 500 °С. Тому рекомендуються для виготовлення корпусів ракетних двигунів, стовбурів артилерійської та стрілецької зброї, корпусів підводних човнів, батискафів, високонавантажених дисків турбомашин, зубчастих коліс, шпинделів, черв'яків тощо.

10.8. ПРУЖИННІ СТАЛІ

Пружини, ресори та інші пружні елементи є найважливішими деталями різних машин та механізмів. У роботі вони відчувають багаторазові змінні навантаження. Під дією навантаження пружини та амортизатори пружно деформуються, а після припинення дії навантаження відновлюють свою первісну форму та розміри. Особливістю

роботи є те, що при значних статичних та ударних навантаженнях вони повинні відчувати тільки пружну деформацію, залишкова деформація не допускається. *Пружинні сталі* повинні забезпечувати високі значення меж пружності, плинності, витривалості, а також необхідну пластичність і опір крихкому руйнуванню, стійкість до релаксації напружень.

Пружини працюють в області пружних деформацій, коли між чинним напруженням та деформацією спостерігається пропорційність. При тривалій роботі пропорційність порушується через перехід частини енергії пружної деформації в енергію пластичної деформації. Напруження при цьому знижуються.

Мимовільне зниження напружень при постійній сумарній деформації називається *релаксацією напружень*.

Релаксація призводить до зниження пружності та надійності роботи пружин.

Пружини виготовляються з вуглецевих (сталь 65, сталь 70) та легованих (60С2, 50ХГС, 60С2ХФА, 55ХГР) конструкційних сталей.

Для зміцнення пружинних вуглецевих сталей застосовують холодну пластичну деформацію за допомогою дрібструминної та гідроабразивної обробок, в процесі яких в поверхневому шарі деталей наводяться залишкові напруження стиску.

Підвищені значення меж пружності отримують після гарту з середнім відпуском при температурі 400...480 °С.

Для сталей, що використовуються для пружин, необхідно забезпечити наскрізну прогартуваність, щоб отримати структуру троститу по всьому перетину.

Пружність та міцність пружинних сталей досягаються шляхом ізотермічного загартування.

Пружинні сталі легують елементами, які підвищують межу пружності – кремнієм, марганцем, хромом, вольфрамом, ванадієм, бором.

З метою підвищення втомної міцності не допускається знеуглецювання при нагріві під гарт, а також потрібна висока якість поверхні.

Пружини та інші елементи спеціального призначення виготовляють з високохромистих мартенситних (30Х13), мартенситно-старіючих (03Х12Н10Д2Т), аустенітних нержавіючих (12Х18Н10Т), аустеніто-мартенситних (09Х15Н8Ю), швидкорізальних (Р18) та інших сталей та сплавів.

10.9. КУЛЬКОПІДШИПНИКОВІ СТАЛІ

Кулькопідшипникові сталі зазнають вплив високих навантажень змінного характеру. Основними вимогами є висока міцність та зносостійкість, висока межа витривалості, відсутність концентраторів напружень, неметалевих включень, порожнин, ліквацій.

Кулькопідшипникові сталі характеризуються високим вмістом вуглецю (близько 1 %) та наявністю хрому (ШХ9, ШХ15).

Високий вміст вуглецю та хрому після гарту забезпечує структуру мартенсит плюс карбіди з високою твердістю, зносостійкістю та необхідною прогартуваністю.

Подальше збільшення прогартуваності досягається додатковим легуванням марганцем, кремнієм (ШХ15СГ).

Для кулькопідшипникових сталей висуваються підвищені вимоги щодо чистоти та рівномірності розподілу карбідів, щоб запобігати викришовуванню. Кулькопідшипникові сталі підлягають строгому металургійному контролю на наявність пористості, неметалевих включень, карбідної сітки, карбідної ліквації.

Термічна обробка включає відпал, загартування та відпуск. Відпал проводять після кування для зниження твердості та підготовки структури до загартування. Температура гарту становить 790...880 °С в залежності від масивності деталей. Охолодження здійснюється в маслі (кільця, ролики), у водному розчині соди або солі (кульки). Відпуск сталей проводять при температурі 150...170 °С протягом 1...2 год, при цьому забезпечується твердість 62...66 HRC.

Зі сталі ШХ9 виготовляють кульки та ролики невеликих розмірів, зі сталі ШХ15 – більших розмірів.

Деталі підшипників кочення, які працюють під великими динамічними навантаженнями (підшипники прокатних станів), виготовляють зі сталей 20Х2Н4А та 18ХГТ з наступною глибокою цементацією на глибину 5...10 мм. Для деталей підшипників, що працюють в азотній кислоті та інших агресивних середовищах, використовується сталь 95Х18.

10.10. СТАЛІ ДЛЯ ВИРОБІВ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Для виробів, що працюють при низьких температурах, необхідно застосовувати сталі зі зниженим *порогом холоднокрихкості*. Особливо сильно зниженими є температурні пороги холоднокрихкості у сталях, що містять нікель. Ефективними матеріалами є низьколеговані маловуглецеві сталі, які мають гарну зварюваність.

У будівельних металоконструкціях найбільший ефект досягається при використанні термомеханічного зміцненого прокату.

Для забезпечення високого комплексу механічних властивостей деталей машин використовуються маловуглецеві сталі, що леговані елементами, які сприяють дисперсійному зміцненню та утворенню дрібнозернистої структури після термічної обробки (10ХСНД, 15Г2СФ, 12ГН2МФАЮ).

Для роботи при наднизьких температурах застосовують криогенні сталі та сплави. Для виготовлення ємностей для зберігання та перевезення зріджених газів, що мають дуже низьку температуру кипіння (кисень – мінус 183 °С, водень – мінус 253 °С) застосовують аустенітні сталі з підвищеним вмістом нікелю – 10Х14Г14Н4Т, 10Х18Н10Т, 03Х20Н16АГ6.

10.11. ЗНОСОСТІЙКІ СТАЛІ

Для роботи в умовах зношування, яке супроводжується великими питомими навантаженнями, використовується *високомарганцева сталь* 110М13Л, яка має в своєму складі 1...1,4 % вуглецю, 12...14 % марганцю. Сталь має аустенітну структуру та відносно низьку твердість (200...250 НВ). В процесі роботи, коли на деталь діють високі навантаження, які викликають в матеріалі напруження, що перевершують межу пластичності, відбувається інтенсивний наклеп сталі та зростає її твердість і зносостійкість. При цьому сталь зберігає високу в'язкість.

Схильність до *інтенсивного наклепу* є характерною особливістю сталей аустенітного класу.

Завдяки цим властивостям сталь широко використовується для виготовлення корпусів кульових млинів, щік дробарок каменів, хрестовин колій, гусеничних траків, козирків землечерпалок тощо.

10.12. АВТОМАТНІ СТАЛІ

Автоматними називають сталі, що мають підвищену оброблюваність різанням.

Ефективним металургійним прийомом підвищення оброблюваності різанням є введення в сталь сірки, селену, телуру, кальцію, які змінюють склад неметалевих включень, а також свинцю, який утворює власні включення.

Автоматні сталі А12, А20 з підвищеним вмістом сірки та фосфору використовуються для виготовлення малонавантажених деталей на верстатах-автоматах (болти, гвинти, гайки, дрібні деталі швейних, текстильних та інших машин). Ці сталі мають поліпшену оброблюваність різанням, поверхня деталей виходить чистою та рівною. Зносостійкість може бути підвищена цементацією та загартуванням.

Сталі А30 та А40Г призначені для деталей, що зазнають більш високі навантаження.

При обробці автоматних сталей, які містять свинець (АС11, АС40), підвищується стійкість інструменту в 1...3 рази та швидкість різання на 25...50 %.

Леговані хромисті та хромонікелеві сталі з присадкою свинцю та кальцію (АЦ45Г2, АСЦ30ХМ, АС20ХГНМ) використовуються для виготовлення навантажених деталей в автомобільній та тракторній промисловості.

Автоматні сталі піддають дифузійному відпалу при температурі 1100...1150 °С для усунення ліквації сірки.

10.13. ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ

10.13.1. СТАЛІ ДЛЯ РІЗУЧОГО ІНСТРУМЕНТУ

Інструментальна сталь повинна мати високу твердість, зносостійкість, достатню міцність та в'язкість (для інструментів ударної дії).

Ріжучі кромки можуть нагріватися до температури 500...900 °С, тому важливою властивістю є теплостійкість, тобто, здатність зберігати високу твердість та ріжучу здатність при тривалому нагріванні (червоностійкість).

ВУГЛЕЦЕВІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ

Інструментальні вуглецеві сталі діляться на *якісні* та *високоякісні*. Вміст сірки та фосфору в якісній інструментальній сталі – 0,03 % і 0,035 %, у високоякісній – 0,02 % і 0,03 %, відповідно.

Інструментальні вуглецеві сталі випускаються таких марок: У7; У8; У8Г; У9; У10; У11; У12; У13; У7А; У8А; У8ГА; У9А; У10А; У11А; У12А; У13А, де літера «У» позначає, що це є вуглецева інструментальна сталь. Цифрами вказано вміст вуглецю в десятих частках проценту (0,7...0,13 % С). Літера «А» в кінці маркування означає, що сталь високоякісна, а літера «Г», що сталь має підвищений вміст марганцю. Стандарт поширюється на вуглецеву інструментальну гарячекатану, ковану, калібровану сталь, сріблянку.

Перевага вуглецевих інструментальних сталей полягає в їх дешевизні і достатньо високій твердості (HRC 60...62) у порівнянні з іншими інструментальними матеріалами. До недоліків слід віднести малу зносостійкість і низьку теплостійкість (250 °С).

В умовах підвищення температури твердість інструменту значно знижується і він втрачає свої різальні властивості.

З вуглецевих інструментальних сталей виготовляють зубила, кернери, напилки, шабери, ножівкові полотна, мітчики, зенкери, розвертки та інші інструменти.

Вуглецеві інструментальні сталі містять 0,65...1,35 % вуглецю.

Сталі У7 – У13А мають високу твердість, добре шліфуються, дешеві та недефіцитні.

Зі сталей марок У7, У8А виготовляють інструмент для роботи з деревиною та інструмент ударної дії, коли потрібна підвищена в'язкість – пуансони, зубила, штампи, молотки.

Сталі марок У9 – У12 мають більш високу твердість та зносостійкість, використовуються для виготовлення свердел, мітчиків, фрез.

Сталь У13 має максимальну твердість, використовується для виготовлення напилків та граверного інструменту.

Для зниження твердості та створення сприятливої структури, всі інструментальні сталі до виготовлення інструменту відпалюють.

Для заєвтектоїдних сталей проводять сфероїдизувальний відпал, в результаті якого цементит вторинний набуває зернисту форму. Регулюючи швидкість охолодження можна отримати будь-який розмір зерен.

Остаточна термічна обробка – гарт з подальшим відпуском.

Загартування для доевтектоїдних сталей проводять повне, а для заєвтектоїдних – неповне. Структура загартованих сталей – або мартенсит, або мартенсит та карбіди.

Температура відпуску вибирається залежно від твердості, необхідної для інструменту.

Для інструментів ударної дії, які вимагають підвищену в'язкість, з сталей У7 та У8 відпуск проводять при температурі 280...300 °С, що забезпечує твердість 56...58 HRC.

Для напилків, мітчиків, плашок відпуск проводять при температурі 150...200 °С, при цьому забезпечується отримання максимальної твердості – 62...64 HRC.

Основними недоліками вуглецевих інструментальних сталей є їх невисока прогартовуваність (5...10 мм), низька теплостійкість (до 200 °С), тобто інструменти можуть працювати тільки при невисоких швидкостях різання.

ЛЕГОВАНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ

Леговані інструментальні сталі містять 0,9...1,4 % вуглецю та легуючі елементи – хром, вольфрам, ванадій, марганець, кремній та інші. Загальний вміст легуючих елементів – до 5 %.

Висока твердість та зносостійкість забезпечуються високим вмістом вуглецю. Легування використовується для підвищення загартування та прогартовування, збереження дрібного зерна, підвищення міцності та в'язкості.

Термічна обробка включає загартування та відпуск.

Гарт проводять з температури 800...850 °С в олії або ступінчастий, що зменшує можливість викривлення та утворення гартівних тріщин.

Відпуск проводять низькотемпературний, при температурі 150...200 °С, що забезпечує твердість на рівні 61...66 HRC. Іноді, для збільшення в'язкості, температуру відпуску збільшують до 300 °С, але при цьому спостерігається зниження твердості до 55...60 HRC.

Для деревообробного інструменту зі сталей 6ХС і 9ХФ рекомендується ізотермічне гартування, що значно поліпшує в'язкість.

Підвищений вміст кремнію (сталь 9ХС) сприяє збільшенню прогартовування до 40 мм та підвищенню стійкості мартенситу при відпуску. Недоліками сталей, що містять кремній, є чутливість їх до знеуглецювання при термообробці, погана оброблюваність різанням та деформуванням через зміцнення фериту кремнієм.

Підвищений вміст марганцю (сталі ХВГ, 9ХВСГ) сприяє збільшенню кількості залишкового аустеніту, що зменшує деформацію інструменту при загартуванні. Це особливо важливо для інструменту, що має велику довжину при малому діаметрі, наприклад, протяжки.

Хром збільшує прогартовуваність та твердість після гарту.

Сталі використовуються для виготовлення ріжучого і ударного інструменту.

«Алмазна» сталь ХВ5 містить 5 % вольфраму. Завдяки присутності вольфраму, в термічно обробленому стані має надлишкову дрібнодисперсну карбідну фазу. Твердість становить 65...67 HRC. Сталь використовується для виготовлення інструменту, який зберігає тривалий час гостру ріжучу кромку та високу розмірну точність (розгортки, фасонні різці, граверний інструмент).

ШВИДКОРІЗАЛЬНІ СТАЛІ

Швидкорізальні сталі отримали свою назву за властивості: внаслідок високої теплостійкості (550...650 °С), виготовлені з них інструменти можуть працювати з досить високими швидкостями різання.

Сталі містять 0,7...1,5 % вуглецю, до 18 % основного легуючого елемента – вольфраму, до 5 % хрому та молібдену, до 10 % кобальту.

Додавання ванадію підвищує зносостійкість інструменту, але погіршує обробку шліфуванням. Кобальт підвищує теплостійкість до 650 °С та вторинну твердість на рівні 67...70 HRC.

Мікроструктура швидкорізальної сталі в литому стані має евтектичну структурну складову. Для отримання оптимальних властивостей інструментів з швидкорізальної сталі необхідно усунути структурну неоднорідність сталі – карбідну ліквіацію. Для цього злитки зі швидкорізальної сталі піддаються інтенсивній пластичній деформації (куванню). При цьому відбувається дроблення карбідів евтектики та досягається більш однорідний розподіл карбідів по перетину заготовки.

Потім проводять відпал сталі при температурі 860...900 °С. Структура швидкорізальної сталі після відпалу – дрібнозернистий (сорбітоподібний) перліт та карбіди – дрібні евтектоїдні та більш великі первинні. Кількість карбідів складає близько 25 %. Сталь з такою структурою добре обробляється різанням. Переважна кількість легуючих елементів знаходяться в карбідній фазі. Для отримання оптимальних властивостей сталі в готовому інструменті необхідно при термічній обробці забезпечити максимальне насичення мартенситу легуючими елементами. При загартуванні швидкорізальні сталі вимагають нагрівання до дуже високих температур, близько 1280 °С. Нагрівання здійснюють в добре розкислених соляних ваннах BaCl_2 , що покращує рівномірність прогріву та знижує можливість знеуглецювання поверхні. Для зниження термічних фазових напруг нагрів здійснюють поступово: уповільнюють нагрів при температурах 600...650 °С та при 850...900 °С. Графік режиму термічної обробки швидкорізальної сталі наведено на рис. 10.7.

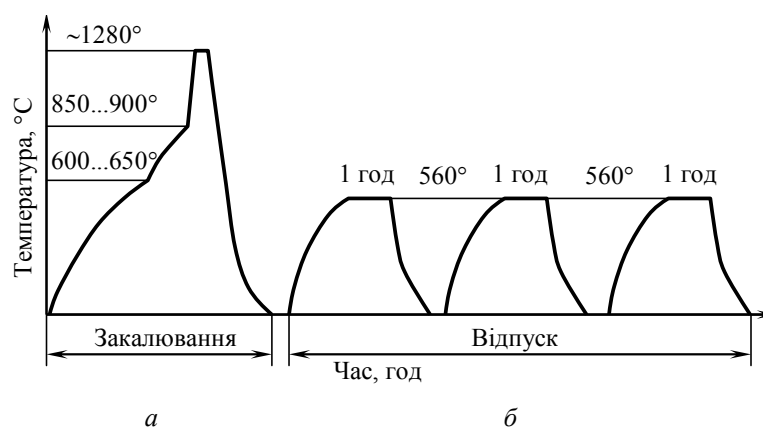


Рис. 10.7. Режими термічної обробки швидкорізальної сталі

Охолодження від температури гарту проводиться в олії. Структура сталі після гарту складається з легованого, дуже тонкодисперсного мартенситу, значної кількості (30...40 %) залишкового аустеніту та карбідів вольфраму. Твердість становить близько 60...62 HRC. Наявність залишкового аустеніту в структурі загартованої сталі погіршує ріжучі властивості.

Для максимального видалення залишкового аустеніту проводять триразовий відпуск при температурі 560 °С. При нагріванні під відпуск вище 400 °С спостерігається збільшення твердості. Це пояснюється тим, що з легованого залишкового аустеніту виділяються леговані карбіди. Аустеніт при охолодженні від температури відпуску перетворюється в мартенсит відпуску, що викликає приріст твердості. Збільшенню твердості сприяють дрібнодисперсні карбіди легуючих елементів, які виділилися при температурі відпуску. Максимальна твердість досягається при температурі відпуску 560 °С.

Після одноразового відпуску кількість залишкового аустеніту знижується до 10 %. Щоб зменшити його кількість до мінімуму, необхідно провести триразовий відпуск.

Твердість сталі після відпуску становить 64...65 HRC. Структура сталі після термообробки складається з мартенситу відпуску та карбідів.

При термічній обробці швидкорізальних сталей застосовують обробку холодом. Після гарту сталь охолоджують до температури $-100...-80$ °С, після цього проводять одноразовий відпуск при температурі 560 °С для зняття напружень.

Іноді для підвищення зносостійкості швидкорізальних сталей застосовують низькотемпературне ціанування.

Основними видами ріжучих інструментів зі швидкорізальної сталі є різці, свердла, довбяки, протяжки, мітчики машинні, ножі для різання паперу. Часто зі швидкорізальної сталі виготовляють тільки робочу частину інструменту.

10.13.2. СТАЛІ ДЛЯ ВИМІРЮВАЛЬНИХ ІНСТРУМЕНТІВ

Основними вимогами, що пред'являються до сталей, з яких виготовляються вимірювальні інструменти, є висока твердість та зносостійкість, стабільність в розмірах протягом тривалого часу. Остання вимога забезпечується мінімальним температурним коефіцієнтом лінійного розширення та зведенням до мінімуму структурних перетворень у часі.

Для виготовлення вимірювальних інструментів застосовуються:

– *високовуглецеві* інструментальні сталі, леговані та вуглецеві (сталі У12, Х, Х9, ХГ), після гарту та стабілізуючого низькотемпературного (120...170 °С) відпуску протя-

гом 10...30 годин, перед відпуском бажано провести обробку холодом, таким чином одержують твердість 62 ... 67 HRC;

- *маловуглецеві* сталі (сталь 15, 20) після цементації та гарту з низьким відпуском;
- *нітралої* (сталь 38ХМЮА) після азотування на високу твердість.

10.14. ШТАМПОВІ СТАЛІ

Інструмент, який застосовується для обробки металів тиском (штампи, пуансони, матриці) виготовляють з штампових сталей.

Розрізняють сталі для штампів холодного та гарячого деформування.

10.14.1. СТАЛІ ДЛЯ ШТАМПІВ ХОЛОДНОГО ДЕФОРМУВАННЯ

Сталі повинні мати високу твердість, зносостійкість, міцність, в'язкість (щоб сприймати ударні навантаження), опір до пластичних деформацій.

Для штампів невеликих розмірів (до 25 мм) використовують вуглецеві інструментальні сталі У10, У11, У12 після гартування та низького відпуску на твердість 57...59 HRC. Це дозволяє отримати хорошу зносостійкість та ударну в'язкість.

Для крупних виробів застосовують леговані сталі Х, Х9, Х6ВФ. Для підвищення зносостійкості інструменту після термічної обробки проводять ціанування або хромування робочих поверхонь.

Для зменшення браку, при гартуванні необхідно повільне охолодження в області температур мартенситного перетворення (наприклад, гарт з води в олію для вуглецевих сталей, ступінчасте гартування для легованих сталей).

Якщо штамповий інструмент піддається ударним навантаженням, то використовують сталі, які мають більшу в'язкість (сталі 4ХС4, 5ХНМ). Це досягається зниженням вмісту вуглецю, введенням легуючих елементів і відповідною термічною обробкою. Після гарту проводять високий відпуск при температурі 480...580 °С, що забезпечує твердість 38...45 HRC.

10.14.2. СТАЛІ ДЛЯ ШТАМПІВ ГАРЯЧОГО ДЕФОРМУВАННЯ

Додатковими вимогами для сталей цієї групи є стійкість проти утворення тріщин при багаторазовому нагріванні та охолодженні, окалинотійкість, висока теплопровідність для відводу теплоти від робочих поверхонь штампів, високе прогартування для забезпечення високої міцності по всьому перетину інструменту.

Для виготовлення молотових штампів застосовують хромонікелеві середньовуглецеві сталі 5ХНМ, 5ХНВ, 4ХСМФ. Вольфрам та молібден додають для зниження схильності до відпускнуї крихкості. Після термічної обробки, що включає загартування з температури 760...820 °С та відпуску при температурі 460...540 °С, сталь має структуру – сорбіт або троостит та сорбіт відпуску. Твердість дорівнює 40...45 HRC.

Штампи гарячого пресування працюють в більш важких умовах. Для їх виготовлення застосовують сталі підвищеної теплостійкості. Сталь 3Х2В8Ф зберігає теплостійкість до 650 °С, але наявність карбідів вольфраму знижує в'язкість. Сталь 4Х5В2ФС має високу в'язкість. Підвищений вміст хрому та кремнію значно збільшує окалинотійкість сталі.

10.15. КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

10.15.1. КОРОЗІЯ ЕЛЕКТРОХІМІЧНА ТА ХІМІЧНА

Руйнування металу під впливом навколишнього середовища називають *корозією*.

Корозія, крім знищення металу, негативно впливає на експлуатаційні характеристики деталей, сприяючи всім видам руйнування.

Корозія в залежності від характеру навколишнього середовища може бути хімічною та електрохімічною.

Електрохімічна корозія відбувається у водних розчинах, а також в атмосфері, де є волога.

Сутність цієї корозії полягає в тому, що іони металу на поверхні деталі, маючи малий зв'язок з глибинними іонами, легко відриваються від металу молекулами води.

Метал, втративши частину позитивно заряджених частинок, іонів, заряджається негативно за рахунок надмірної кількості електронів, що залишилися. Одночасно шар води, що прилягає до металу, за рахунок іонів металу набуває позитивного заряду. Різниця зарядів на межі «метал – вода» обумовлює стрибок потенціалу, який в процесі корозії змінюється, збільшуючись від розчинення металу, та зменшуючись від осадження іонів з розчину на метал.

Якщо кількість іонів, що переходять в розчин та осідають на металі є однаковою, то швидкості розчинення та осадження металу однакові, тому процес корозії (руйнування металу) не відбувається. Цьому відповідає рівноважний потенціал.

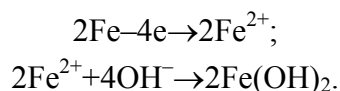
За нульовий потенціал приймають рівноважний потенціал водневого іона у водному розчині при концентрації позитивних іонів водню, що дорівнює 1 моль іонів H^+ на 1 літр.

Стандартні потенціали інших елементів виміряні по відношенню до водневого потенціалу (табл. 10.1).

Метали, стандартний потенціал яких негативний, кородують у воді, в якій розчинений кисень, тим активніше, чим більш негативним є значення електрохімічного потенціалу.

Іони металу взаємодіють з іонами OH^- та утворюють нерозчинні у воді гідроксиди. Їх називають *іржею*, а процес їх утворення – *іржавінням*.

Схема іржавіння заліза:



Гідроксид заліза $2Fe(OH)_2$ в присутності кисню, розчиненого у воді, перетворюється в $Fe(OH)_3$. Оскільки це нерозчинна сполука, то рівноважний потенціал не може бути досягнутий, і корозія буде тривати до повного руйнування.

Залежно від структури, корозія проявляється по-різному: при однорідному металі – корозія відбувається рівномірно по всій поверхні, при неоднорідному металі – корозія є вибірковою (так названа точкова корозія). Це явище найбільш небезпечно, оскільки призводить до швидкого псування всього виробу. Вибіркова корозія створює центри концентрації напружень, що сприяє руйнуванню.

Таблиця 10.1

Стандартні потенціали
елементів по відношенню
до водневого потенціалу

| Елемент | Потенціал |
|---------|-----------|
| Mg | -1,55 В |
| Al | -1,30 В |
| Zn | -0,76 В |
| Cr | -0,50 В |
| Fe | -0,44 В |
| Ni | -0,23 В |
| H | ±0,00 В |
| Cu | +0,34 В |
| Ag | +0,80 В |
| Au | +1,50 В |

Хімічна корозія може відбуватися за рахунок взаємодії металу з газовим середовищем при відсутності вологи. Продуктом корозії є оксиди металу. При цьому на поверхні металу утворюється плівка товщиною в 1...2 періоду кристалічної решітки, наприклад Al_2O_3 на поверхні алюмінію. Цей шар ізолює метал від кисню та перешкоджає подальшому окисленню, захищає від електрохімічної корозії у воді. При створенні корозійностійких сплавів сплав повинен мати підвищене значення електрохімічного потенціалу та бути по можливості однофазним по структурі.

10.15.2. ХРОМОВМІСНІ КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

Корозійна стійкість можна підвищити, якщо вміст вуглецю звести до мінімуму, ввести легуючий елемент, який утворює з залізом тверді розчини в такій кількості, при якій стрибкоподібно підвищиться електродний потенціал сплаву.

Найважливішими корозійностійкими технічними сплавами є нержавіючі сталі з підвищеним вмістом хрому: хромисті та хромонікелеві. На рис. 10.8 показано вплив кількості хрому в залізохромистих сплавах на електрохімічний потенціал сплаву.

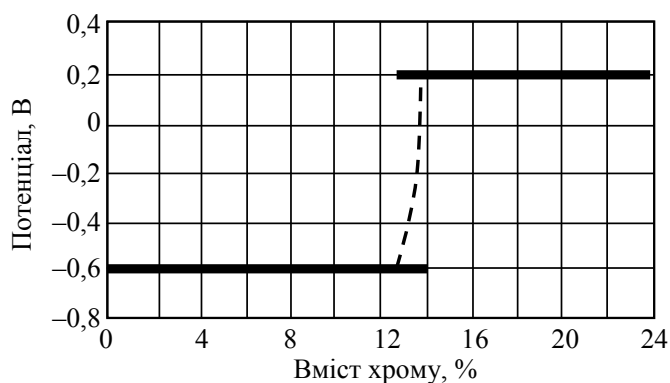


Рис. 10.8. Вплив хрому на потенціал сплавів системи Fe-Cr

Вміст хрому має бути не менше 13 % та дорівнювати інтервалу 13...18 %.

Корозійна стійкість пояснюється утворенням на поверхні захисної плівки оксиду Cr_2O_3 .

Вуглець в нержавіючих сталях є небажаним, оскільки він обідняє розчин по хрому, зв'язуючи його в карбіди хрому, та сприяє отриманню двофазного стану. Чим нижче вміст вуглецю, тим вище корозійна стійкість нержавіючих сталей.

Серед нержавіючих сталей виділяють *сталі феритного класу* марок 08X13, 12X17, 08X25T, 15X28. Сталі з підвищеним вмістом хрому не мають фазових перетворень в твердому стані, тому не можуть бути загартовані. Значним недоліком феритних хромистих сталей є підвищена крихкість через крупнокристалічну структуру. Ці сталі схильні до міжкристалічної корозії (по межах зерен) через збіднення меж зерен хромом. Для уникнення цього вводять невелику кількість титану. Міжкристалічна корозія зумовлена тим, що частина хрому біля границь зерна взаємодіє з вуглецем та утворює карбіди хрому. Концентрація хрому в твердому розчині біля границь зерна стає менше 13 %, тому сталь набуває негативного потенціалу.

Через схильність до зростання зерна, феритні сталі вимагають строгих режимів зварювання та інтенсивного охолодження зони зварного шва. Їх недоліком є схильність до крихкості при нагріванні в інтервалі температур 450...500 °С.

З феритних сталей виготовляють обладнання азотно-кислотних заводів (ємності, труби).

Для підвищення механічних властивостей феритних хромистих сталей в них додають 2...3 % нікелю. Сталі марок 10X13H3, 12X17H2 використовуються для виготовлення важконавантажених деталей, що працюють в агресивних середовищах.

Після гарту від температури 1000 °C та відпуску при 700...750 °C межа плинності сталей становить 1000 МПа.

Термічну обробку для феритних сталей проводять для отримання структури більш однорідного твердого розчину, що збільшує корозійну стійкість.

Сталі мартенситного класу марок 20X13, 30X13, 40X13. Після гарту та відпуску при температурі 180...250 °C та сталі марок 30X13, 40X13 мають твердість на рівні 50...60 HRC. Вони використовуються для виготовлення ріжучого інструменту (хірургічного), пружин для роботи в інтервалі температур 400...450 °C та предметів домашнього ужитку.

Сталі аустенітного класу – високолеговані хромонікелеві сталі.

Нікель – аустенітоутворюючий елемент, сильно знижує критичні точки перетворення $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$. Після охолодження на повітрі до кімнатної температури має структуру аустеніту.

Нержавіючі сталі аустенітного класу марок 04X18H10 та 12X18H9T мають більш високу корозійну стійкість, кращі технологічні властивості в порівнянні з хромистими нержавіючими сталями, краще зварюються. Вони зберігають міцність до більш високих температур, менш схильні до зростання зерна при нагріванні та не втрачають пластичності при низьких температурах.

Хромонікелеві сталі корозійностійкі в окислювальних середовищах. Основним легуючим елементом є хром, нікель тільки підвищує корозійну стійкість.

Для більшої гомогенності хромонікелеві сталі гартують з температури 1050...1100 °C у воді. При нагріванні відбувається розчинення карбідів хрому в аустеніті. Виділення карбідів з аустеніту при загартуванні виключено, оскільки швидкість охолодження велика. При цьому отримують межу міцності на рівні $\sigma_B=500...600$ МПа, високі характеристики пластичності та відносне подовження на рівні $\delta=35...45$ %.

Зміцнюють аустенітні сталі холодною пластичною деформацією, що створює ефект наклепу. Межа плинності при цьому може досягти значень 1000...1200 МПа, а межа міцності – 1200...1400 МПа.

Для зменшення кількості дефіцитного нікелю частину його замінюють на марганець (сталь 40X14Г14Н3Т) або азотують (сталь 10X20H4AГ11).

Аустенітно-феритні сталі марок 12X21H5T та 08X22H6T є замінниками хромонікелевих сталей з метою економії нікелю.

Властивості сталей залежать від співвідношення феритної та аустенітної фаз (оптимальні властивості отримують при співвідношенні – Ф:А=1:1). Термічна обробка сталей включає загартування від температури 1100...1150 °C та відпуск-старіння при температурі 500...750 °C.

Аустенітно-феритні сталі не схильні до корозійного розтріскування під напруженням: тріщини можуть виникати тільки на аустенітних ділянках, але феритні ділянки затримують їх розвиток. При кімнатних температурах аустенітно-феритні сталі мають твердість та міцність вище, а пластичність та ударну в'язкість нижче, ніж сталі аустенітного класу.

Крім нержавіючих сталей в промисловості застосовують корозійностійкі сплави – це *сплави на нікелевій основі*. Сплави типу *хастеллой* містять до 80 % нікелю, іншим елементом є молібден в кількості до 15...30 %. Сплави є корозійностійкими в особливо

агресивних середовищах (кипляча фосфорна або соляна кислота), мають високі механічні властивості. Після термічної обробки (гартування та старіння при температурі 800 °С) сплави мають межу міцності $\sigma_B \approx 1200$ МПа та твердість порядку 360 НВ. Недоліком є схильність до міжкристалічної корозії, тому вміст вуглецю в цих сплавах має бути мінімальним.

10.16. ЖАРОСТІЙКІ ТА ЖАРОМІЦНІ СТАЛІ Й СПЛАВИ

10.16.1. ЖАРОСТІЙКІСТЬ, ЖАРОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

Жаростійкість (окалиностійкість) – це здатність металів та сплавів чинити опір газовій корозії при високих температурах протягом тривалого часу.

Якщо виріб працює в окислювальному газовому середовищі при температурі 500..550 °С без великих навантажень, то достатньо, щоб він був тільки жаростійким (наприклад, деталі нагрівальних печей).

Сплави на основі заліза при температурах вище 570 °С інтенсивно окислюються, оскільки в цих умовах на поверхні металу утворюється оксид заліза FeO з простою кристалічною решіткою, яка має дефіцит атомів кисню (твердий розчин віднімання). Це не перешкоджає дифузії кисню та металу. Відбувається інтенсивне утворення крихкої окалини.

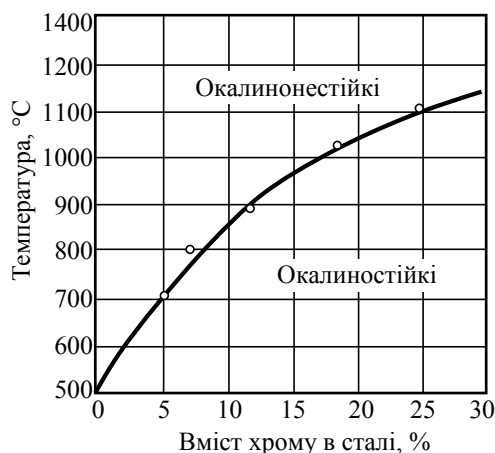


Рис. 10.9. Вплив хрому на жаростійкість хромової сталі

Для підвищення жаростійкості до складу сталі вводять елементи, які утворюють з киснем оксиди з щільною будовою кристалічної решітки (хром, кремній, алюміній).

Ступінь легування сталі, для запобігання окислення, залежить від температури. Вплив хрому на жаростійкість хромової сталі показано на рис. 10.9.

Чим вищий вміст хрому, тим більшою є окалиностійкість сталі (наприклад, сталь марки 15Х25Т має окалиностійкість до температури 1100...1150 °С).

Високу жаростійкість мають сильхроми, сплави на основі нікелю – ніхроми, сталі марок 08Х17Т, 36Х18Н25С2 та 15Х6СЮ.

10.16.2. ЖАРОМІЦНІСТЬ, ЖАРОМІЦНІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

Жароміцність – це здатність металу чинити опір пластичній деформації та руйнуванню при високих температурах.

Жароміцні матеріали використовуються для виготовлення деталей, що працюють при високих температурах, коли проявляється повзучість.

Критеріями оцінки жароміцності є *короткочасна* та *тривала міцності, повзучість*. *Короткочасна міцність* визначається за допомогою випробувань на розтяг розривних зразків. Зразки поміщають в піч та досліджують при заданій температурі t (°C). При цьому позначають короткочасну міцність σ'_b , наприклад, $\sigma'_b{}^{300} = 300$ МПа.

Міцність залежить від тривалості випробувань.

Тривала міцність – максимальні напруження σ'_t , які викликають руйнування зразка при заданій температурі t за певний час τ . Наприклад, $\sigma_{300}^{900} = 200$ МПа, верхній індекс означає температуру випробувань у °C, а нижній – задану тривалість випробування в годинах. Для котельних установок потрібно невисоке значення міцності, але протягом декількох років.

Повзучість – властивість металу повільно пластично деформуватися під дією постійного навантаження при постійній температурі.

При випробуваннях зразки поміщають в піч із заданою температурою та прикладають постійне навантаження. Вимірюють деформацію індикаторами.

При звичайній температурі та напруженнях вище межі пружності $\sigma > \sigma_{\text{пруж}}$ повзучість не спостерігається, а при температурі вище $0,6T_{\text{пл}}$, коли протікають процеси знеміцнення, та при напруженнях вище межі пружності $\sigma > \sigma_{\text{пруж}}$ – спостерігається повзучість.

Залежно від температури швидкість деформації при постійному навантаженні виражається кривою, яка складається з трьох ділянок (рис. 10.10).

Для вуглецевих сталей повзучість спостерігається при нагріванні вище 400 °C.

Межа повзучості – напруження $\sigma'_{\varepsilon/\tau}$, які за певний час τ при заданій температурі t викликають задане сумарне подовження ε . Наприклад, $\sigma_{1/100000}^{900} = 100$ МПа, де верхній індекс – температура випробування у °C, перший нижній індекс – задане сумарне подовження у відсотках, другий – задана тривалість випробування в годинах.

До сучасних жароміцних матеріалів можна віднести *перлітні, мартенситні та аустенітні жароміцні сталі, нікелеві та кобальтові жароміцні сплави, тугоплавкі метали*.

При температурах до 300 °C звичайні конструкційні сталі мають високу міцність, немає необхідності використовувати високолеговані сталі.

Для роботи в інтервалі температур 350...500 °C застосовують леговані сталі перлітного, феритного та мартенситного класів.

Перлітні жароміцні сталі. До цієї групи належать котельні сталі та сильхроми. Ці сталі застосовуються для виготовлення деталей котельних агрегатів, парових турбін, двигунів внутрішнього згоряння. Сталі містять відносно мало вуглецю. Легування сталей хромом, молібденом та ванадієм здійснюється для підвищення температури рекристалізації (марки 12Х1МФ, 20Х3МФ). Використовуються в загартованому стані та після високого відпуску. Іноді загартування замінюють нормалізацією. В результаті цього утворюються пластинчасті продукти перетворення аустеніту, які забезпечують більш високу жароміцність. Межа повзучості цих сталей повинна забезпечити залишкову деформацію в межах 1 % за час при 10000...100000 год роботи.

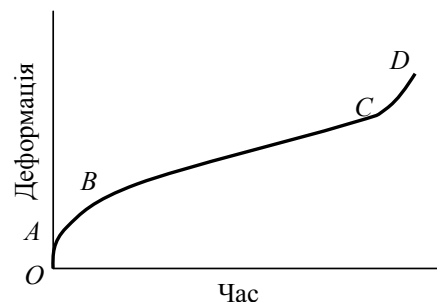


Рис. 10.10. Ділянки на кривій повзучості: OA – пружна деформація зразка в момент прикладання навантаження; AB – «нестала» ділянка, відповідна початковій швидкості повзучості; BC – ділянка сталої швидкості повзучості, коли подовження має постійну швидкість; CD – прискорення процесу повзучості та руйнування зразка

Перлітні сталі мають задовольню зварюваність, тому використовуються для зварних конструкцій (наприклад, труби пароперегрівачів).

Для деталей газових турбін застосовують складнолеговані сталі *мартенситного класу* марок 12Х2МФСР, 12Х2МФБ, 15Х12ВНМФ. Збільшення вмісту хрому підвищує жаростійкість сталей. Хром, вольфрам, молібден та ванадій підвищують температуру рекристалізації, при цьому утворюються карбіди, які підвищують міцність після термічної обробки. Термічна обробка складається з гарту від температур вище 1000 °С в олії або на повітрі та високого відпуску при температурах вищих за температуру експлуатації.

Для виготовлення жароміцних деталей, які не потребують зварювання (клапани двигунів внутрішнього згоряння), застосовуються сталі з вмістом хрому та силіцію – *сильхроми*: 40Х10С2М, 40Х9С2, Х6С.

Жароміцні властивості зростають зі збільшенням ступеня легування. Сильхроми піддаються загартуванню від температури близько 1000 °С та відпуску при температурі 720...780 °С.

При робочих температурах 500...700 °С застосовуються сталі *аустенітного класу*. З цих сталей виготовляють клапани двигунів, лопатки газових турбін, соплові апарати реактивних двигунів тощо.

Основними жароміцними аустенітними сталями є хромонікелеві сталі, які додатково леговані вольфрамом, молібденом, ванадієм та іншими елементами. Сталі містять 15...20 % хрому та 10...20 % нікелю. Мають жароміцність та жаростійкість, пластичні, добре зварюються, але у них ускладнена обробка різанням та тиском, крихкі в інтервалі температур, близьких до 600 °С, через виділення по границям різних фаз.

За структурою сталі поділяються на дві групи:

1. *Аустенітні сталі з гомогенною структурою* марок 17Х18Н9, 09Х14Н19В2БР1 та 12Х18Н12Т. Вміст вуглецю в цих сталях мінімальний. Для створення більшої однорідності аустеніту сталі гартують з температури 1050...1100 °С у воді, потім для стабілізації структури проводять відпуск при 750 °С.

2. *Аустенітні сталі з гетерогенною структурою* марок 37Х12Н8Г8МФБ та 10Х11Н20ТЗР.

Термічна обробка сталей включає загартування з температури 1050...1100 °С. Після гарту передбачається старіння при температурі, вищій за експлуатаційну (600...750 °С). В процесі витримки при цих температурах в дисперсному вигляді виділяються карбіди, карбонітриди, внаслідок чого міцність сталі підвищується.

Деталі, що працюють при температурах 700...900 °С, виготовляють зі сплавів на основі *нікелю та кобальту* (наприклад, турбіни реактивних двигунів).

Нікелеві сплави переважно застосовують в деформованому стані. Вони містять більше 55 % нікелю та мінімальну кількість вуглецю (0,06...0,12 %). За жароміцними властивостями перевершують кращі жароміцні сталі.

За структурою нікелеві сплави поділяють на *гомогенні (ніхром)* та *гетерогенні (німонік)*.

Ніхроми. Основою цих сплавів є нікель, а основним легуючим елементом – хром (ХН60Ю, ХН78Т).

Ніхроми не мають високої жароміцності, але вони дуже жаростійкі. Їх застосовують для малонавантажених деталей, що працюють в окисних середовищах, в тому числі для нагрівальних елементів.

Німоніки є четвертними сплавами у системі «нікель – хром» марок ХН77ТЮ, ХН70МВТЮБ та ХН55ВМТФКЮ, де хрому близько 20 %, титану близько 2 %, алюмінію близько 1 %. Використовуються німоніки тільки у термічному обробленому стані. Термічна обробка складається з гарту з температури 1050...1150 °С на повітрі та відпуску – при температурі 600...800 °С.

Збільшення жароміцності складнолегованих нікелевих сплавів досягається зміцненням твердого розчину шляхом введенням кобальту, молібдену та вольфраму.

Основними матеріалами, які можуть працювати при температурах вище 900 °С (до 2500 °С), є *сплави на основі тугоплавких металів* – вольфраму, молібдену, ніобію та інших.

Температури плавлення основних тугоплавких металів:

- вольфрам – 3400 °С;
- тантал – 3000 °С;
- молібден – 2640 °С;
- ніобій – 2415 °С;
- хром – 1900 °С.

Висока жароміцність таких металів обумовлена великими силами міжатомних зв'язків в кристалічній решітці та високими температурами рекристалізації.

Найбільш часто застосовують сплави на основі молібдену. В якості легуючих добавок у ці сплави вводять титан, цирконій та ніобій. З метою захисту від окислення проводять силіціювання, на поверхні сплавів утворюється шар MoSi_2 товщиною 0,03...0,04 мм. Деталі з таким шаром на поверхні можуть працювати до 30 год при температурі 1700 °С.

Вольфрам – найбільш тугоплавкий метал. Його використовують в якості легуючого елементу в сталях та сплавах різного призначення, в електротехніці та електроніці (нитки розжарення, нагрівачі в вакуумних приладах).

В якості легуючих елементів до вольфраму додають молібден, реній, тантал. Сплави вольфраму з ренієм зберігають пластичність до мінус 196 °С та мають межу міцності до 150 МПа при температурі 1800 °С.

Для сплавів на основі вольфраму характерною є низька жаростійкість: плівки оксидів, що утворюються, перевищують обсяг металу більш, ніж в три рази, тому вони розтріскуються та відшаровуються. З цих сплавів виготовляють вироби, що працюють у вакуумі.

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. За якими ознаками класифікуються сталі?
2. Проведіть класифікацію сталей за хімічним складом.
3. Проведіть класифікацію сталей за структурою.
4. Проведіть класифікацію сталей за якістю.
5. Проведіть класифікацію сталей за призначенням.
6. Проведіть класифікацію сталей за способом розкислення.
7. Проведіть класифікацію сталей за призначенням.
8. Як впливає вуглець на властивості сталей?
9. Які домішки існують в сталях?
10. Як впливають постійні домішки на властивості сталей?
11. Що таке «червоноламкість» в сталях?
12. Що відноситься до прихованих домішок в сталях, і як вони впливають на властивості сталі?
13. Що таке поняття «флокени» у структурі сталей, які умови їх утворення, та який вплив вони оказують на якість сплавів?
14. Що відноситься до спеціальних домішок в сталях?
15. Як в сталь потрапляють випадкові домішки?
16. Яким вимогам відповідають конструкційні сталі?

17. За якими показниками класифікуються вуглецеві сталі?
18. Наведіть маркування та властивості вуглецевих сталей звичайної якості.
19. Наведіть маркування та властивості якісних вуглецевих сталей.
20. Як отримують леговані сталі?
21. Що є метою легування?
22. Назвіть переваги легованих сталей.
23. Назвіть недоліки легованих сталей.
24. Перелічіть буквені позначення легуючі елементи у маркуванні легованих сталей.
25. Як розшифровується набір позначень літер та цифр у маркуванні легованих сталей?
26. Наведіть класифікацію легованих сталей за структурою.
27. Наведіть класифікацію легованих сталей за ступенем легування і числу легуючих елементів.
28. Наведіть класифікацію легованих сталей за складом.
29. Наведіть класифікацію легованих сталей за призначенням.
30. Як розподіляються легуючі елементи в сталях?
31. Як впливають різні легуючі елементи на властивості сталей?
32. Як легуючі елементи впливають на поліморфізм заліза?
33. Як впливають легуючі елементи на перетворення перліту в аустеніт у сталях?
34. Як впливають легуючі елементи на перетворення переохолодженого аустеніту у сталях?
35. Як впливають легуючі елементи на мартенситне перетворення у сталях?
36. Як впливають легуючі елементи на перетворення при відпуску сталей?
37. Які сталі відносяться до сталей, що цементуються?
38. Які сталі відносяться до сталей, що поліпшуються?
39. Які сталі відносяться до високоміцних?
40. Які сталі відносяться до пружинних?
41. Які сталі відносяться до кулькопідшипникових?
42. Що таке поріг холоднокрихкості?
43. Які сталі мають високий поріг холоднокрихкості?
44. Які сталі відносяться до зносостійких?
45. Які сталі відносяться до автоматних?
46. Які сталі відносяться до вуглецевих інструментальних?
47. Які сталі відносяться до легованих інструментальних?
48. Які сталі відносяться до швидкорізальних?
49. Які сталі відносяться до штампових?
50. Які сталі відносяться до корозійностійких?
51. Які сталі і відносяться до жаростійких та жароміцних?
52. Які сплави крім сталей відносяться до жароміцних?
53. Розшифруйте марки сталей: Ст2кп, ВСт3пс, Ст5Гсп, сталь 45, сталь А12, сталь 20К, сталь Р18, сталь ШХ15ГС, сталь Е330, сталь 35Х2ГСА, сталь ХВ5, сталь 9ХС.

11. ЧАВУНИ

Чавун відрізняється від сталі: за складом – більш високий вміст вуглецю та домішок; за технологічними властивостями – більш високі ливарні властивості, мала здатність до пластичної деформації, майже не використовується в зварних конструкціях.

Залежно від стану вуглецю в чавуні розрізняють:

- *білий чавун* – вуглець у зв'язаному стані у вигляді цементиту, в зламі має білий колір та металевий блиск;

- *сірий чавун* – весь вуглець або велика частина знаходиться у вільному стані у вигляді графіту, а у зв'язаному стані – не більш 0,8 %. Через велику кількість графіту його злам має сірий колір;

- *половинчастий чавун* – частина вуглецю знаходиться у вільному стані у формі графіту, але не менше 2 % вуглецю знаходиться в формі цементиту (мало використовується в техніці).

11.1. ДІАГРАМА СТАНУ «ЗАЛІЗО – ВУГЛЕЦЬ»

В результаті перетворень, що протікають в даній системі, вуглець може не тільки хімічно взаємодіяти із залізом, як в системі «залізо – цементит», а й виділятися в елементарному стані у формі графіту. Рідка фаза, аустеніт і ферит можуть перебувати в рівновазі з графітом.

Діаграму стану «залізо – вуглець» на рис. 11.1 показано штриховими лініями. Лінії діаграми знаходяться вище ліній діаграми «залізо – цементит». Температури евтектичного і евтектоїдного перетворень, відповідно, 1153 і 738 °С. Точки *C*, *E*, *S* – зміщені вліво, і знаходяться при концентрації вуглецю 4,24, 2,11 та 0,7 %, відповідно.

При високих температурах цементит розкладається з виділенням графіту, тому діаграма стану «залізо – цементит» є метастабільною, а діаграма «залізо – вуглець» – стабільною. Процес утворення графіту в сплавах заліза з вуглецем називається *графітизацією*.

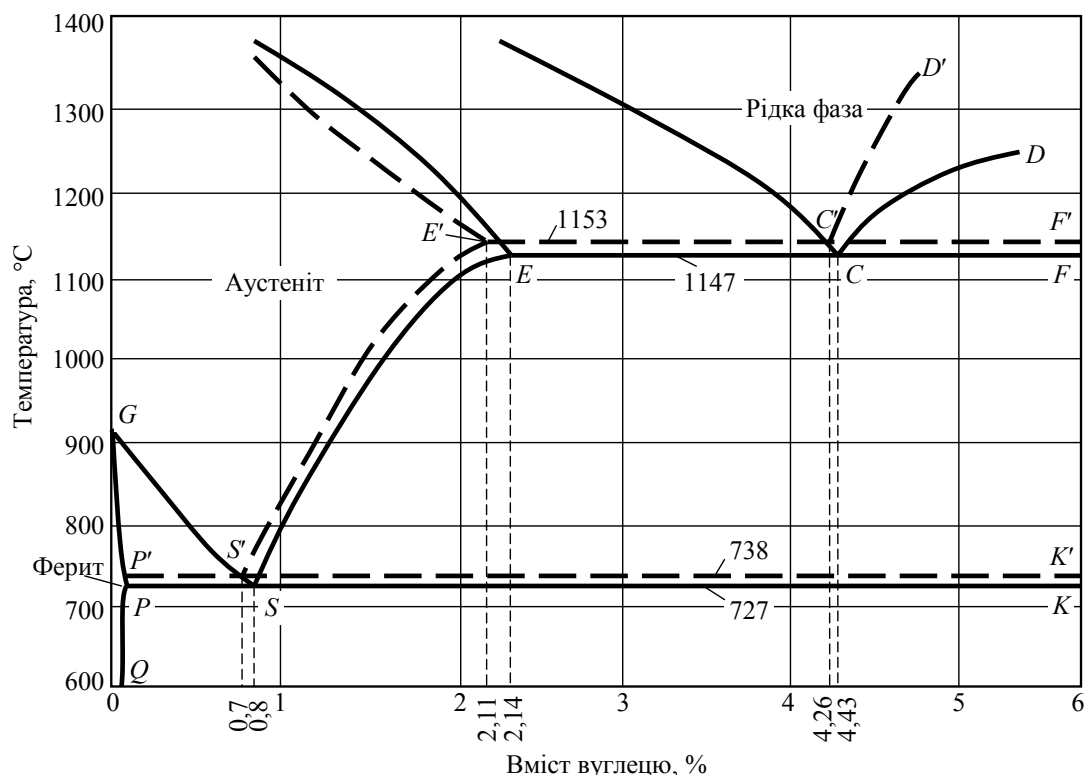


Рис. 11.1. Діаграма стану «залізо – вуглець»: суцільні лінії – система «залізо – цементит»; пунктирні – система «залізо – вуглець»

11.2. ПРОЦЕС ГРАФІТИЗАЦІЇ

Графіт – це поліморфна модифікація вуглецю. Оскільки графіт містить 100 % вуглецю, а цементит – тільки 6,67 %, то рідка фаза та аустеніт за складом ближчі до цементиту, ніж до графіту. Отже, утворення цементиту з рідкої фази та аустеніту має протікати легше, ніж графіту.

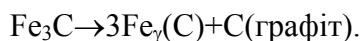
З іншого боку, при нагріванні цементит розкладається на залізо і вуглець. Отже, графіт є більш стабільною фазою, ніж цементит.

Можливі два шляхи утворення графіту в чавуні.

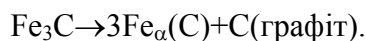
1. При сприятливих умовах (наявність в рідкій фазі готових центрів кристалізації графіту та дуже повільне охолодження) відбувається безпосереднє утворення графіту з рідкої фази.

2. При розкладанні цементиту, що утворився раніше.

При температурах, вищих за 738 °С цементит розкладається на суміш аустеніту та графіту за схемою:



При температурах, нижчих за 738 °С розкладання цементиту відбувається за схемою:



При малих швидкостях охолодження ступінь розкладу цементиту зростає.

Графітизацію з рідкої фази, а також від розпаду цементиту первинного та цементиту, що входить до складу евтектики, називають *первинною стадією графітизації*.

Виділення вторинного графіту з аустеніту називають *проміжною стадією графітизації*.

Утворення евтектоїдного графіту, а також графіту, що утворився в результаті розпаду цементиту, який входить до складу перліту, називають *вторинною стадією графітизації*.

Структура чавунів залежить від *ступеня графітизації* (рис. 11.2), тобто від того, скільки вуглецю знаходиться в зв'язаному стані.

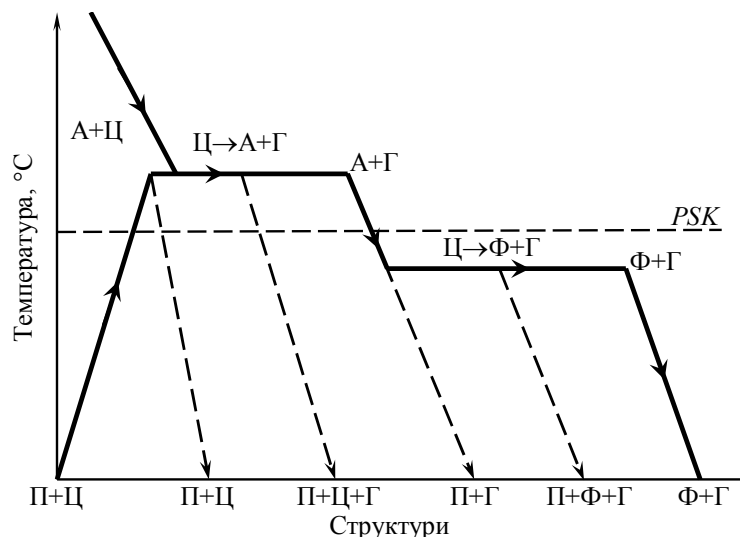


Рис. 11.2. Схема утворення структур чавунів при графітизації (А – аустеніт; Г – графіт; П – перліт; Ф – ферит; Ц – цементит)

Витримка при температурі більше 738 °C (лінія *PSK*, див. рис. 11.1 та 11.2, позначка «'» не враховується) призводить до графітизації надлишкового цементиту, що нерозчиняється. Якщо процес завершити повністю, то при високій температурі структура буде складатися з аустеніту та графіту, а після охолодження – з перліту та графіту.

При незавершеності процесу первинної графітизації, вище температури 738 °C структура складається з аустеніту, графіту та цементиту, а нижче цієї температури – з перліту, графіту і цементиту.

При переході через критичну точку перетворення аустеніту в перліт, та витримці при температурі нижче критичної призведе до розпаду цементиту, що входить до складу перліту (вторинна графітизація). Якщо процес завершений повністю, то структура складається з фериту та графіту, при незавершеності процесу – з перліту, фериту та графіту.

11.3. КЛАСИФІКАЦІЯ, БУДОВА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНІВ

11.3.1. КЛАСИФІКАЦІЯ ТА БУДОВА ЧАВУНІВ

З розгляду структур чавунів можна зробити висновок, що їх металева основа схожа на структуру евтектоїдної або доевтектоїдної сталі або технічного заліза. При цьому вона відрізняється від сталі тільки наявністю графітових включень, які визначають спеціальні властивості чавунів.

- Залежно від форми графіту та умов його утворення розрізняють такі групи чавунів:
- сірий – з пластинчастим графітом;
 - сірий – з вермікулястим графітом;
 - високоміцний – з кулястим графітом;
 - ковкий – з пластівчастим графітом.

На рис. 11.3 представлені мікроструктури чавунів і тривимірні мікрофотографії, отримані на електронному мікроскопі відповідних графітових включень.



Рис. 11.3. Мікроструктури чавунів та види графітових включень

Схематичні зображення мікроструктур чавуну в залежності від металевої основи і форми графітових включень представлені на рис. 11.4.

| Металева основа | Форма графітових включень та клас чавуну | | | |
|-----------------|--|----------------------|-----------------------|------------------------|
| | пластинчаста (сірий) | вермікуляста (сірий) | пластівчаста (ковкий) | куляста (високоміцний) |
| Ферит | | | | |
| Ферит + перліт | | | | |
| Перліт | | | | |

Рис. 11.4. Схематичні зображення мікроструктур чавуну в залежності від металевої основи та форми графітових включень

Найбільш широкого поширення набули чавуни з вмістом вуглецю 2,4...3,8 %. Чим вищий вміст вуглецю, тим більше утворюється графіту, і тим нижче його механічні

властивості, отже, кількість вуглецю не повинна перевищувати 3,8 %. Водночас, для забезпечення високих ливарних властивостей (хорошою рідкоплинністю) вуглецю має бути не менше 2,4 %.

11.3.2. ВПЛИВ СКЛАДУ ЧАВУНУ НА ПРОЦЕС ГРАФІТИЗАЦІЇ

Вуглець та кремній сприяють графітизації, марганець ускладнює графітизацію і сприяє відбілюванню чавуну. Сірка сприяє відбілюванню чавуну та погіршує ливарні властивості, її зміст обмежено – 0,08...0,12 %. Фосфор на процес графітизації не впливає, але покращує плинність, фосфор є в чавунах корисною домішкою, його зміст дорівнює – 0,3...0,8 %.

11.3.3. ВПЛИВ ГРАФІТУ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ВИЛИВКІВ

Графітові включення можна розглядати як відповідної форми порожнечі в структурі чавуну. Біля таких дефектів при навантаженні концентруються напруження, значення яких тим більше, чим гостріше дефект. Звідси випливає, що графітові включення пластинчастої форми в максимальній мірі сприяють руйнуванню металевої матриці. Більш сприятливою є пластівчаста форма, а оптимальною є куляста форма графіту. Пластичність також залежить від форми графітових включень. Відносно подовження для сірих чавунів становить 0,5 %, для ковких – до 10 %, для високоміцних – до 15 %.

Наявність графіту найбільш різко знижує опір при жорстких способах навантаження: удар та розрив. Опір стиску знижується мало.

Позитивні сторони наявності графіту в структурі чавунів:

– графіт покращує оброблюваність різанням, оскільки утворюється ламка стружка (рис. 11.5);

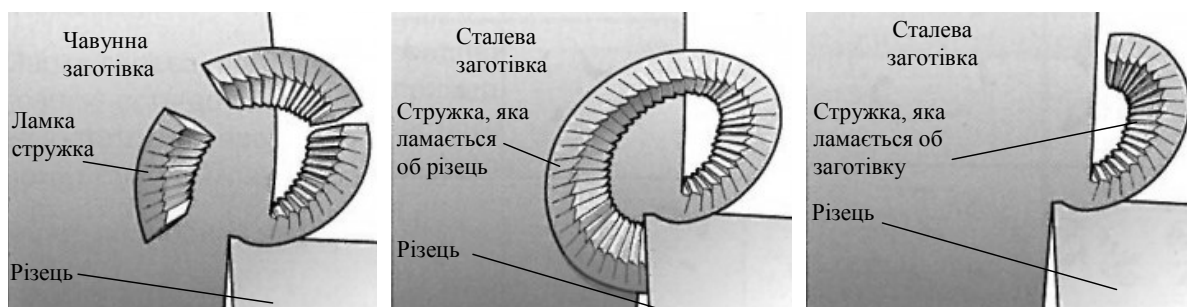


Рис. 11.5. Обробка залізовуглецевих сплавів різанням

– чавун має кращі антифрикційні властивості, в порівнянні зі сталлю, оскільки наявність графіту забезпечує додаткове мастило поверхонь тертя;

– через мікропорожнини, що заповнені графітом, чавун добре гасить вібрації та має підвищену циклічну в'язкість;

– деталі з чавуну не чутливі до зовнішніх концентраторів напружень (виточки, отвори, переходи в перетинах);

– чавун значно дешевший за сталь;

– виробництво виробів з чавуну литтям дешевше за виготовлення виробів із сталевих заготовок обробкою різанням, а також литтям та обробкою тиском з наступною механічною обробкою.

11.4. МАРКУВАННЯ ТА СТРУКТУРИ ЧАВУНІВ

11.4.1. СІРИЙ ЧАВУН З ПЛАСТИНЧАСТИМ ГРАФІТОМ

За ГОСТ 1412-85 марка сірого чавуну визначається показником тимчасового опору чавуну при розтягуванні. Умовне позначення марки включає букви «СЧ» (сірий чавун) і цифрове позначення величини мінімального тимчасового опору σ_b при розтягуванні в (табл. 11.1).

Таблиця 11.1

| Марки сірого чавуну | |
|---------------------|---|
| Марка чавуну | σ_b , МПа (кгс/мм ²), не менше |
| СЧ 10 | 100 (10) |
| СЧ 15 | 150 (15) |
| СЧ 18 | 180 (18) |
| СЧ 20 | 200 (20) |
| СЧ 21 | 210 (21) |
| СЧ 24 | 240 (24) |
| СЧ 25 | 250 (25) |
| СЧ 30 | 300 (30) |
| СЧ 35 | 350 (35) |

Структура сірого чавуну не впливає на пластичність, вона залишається надзвичайно низькою. Але впливає на твердість. Механічна міцність в основному визначається кількістю, формою і розмірами включень графіту. Дрібні, завихреної форми лусочки графіту менше знижують міцність. Така форма досягається шляхом модифікування. В якості модифікаторів застосовують алюміній, силікокальцій, феросиліцій.

Сірий чавун широко застосовується в машинобудуванні, тому що легко обробляється і має гарні технологічні властивості.

Сірі чавуни при малому опорі розтягуванню мають досить високий опір стисненню.

Сірі чавуни містять вуглецю – 3,2...3,5 %; кремнію – 1,9...2,5 %; марганцю – 0,5...0,8 %; фосфору – 0,1...0,3 %; сірки – менше 0,12 %.

Структура металевої основи сірого чавуну (рис. 11.6) залежить від кількості вуглецю та кремнію. Зі збільшенням вмісту вуглецю і кремнію збільшується ступінь графітизації та схильність до утворення феритної структури металевої основи. Це веде до знеміцнення чавуну без підвищення пластичності. Кращі властивості міцності та зносостійкості мають перлітні сірі чавуни.

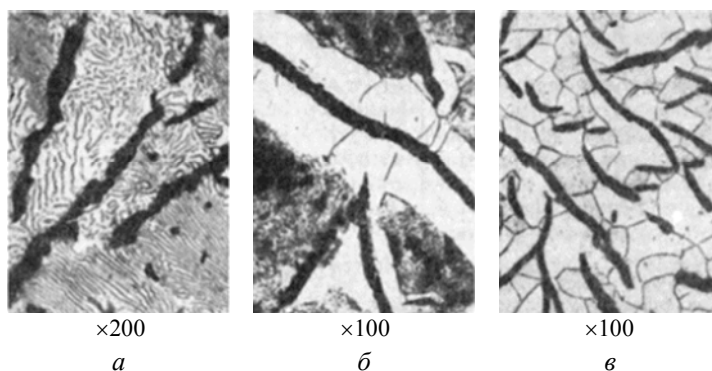


Рис. 11.6. Мікроструктура сірого чавуну:
а – перлітного; б – ферито-перлітного; в – феритного

Зважаючи на те, що виливки з сірого чавуну погано працюють при ударі і розтягуванні, слід використовувати цей матеріал для деталей, які зазнають стиск або згин. У верстатобудуванні це – базові, корпусні деталі, кронштейни, зубчасті колеса, напрямні; в автобудуванні – блоки циліндрів, поршневі кільця, розподільні вали, диски зчеплення. Виливки з сірого чавуну також використовуються в електромашинобудуванні, для виготовлення товарів побутового ужитку.

11.4.2. СІРИЙ ЧАВУН З ВЕРМІКУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

Перші публікації, присвячені технології отримання чавуну з вермікулястим графітом (ЧВГ), належать Хентону Моррогху, який позначив чітке розходження між вермікулястим, компактным та кулястим графітом. Прийнято вважати, що зародження та початкові стадії формування вермікулярного графіту близькі до подібних процесів, що відбуваються з кулястими включеннями графіту. Розбіжності виявляються на останніх етапах, коли зростання вермікулястого графіту відбувається через аустенітну оболонку, однак при збереженні контакту з рідкою фазою, тоді як при кристалізації графітного включення кулястої форми такого контакту немає. Перший патент на технологію одержання ЧВГ було отримано норвезькою фірмою «Elkem-Spigerverket» (патент Великобританії №1069.058) у 1966 р., а з 1968 р австрійська фірма «Steyr-Daimler-Puch AG» вперше в практиці ливарного виробництва освоїла технологію виготовлення литих деталей автомобілів та тракторів з феритного чавуну з вермікулястим графітом.

Чавун з вермікулястим графітом має низку специфічних властивостей в порівнянні з сірим. Вермікулястий графіт має форму взаємопов'язаних графітових пелюсток подібно пластинчастому графіту (див. рисунок 11.3, та рис. 11.7). Однак ці пелюстки відрізняються меншим ступенем нерівноосності, меншими розмірами і округлою формою крайок. В цілому, наявні дані свідчать про те, що за одними показниками чавун з вермікулястим графітом близький до сірого чавуну, а за іншими – до чавуну з кулястим графітом. Як показують дослідження, поєднання певної сукупності механічних та фізичних властивостей багато в чому залежить від способу отримання чавуну з вермікулястим графітом (технології виплавки, типу модифікаторів, способу їх введення в розплав тощо) та величини співвідношення вермікулястого і кулястого графіту в структурі. Специфічне поєднання фізико-механічних, технологічних та експлуатаційних властивостей досягається в ЧВГ тільки за умови, що вміст вермікулястого графіту в структурі становить не менше 80...90 % (решта – кулястий графіт). Водночас, оптимальну сукупність властивостей забезпечує вермікулястий графіт з 20...30 % кулястого.

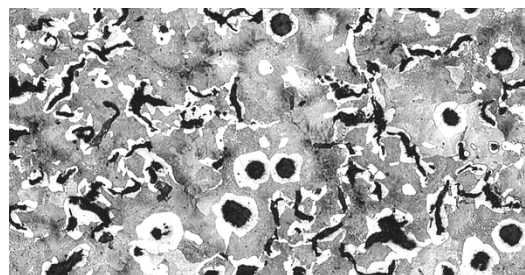


Рис. 11.7. Мікроструктура чавуну
з вермікулястим графітом

Технічні характеристики чавуну з вермікулястим графітом для виготовлення виливків, в Україні регламентується ГОСТ 28394-89 «Чавун з вермікулястим графітом для виливків. Марки».

Умовне позначення марки включає: літеру «Ч» – чавун; літери «ВГ» – вермікулястий графіт (форма графіту) і цифрове відображення мінімально допустимого значення тимчасового опору розриву при розтягуванні. Наприклад, ЧВГ 30 означає – чавун з вермікулястим графітом з межею міцності на розтяг не нижче – 30 кг/мм² (300 МПа).

Механічні властивості ЧВГ мають проміжні значення між чавуном з пластинчастим та чавуном з кулястим графітом при однаковій структурі матриці. У порівнянні з чавуном із кулястим графітом, властивості міцності чавуну з вермікулястим графітом в меншій мірі залежать від початкового хімічного складу і співвідношення «ферит – перліт» в металевій основі. У порівнянні з сірим чавуном, у чавуні з вермікулястим графітом з'являється менша чутливість до зміни вуглецевого еквівалента з точки зору зміни механічних властивостей.

Механічні властивості матеріалу виливків з чавуну з вермікулястим графітом в литому стані або після термічної обробки повинні задовольняти вимогам ГОСТ 28394-89, наведеним в табл. 11.2.

Таблиця 11.2

Механічні властивості чавуну з вермікулястим графітом

| Марка чавуну | Тимчасовий опір розриву при розтягуванні, МПа (кгс/мм ²) | Умовна межа плинності, МПа (кгс/мм ²) | Відносне подовження, % | Твердість за Брінеллем НВ |
|-----------------|--|---|------------------------------|---------------------------------|
| | Не менше | | | |
| ЧВГ 30 | 300 (30) | 240 (24) | 3,0 | 130...180 |
| ЧВГ 35 | 350 (35) | 260 (26) | 2,0 | 140...190 |
| ЧВГ 40 | 400 (40) | 320 (32) | 1,5 | 170...220 |
| ЧВГ 45 | 450 (45) | 380 (38) | 0,8 | 190...250 |

Вплив матриці ЧВГ на його механічні властивості представлено в табл. 11.3.

Таблиця 11.3

Вплив металевої матриці чавуну з вермікулястим графітом на його механічні властивості

| Вміст перліту у матриці | σ_{02} , МПа | σ_b , МПа | НВ | δ , % |
|-------------------------|---------------------|------------------|-----------|--------------|
| 15...50 % | 275...368 | 370...440 | 145...180 | 2...4,5 |
| 88...97 % | 397...412 | 537...560 | 226...229 | 3 |

Зі збільшенням товщини стінки виливка міцність ЧВГ знижується незалежно від величини вуглецевого еквіваленту, причому перлітні чавуни більш чутливі до товщини перетину, ніж феритні. Однак, в діапазоні середньої товщини стінок властивості ЧВГ слабо залежать від товщини стінок. За рівнем фізичних властивостей ЧВГ займає проміжне положення між чавуном з пластинчастим графітом та чавуном з кулястим графітом. Чавун з вермікулястим графітом має значно вищі показники тепло- та температуропровідності в широкому діапазоні температур в порівнянні із чавуном з кулястим графітом.

В цілому практика останніх десятиліть свідчить про перспективність використання в промисловості чавуну з вермікулястим графітом як конструкційного матеріалу. Так, в світовому автомобілебудуванні освоєна велика номенклатура литих деталей з ЧВГ невеликої маси (від 1 до 25 кг): мастилопроводи для тракторів, опорні деталі головки циліндрів для важких вантажівок, кріпильні деталі рам вантажівок, гальмівні важелі трактора, шківні сервоприводи вантажівок, монтажні кронштейни баластних вантажів трактора, бандажні кільця шестерень вантажівок, корпусу проміжних зубчастих передач, з'єднувальні вилки, гальмівні кронштейни, ланцюгові зірочки, різноманітні кришки і корпуси коробок передач, блокартери і картери, чашки диференціалу, ротори, гальмівні колодки, маточини ротору, коробки передач кермового управління тощо.

У зарубіжній практиці з ЧВГ відливають також корпуси турбонагнітачів (100...1000 кг), вихлопні труби локомотивних двигунів, махові колеса, складні товсто-стінні гідроциліндри деталі гідронасосів високого тиску, труби газозбирачів, ексцентрикові зубчасті колеса, герметичні та зносостійкі деталі для важкого машинобудування тощо.

У Німеччині чавун з вермікулястим графітом у великих масштабах використовується для виробництва головок циліндрів великих морських дизельних двигунів замість сірого чавуну (маса цих головок дорівнює 185...1000 кг). Це дозволяє збільшити вихідну потужність двигунів приблизно на 50 %. В Японії з ЧВГ відливають головки циліндрів для потужних високошвидкісних дизель-генераторів електростанцій.

Узагальнюючи можливі області використання ЧВГ, можна припустити, що, основними об'єктами застосування можуть стати традиційні виливки з чавуну із пластинчастим графітом, до якості та експлуатаційних властивостей яких пред'являють підвищені вимоги. Технологічні аспекти отримання і використання виливків з такого типу чавуну, мабуть, ще вимагають додаткових уточнень в кожному конкретному випадку.

11.4.3. ВИСОКОМІЦНИЙ ЧАВУН З КУЛЯСТИМ ГРАФІТОМ

За ГОСТ 7293-85 марка чавуну з кулястим графітом визначається його тимчасовим опором при розтягуванні та умовною межею текучості. Умовне позначення марки включає букви «ВЧ» (високоміцний чавун) та цифрове позначення мінімального значення тимчасового опору при розтягуванні.

Для виготовлення виливків передбачаються такі марки високоміцного чавуну: ВЧ 35; ВЧ 40; ВЧ 45; ВЧ 50; ВЧ 60; ВЧ 70; ВЧ 80; ВЧ 100.

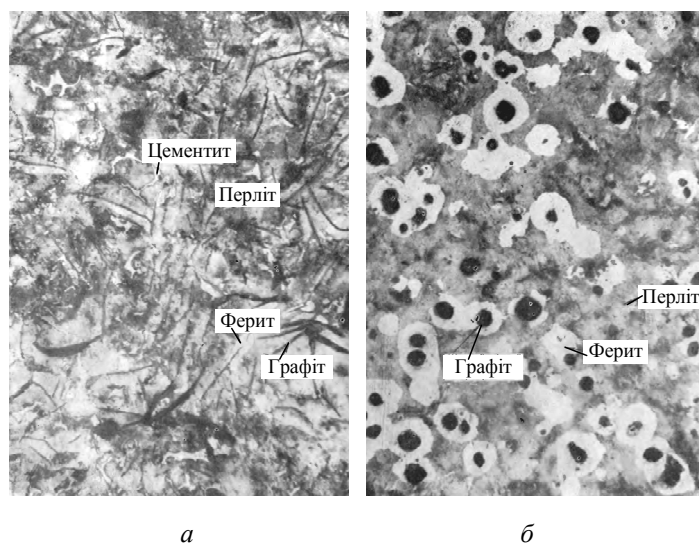
Механічні властивості чавуну в литому стані або після термічної обробки повинні відповідати вимогам, зазначеним в табл. 11.4.

Таблиця 11.4

Механічні властивості високоміцного чавуну

| Марка чавуну | Тимчасовий опір при розтягуванні $\sigma_{\text{в}}$, МПа (кгс/мм ²) | Умовна межа плинності $\sigma_{0,2}$, МПа (кгс/мм ²) | Відносне подовження, δ , %, не менше | Твердість за Брінеллем НВ |
|--------------|---|---|---|---------------------------|
| ВЧ 35 | 350 (35) | 220 (22) | 22 | 140...170 |
| ВЧ 40 | 400 (40) | 250 (25) | 15 | 140...202 |
| ВЧ 45 | 450 (45) | 310 (31) | 10 | 140...225 |
| ВЧ 50 | 500 (50) | 320 (32) | 7 | 153...245 |
| ВЧ 60 | 600 (60) | 370 (37) | 3 | 192...277 |
| ВЧ 70 | 700 (70) | 420 (42) | 2 | 228...302 |
| ВЧ 80 | 800 (80) | 480 (48) | 2 | 248...351 |
| ВЧ 100 | 1000 (100) | 700 (70) | 2 | 270...360 |

Високоміцні чавуни можуть мати феритну (ВЧ 35), ферито-перлітну (ВЧ 45) та перлітну (ВЧ 80) металеву основу. Отримують ці чавуни з сірих чавунів, в результаті модифікування магнієм (Mg, лат. Magnesium) або церієм (Ce, лат. Cerium). У порівнянні з сірими чавунами, механічні властивості підвищуються. Це викликано відсутністю нерівномірності в розподілі напружень через кулясту форму графіту. Структуру високоміцного чавуну представлено на рис. 11.8.

Рис. 11.8. Високоміцний чавун з кулястим графітом, $\times 200$:

a – мікроструктура до модифікування;

б – те саме, після модифікування лігатурою «магній – феросиліцій»

Чавуни з перлітною металевою основою мають високі показники міцності при меншому значенні пластичності. Співвідношення пластичності і міцності феритних чавунів – зворотне.

Високоміцні чавуни мають високу межу плинності, $\sigma_T=300\ldots400$ МПа, що вище за межею плинності сталевих виливків, а також при перлітній основі характерна досить висока ударна в'язкість та втомна міцність, $\sigma_{-1}=230\ldots250$ МПа.

Високоміцні чавуни містять: вуглецю – 3,2...3,8 %, кремнію – 1,9...2,6 %, марганцю – 0,6...0,8 %, фосфору – до 0,12 %, сірки – до 0,3 %.

Ці чавуни мають високу рідкоплинність, лінійну усадку – близько 1 %. Ливарні напруги в виливках трохи вищі, ніж для сірого чавуну. Через високий модуль пружності добре обробляються різанням. Мають задовільну зварюваність.

З високоміцного чавуну виготовляють тонкостінні виливки (поршневі кільця), шаблони кувальних молотів, станини та рами пресів і прокатних станів, виливниці, різцетримачі, планшайби.

Виливки колінчастих валів масою до 2...3 т, замість кованих валів зі сталі, мають більш високу циклічну в'язкість, малочутливі до зовнішніх концентраторів напруги, мають кращі антифрикційні властивості та значно дешевші.

11.4.4. КОВКИЙ ЧАВУН

Ковкі чавуни маркуються індексом «КЧ» (ковкий чавун) та двома числами, перше з яких показує значення межі міцності, а друге – відносне подовження. В марці також присутній буква «П» або «Ф», що вказує на клас металевої основи, тобто виливок з ковкого чавуну перлітного або феритного класу (КЧ60-3-П, КЧ30-6-Ф).

Ковкий чавун отримують відпалом білого доєвтектичного чавуну.

Виливки виготовляють з ковкого чавуну наступних марок (міждержавний стандарт ГОСТ 1215-79, 2002 р.):

– *феритного класу* – КЧ30-6, КЧ33-8, КЧ35-10, КЧ37-12 – мають феритну або феритно-перлітну мікроструктуру металевої основи;

– *перлітного класу* – КЧ45-7, КЧ50-5, КЧ55-4, КЧ60-3, КЧ65-3, КЧ70-2; КЧ80-1,5 – в основному мають перлітну мікроструктуру металевої основи.

Механічні властивості чавуну феритного та перлітного класів повинні відповідати вимогам, зазначеним в табл. 11.5.

Таблиця 11.5

Механічні властивості ковкого чавуну

| Марка ковкого чавуну | Тимчасовий опір розриву, МПа (кгс/мм ²), не менше | Відносне подовження, %, не менше | Твердість за Брінеллем НВ |
|----------------------|---|----------------------------------|---------------------------|
| КЧ 30-6-Ф | 294 (30) | 6 | 100...163 |
| КЧ 33-8-Ф | 323 (33) | 8 | 100...163 |
| КЧ 35-10-Ф | 333 (35) | 10 | 100...163 |
| КЧ 37-12-Ф | 362 (37) | 12 | 110...163 |
| КЧ 45-7-П | 441 (45) | 7 | 150...207 |
| КЧ 50-5-П | 490 (50) | 5 | 170...230 |
| КЧ 55-4-П | 539 (55) | 4 | 192...241 |
| КЧ 60-3-П | 588 (60) | 3 | 200...269 |
| КЧ 65-3-П | 637 (65) | 3 | 212...269 |
| КЧ 70-2-П | 686 (70) | 2 | 241...285 |
| КЧ 80-1,5-П | 784 (80) | 1,5 | 270...320 |

Гарні технологічні властивості у виливків забезпечуються, якщо в процесі кристалізації і охолодження виливків у формі не відбувається процес графітизації. Щоб запобігти графітизації, чавуни повинні мати знижений вміст вуглецю і кремнію.

Ковкі чавуни містять: вуглецю – 2,4...3,0 %, кремнію – 0,8...1,4 %, марганцю – 0,3...1,0 %, фосфору – до 0,2 %, сірки – до 0,1%.

Формування остаточної структури та властивостей виливків відбувається в процесі відпалу, схему якого представлено на рис. 11.9.

Відпал є тривалою (70...80 год) і високо-вартісною операцією. Останнім часом, в результаті удосконалень, тривалість скоротилася до 40 год.

Мікроструктура білого чавуну, з якого шляхом відпалу виходить ковкий чавун, складається з перліту і окремих виділень ледебуриту та структурно вільного цементиту (рис. 11.10, а).

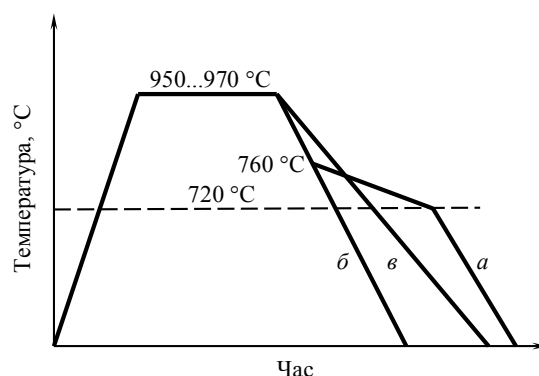


Рис. 11.9. Режими відпалу для отримання феритного (а), перлітного (б) та ферито-перлітного ковкого чавуну

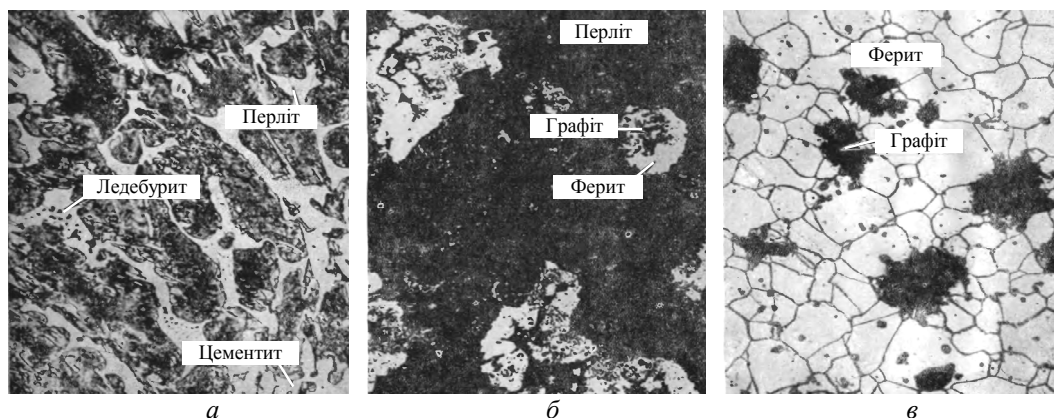


Рис. 11.10. Ковкий чавун, $\times 250$: а – перед відпалом (білий доевтекційний чавун); б – після відпалу (після першої стадії графітизації); в – після відпалу (після другої стадії графітизації)

Перша стадія графітизації: виливки витримуються в печі при температурі 950...970 °C протягом 15...20 год. Відбувається розкладання цементиту: $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe}(\text{C}) + \text{C}$. Такий відпал дає структуру (рис. 11.10, б), що складається з пластівчастого графіту, оточеного феритом, та перліту.

Друга стадія графітизації: при повільному охолодженні в інтервалі 760...720 °C. При цьому відбувається розкладання цементиту, що входить до складу перліту. Структура після відпалу складається з зерен фериту і пластівчастого графіту (рис. 11.10, в). Така структура відрізняється гарною пластичністю, високим подовженням та в'язкістю.

За механічним та технологічними властивостями ковкий чавун займає проміжне положення між сірим чавуном і сталлю. Недоліком ковкого чавуну в порівнянні з високоміцним є обмеження товщини стінок для відливання та необхідність відпалу.

Виливки з ковкого чавуну застосовують для деталей, які працюють при ударних і вібраційних навантаженнях.

З феритних чавунів виготовляють картери редукторів, маточини, гаки, скоби, хомути, муфти, фланці.

З перлітних чавунів, які характеризуються високою міцністю, достатньою пластичністю, виготовляють вилки карданних валів, ланки і ролики ланцюгів конвеєра, гальмівні колодки.

11.4.5. ВИБІЛЕНІ ТА ІНШІ ЧАВУНИ

Вибілені виливки – виливки, поверхня яких складається з білого чавуну, а всередині – сірий або високоміцний чавун.

У складі чавуну 2,8...3,6 % вуглецю, та знижений вміст кремнію – 0,5...0,8 %.

Мають високу поверхневу твердість (950...1000 НВ) та дуже високу зносостійкість. Використовуються для виготовлення прокатних валів, вагонних коліс з вибіленим ободом, куль для кульових млинів.

Леговані чавуни (ГОСТ 7769-82). Для отримання певних властивостей чавуни легують різними елементами. Леговані чавуни поділяються на види і марки за переважанням легування та за призначенням (табл. 11.6). У позначенні марок легованих чавунів літери означають: Ч – чавун; легуючі елементи: Х – хром, С – кремній, Г – марганець, Н – нікель, Д – мідь, М – молібден, Т – титан, П – фосфор, Ю – алюміній; буква Ш вказує, що графіт в чавуні має кулясту форму. Цифри, що стоять після букви, означають приблизну масову частку основних легуючих елементів.

Таблиця 11.6

Марки легованого чавуну для виливків

| Види чавунів | | Марка | Властивості виливків |
|--------------|----------------|----------------------------------|---|
| Хромисті | Низьколеговані | ЧХ1, ЧХ2 | Жаростійкі |
| | | ЧХ3 | Жаростійкі, зносостійкі |
| | | ЧХ3Т | Зносостійкі |
| | Високолеговані | ЧХ9Н5 | Зносостійкі |
| | | ЧХ16 | Зносостійкі, жаростійкі |
| | | ЧХ16М2, ЧХ22 | Зносостійкі |
| | | ЧХ22С, ЧХ28 | Корозійностійкі та жаростійкі |
| | | ЧХ28П | Стійкі в цинковому розплаві |
| | | ЧХ28Д2 | Зносостійкі та корозійностійкі |
| | | ЧХ32 | Жаростійкі та зносостійкі |
| Крем'янисті | Низьколеговані | ЧС5, ЧС5Ш | Жаростійкі |
| | Високолеговані | ЧС13, ЧС15, ЧС17, ЧС15М4, ЧС17М3 | Корозійностійкі в рідкому середовищі |
| Алюмінієві | Низьколеговані | ЧЮХШ | Жаростійкі |
| | Високолеговані | ЧЮ6С5, ЧЮ7Х2 | Жаростійкі та зносостійкі |
| | | ЧЮ22Ш, ЧЮ30 | Жаростійкі та зносостійкі при високій температурі |
| Марганцеві | Високолеговані | ЧГ6С3Ш, ЧГ7Х4 | Зносостійкі |
| | | ЧГ8Д3 | Маломагнітні, зносостійкі |
| Нікелеві | Низьколеговані | ЧНХТ, ЧНХМД, ЧНМШ | Корозійностійкі в газових середовищах двигунів внутрішнього згорання |
| | | ЧНДХМШ | Корозійностійкі в газових середовищах двигунів внутрішнього згорання, підвищеної міцності |
| | | ЧН2Х, ЧН4Х2 | Зносостійкі |
| | | ЧН3ХМДШ | Зносостійкі, підвищеної міцності |
| | Високолеговані | ЧН4Х2 | Зносостійкі |
| | | ЧН11Г7Ш, ЧН15Д3Ш | Жароміцні та маломагнітні |
| | | ЧН15Д7 | Зносостійкі в двигунах та маломагнітні |
| | | ЧН19Х3Ш | Жароміцні і маломагнітні |
| | | ЧН20Д2Ш | Жароміцні, холодостійкі, маломагнітні |

Зносостійкі леговані чавуни. Для виготовлення деталей, що працюють в умовах абразивного зносу, використовуються білі чавуни, леговані хромом, хромом та марганцем, хромом і нікелем тощо. Виливки з такого чавуну відрізняються високою твердістю і зносостійкістю.

Жаростійкі та зносостійкі леговані чавуни. Для деталей, що працюють в умовах зносу при високих температурах, використовують високохромисті та хромонікелеві чавуни. Жаростійкість досягається легуванням чавунів кремнієм (5...6 %) і алюмінієм (1...2 %). Корозійна стійкість збільшується при легуванні хромом, нікелем, кремнієм.

Існують такі марки жаростійкого чавуну: ЧХ1, ЧХ2, ЧХ3, ЧХ16, ЧХ28, ЧХ32, ЧХ22С, ЧС5, ЧС5Ш, ЧЮХШ, ЧЮ7Х2, ЧЮ6С5, ЧЮ22Ш, ЧЮ30, де літера «Ш» – куляста форма графіту; літери «Х», «С», «Ю» – позначення легуючих елементів хрому, кремнію та алюмінію, відповідно; цифри, що стоять після букв, вказують приблизний зміст елемента в цілих одиницях (відсутність цифри означає, що вміст елемента – до 1%).

Твердість жаростійкого чавуну – від НВ 140 (ЧС5) до НВ 536 (ЧС30). При температурі експлуатації виливки з жаростійкого чавуну мають опір до окалиноутворення (не більше 0,5 г/(м²·год)) збільшення маси і зростання (не більше 0,2 %).

Антифрикційний чавун – це чавун для виливків, які застосовуються у вузлах тертя з мастилом (коефіцієнт тертя антифрикційного чавуну складає 0,001...0,1 (при відсутності змащення – 0,12...0,8)). Антифрикційним чавуном може бути будь-який сірий, ковкий або модифікований чавун, який має перлітну або перлітно-феритну структуру, якщо кількість перліту не менше 85 %. Крім того, існують також і спеціальні антифрикційні чавуни, які легуються такими елементами: Cr, Ni, Ti, Cu, Sb, Pb, Al, Mn, Mg, наприклад сурм'янисті (леговані сурмою – Sb, лат. Stibium).

Існують такі марки антифрикційного чавуну: АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3, АЧС-4, АЧС-5, АЧС-6, АЧВ-1, АЧВ-2, АЧК-1, АЧК-2, де літери «АЧ» означають – антифрикційний чавун; літери «С», «В» та «К» – сірий, високоміцний та ковкий чавун, відповідно. Твердість антифрикційного чавуну в залежності від марки становить від НВ 100...120 до НВ 180...290.

Деталі, виготовлені з антифрикційного чавуну, працюють у вузлах тертя без заїдань і значного зносу, наприклад, у підшипниках для валів, напрямних для плазунів, в черв'ячних та інших передачах. Структура антифрикційного чавуну являє собою основну тверду масу із включеннями м'яких частинок (або навпаки). Гарна структура такого чавуну містить більше 85 % дрібнопластинчастого перліту з включеннями дрібного пластинчастого або кулястого графіту.

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. Назвіть основні відмінності чавуну від сталі.
2. Як класифікується чавун за станом вуглецю?
3. У чому полягає відмінність діаграми стану системи «залізо – вуглець» від діаграми стану системи «залізо – цементит»?
4. Що відбувається з цементитом при високих температурах?
5. Що таке процес графітизації?
6. Які шляхи утворення вільного графіту в чавуні існують?
7. Опишіть стадії графітизації.
8. Як впливає ступінь графітизації на структуру чавунів?
9. Який вигляд має металева основа чавунів?

10. У чому полягає відмінність структури чавуну від структури сталі?
11. Проведіть класифікацію чавунів за формою графіту і умовами його утворення.
12. Опишіть форму графітових включень в чавунах та їх вплив на властивості чавунів.
13. Який вплив на процес графітизації має склад чавуну?
14. Як впливає вміст графіту на механічні властивості чавунів?
15. Перерахуйте позитивні властивості чавунів, які обумовлені наявністю вільного графіту.
16. Наведіть приклади марок сірого чавуну і їх розшифрування.
17. Який хімічний склад сірих чавунів?
18. Які елементи в основному впливають на формування структури сірих чавунів?
19. У якого чавуну механічні властивості вищі: у феритного або перлітного?
20. Опишіть механічні властивості сірих чавунів.
21. Як розміри графітових включень впливають на механічні властивості сірих чавунів?
22. Яким чином можна досягти зменшення розмірів графітових включень в структурі сірих чавунів?
23. Для виготовлення яких виробів застосовується сірий чавун?
24. Яка структура чавуну з вермікулястим графітом?
25. Наведіть приклади марок чавуну з вермікулястим графітом.
26. Як форма графіту впливає на механічні властивості чавунів з вермікулястим графітом.
27. Які специфічні властивості чавуну з вермікулястим графітом?
28. Які умови отримання вермікулястого графіту в структурі чавуну?
29. Як впливає кількість перліту в структурі на механічні властивості чавуну з вермікулястим графітом?
30. Для виготовлення яких виробів застосовується чавун з вермікулястим графітом?
31. Наведіть приклади марок високоміцного чавуну і їх розшифрування.
32. Як змінюються механічні властивості високоміцного чавуну в залежності від марки?
33. Яка металева основа притаманна високоміцним чавунам?
34. Які умови отримання кулястого графіту в структурі високоміцного чавуну?
35. Який хімічний склад високоміцних чавунів?
36. Якими є ливарні властивості високоміцних чавунів?
37. Для виготовлення яких виробів застосовується високоміцний чавун?
38. Наведіть приклади марок ковкого чавуну і їх розшифрування.
39. На які класи за металевою основою поділяють ковкий чавун?
40. Яким є хімічний склад ковких чавунів?
41. Як впливає процес графітизації на властивості виливків з ковкого чавуну в процесах кристалізації та охолодження?
42. З якого чавуну з подальшою термічною обробкою отримують ковкий чавун?
43. Який технологічний процес остаточно формує структуру й властивості виливків з ковкого чавуну?
44. Опишіть режими відпалу для отримання ковкого чавуну різних класів за металевою основою.
45. Опишіть стадії графітизації при відпалі білого чавуну.
46. Які механічні властивості має ковкий чавун?
47. Для виготовлення яких виробів застосовується ковкий чавун?
48. Опишіть властивості вибіленого виливку?
49. Якими елементами легують чавуни для підвищення зносостійкості?
50. Якими елементами легують чавуни для підвищення жаростійкості?
51. Який чавун є антифрикційним?
52. Розшифруйте марки чавунів: СЧ25, ЧВГ40, ВЧ80, КЧ60-3-Ф, КЧ80-1,5-П, АЧС-1, АЧВ-1, АЧК-1, ЧХ2, ЧХ28П, ЧС5Ш, ЧЮХШ, ЧГ6С3Ш, ЧНХТ, ЧН19Х3Ш.

12. КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ

Кольорові метали є найбільш вартісними і дефіцитними в порівнянні з чорними металами, проте область їх застосування в техніці безперервно розширюється. Це сплави на основі титану, алюмінію, магнію, міді.

Перехід промисловості на сплави з легких металів значно розширює сировинну базу. Титан, алюміній, магній можна отримувати з бідних та складних за складом руд, відходів виробництва.

12.1. ТИТАН ТА ЙОГО СПЛАВИ

12.1.1. ТИТАН

Титан (Ti) – сріблясто-білий легкий метал зі щільністю $4,5 \text{ г/см}^3$. Температура плавлення титану залежить від ступеня чистоти та знаходиться в інтервалі температур $1660...1680^\circ\text{C}$.

Чистий йодидний титан, в якому сума домішок становить $0,05...0,1\%$, має модуль пружності 112000 МПа , межа міцності близько 300 МПа , відносне подовження 65% . Йодитний метод (метод ван Аркеля – де Бура) – це спосіб отримання металів високої чистоти. Метод розроблено в 1925 році Антоном Едуардом ван Аркелем та Яном Хендріком де Буром (Нідерланди). Метод ґрунтується на здатності металів утворювати леткі сполуки з йодом, розкладаючи які, вдається отримати вільний від домішок матеріал (титан, цирконій, гафній, торій, хром, реній, а також неметали – бор, кремній).



Антон Едуард ван Аркель



Ян Хендрік де Бур

Чорновий метал з добавкою певної кількості йоду поміщають в герметичну камеру. Зону камери, де знаходиться ця суміш, розігрівають до температури 400...600 °С (залежить від металу, що очищується), при цій температурі утворюється йодид металу, який при такій температурі знаходиться в газоподібному стані. Потім пари йодиду металу потрапляють в зону камери, яка нагріта до 1300...1700 °С (температура розкладання йодиду). У ній відбувається розкладання йодиду з виділенням чистого металу на стінках камери. Йод, що залишився після розкладання, потрапляє назад в зону низької температури, де взаємодіє з новою порцією металу, таким чином цикл повторюється, поки в зоні низької температури не залишаються лише домішки, які не взаємодіють з йодом.

Висока температура, яка необхідна для розкладання йодиду, може створюватися пропусканням електричного струму через закріплену в камері вольфрамову нитку (рис. 12.1, а). В такому випадку метал осідає не на стінках камери, а на дроті, утворюючи своєрідні кристалічні «злитки» (рис. 12.1, б).

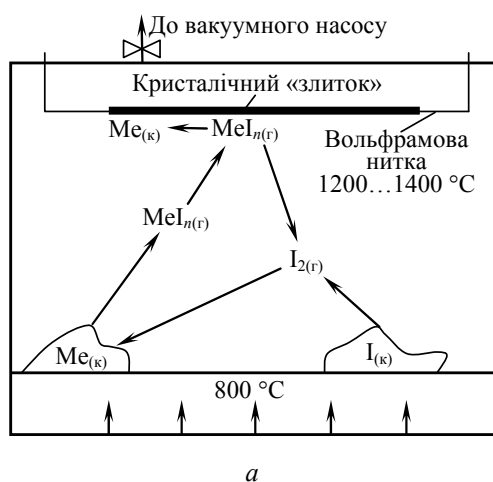


Рис. 12.1. Схема апарату для отримання металу йодидним методом (а) та «злиток» одержуваного кристалічного титану (б): $Me(к)$ – чорновий метал; $I(к)$ – кристалічний йод; $I_{2(r)}$ – газоподібний йод; $MeI_{n(r)}$ – газоподібний йодид металу

Наявність домішок сильно впливає на властивості титану. Для технічного титану марки ВТ1, з сумарним вмістом домішок 0,8 %, межа міцності становить 650 МПа, а відносне подовження – 20 %.

При температурі 882 °С титан зазнає поліморфних перетворень, α -титан з гексагональною кристалічною решіткою переходить в β -титан з об'ємноцентрованою кубічною кристалічною решіткою. Наявність поліморфізму у титані створює передумови для поліпшення властивостей титанових сплавів за допомогою термічної обробки.

Титан має низьку теплопровідність. При нормальній температурі має високу корозійну стійкість в атмосфері, у воді, в органічних та неорганічних кислотах (не стійкий в плавиковій та міцних сірчаній та азотній кислотах), завдяки тому, що на повітрі швидко покривається захисною плівкою щільних оксидів. При нагріванні до температури вище 500 °С стає дуже активним елементом. Він або розчиняє майже усі дотичні з ним речовини, або утворює з ними хімічні сполуки.

12.1.2. ТИТАНОВІ СПЛАВИ

Титанові сплави – сплави на основі титану з добавками алюмінію, олова, марганцю, молібдену, заліза, хрому, ванадію, кобальту, міді, вольфраму та інших елементів. Відрізняються високою механічною міцністю, жароміцністю, значною корозійною стійкістю в агресивних середовищах, багато які з них – доброю зварністю.

Титанові сплави мають низьку переваг в порівнянні з іншими:

– поєднання високої міцності ($\sigma_B=800\ldots1000$ МПа) з високою пластичністю ($\delta=12\ldots25$ %);

– мала щільність, що забезпечує високу питому міцність;

– гарна жароміцність, до $600\ldots700$ °С;

– висока корозійна стійкість в агресивних середовищах.

Однорідні титанові сплави, які не піддаються старінню, використовують в криогенних установках до температур кипіння гелію (при нормальному тиску 4,2 К).

В результаті легування титанових сплавів можна отримати потрібний комплекс властивостей. Найкраще підвищують міцність (з одночасним зниженням пластичності) титанових сплавів Fe, Mn, Cr і Mo. В якості мікродобавок застосовуються Pd (до 0,2 %) – для підвищення корозійної стійкості та В (до 0,01 %) – для подрібнення зерна. Легуючі елементи, які входять до складу промислових титанових сплавів, утворюють з титаном тверді розчини заміщення або інтерметаліди типу Ti_xMe_y та змінюють температуру алотропного перетворення $\alpha \leftrightarrow \beta$. Вплив легуючих елементів на поліморфізм титану показано на рис. 12.2.

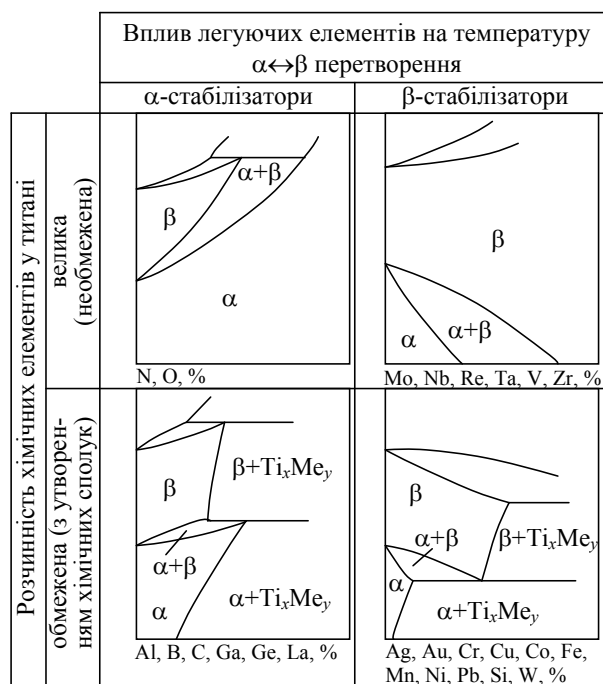


Рис. 12.2. Вплив легуючих елементів на поліморфізм титану

Елементи, що підвищують температуру перетворення, сприяють стабілізації α -твердого розчину, і називаються α -стабілізаторами, це – алюміній, кисень, азот, вуглець.

Елементи, що знижують температуру перетворення, сприяють стабілізації β -твердого розчину, і називаються β -стабілізаторами, це – молібден, ванадій, хром, залізо.

Крім α - і β -стабілізаторів розрізняють нейтральні елементи, які підвищують міцність: олово, цирконій, гафній.

Відповідно до впливу легуючих елементів, титанові сплави при нормальній температурі можуть мати структуру α або $\alpha+\beta$.

Часто титанові сплави легують алюмінієм, він збільшує міцність та жароміцність, зменшує шкідливий вплив водню, збільшує термічну стабільність.

Сплави на основі титану піддаються всім видам термічній обробки, хіміко-термічній та термомеханічній обробці. Зміцнення титанових сплавів досягається легуванням, наклепом, термічною обробкою. Для підвищення зносостійкості титанових сплавів їх цементують або азотують. Мікроструктура титанових сплавів після термічної обробки наведено на рис. 12.3.

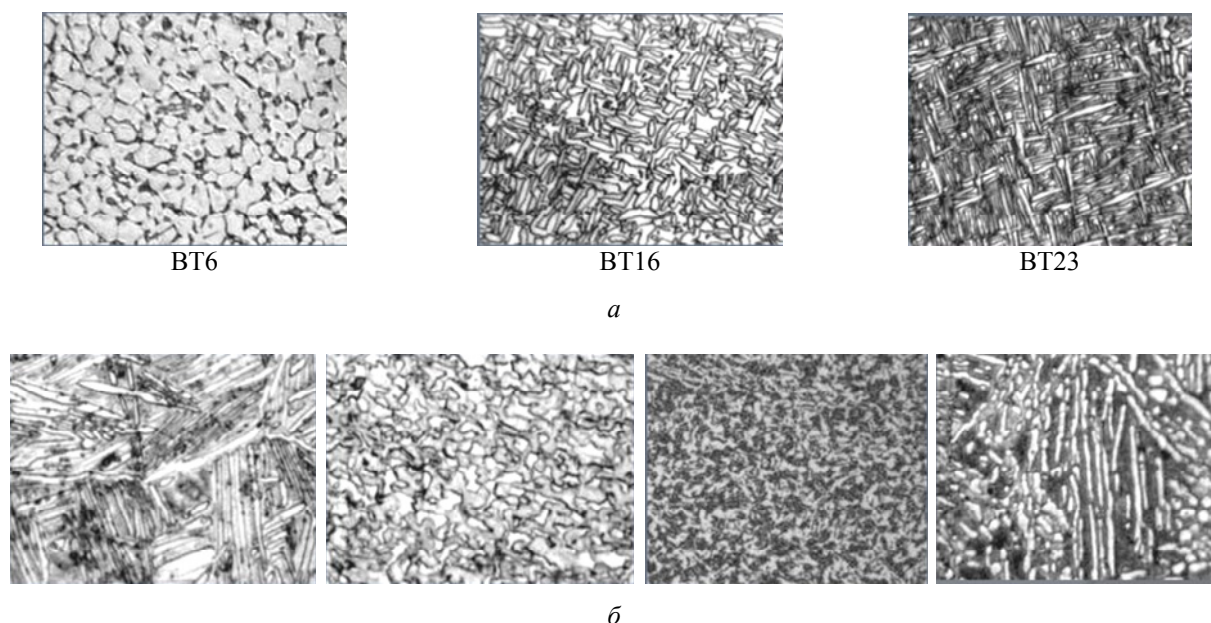


Рис. 12.3. Мікроструктура промислових $\alpha+\beta$ титанових сплавів після відпалу (а) та різноманітних режимів термообробки (б)

Маркуються титанові сплави літерами «ВТ» або «ОТ» і числом (порядковий номер), наприклад ВТ5, ВТ15, ВТ20, ОТ4-0 тощо.

Сучасні титанові сплави класифікуються за механічними характеристиками, за фізико-хімічними властивостями, за технологічною ознакою та за рівноважною структурою.

За *механічними характеристиками* титанові сплави поділяють на:

- маломіцні сплави (високопластичні);
- сплави середньої міцності;
- високоміцні сплави.

За *фізико-хімічними властивостями* на:

- жароміцні сплави;
- корозієстійкі сплави.

За технологічною ознакою титанові сплави поділяють на:

- деформівні сплави;
- ливарні сплави;
- порошкові сплави.

За *рівноважною структурою* (після відпалювання) титанові сплави поділяють на три основні групи:

- α -сплави;
- $(\alpha+\beta)$ -сплави (двофазні);
- β -сплави.

Сплави першої групи за *рівноважною структурою* (α -сплави) малопластичні, а третьої групи (β -сплави) найпластичніші, але мають меншу міцність. Найкращий комплекс механічних та технологічних властивостей мають двофазні $(\alpha+\beta)$ -сплави. Вони є міцнішими, ніж однофазні, добре куються і штампуються, піддаються термічній обробці. Тому, як конструкційний матеріал, переважно застосовуються двофазні $(\alpha+\beta)$ -сплави.

До титанових сплавів, що деформуються, відносяться: α -титанові сплави; псевдо- α -сплави; β -сплави; псевдо- β -сплави.

α -титанові сплави (BT1-00, BT1-1, BT5, BT5-1) не зміцнюються термічною обробкою. Їх зміцнення досягається легуванням твердого розчину та пластичним деформуванням. До цієї групи, наприклад, належить сплав BT5-1, який має добру зварність, жароміцність, кислотостійкість, пластичність при низьких температурах, термічну стабільність за температур до 450 °С. До складу цього сплаву входять 5 % алюмінію та 2,5 % олова. Олово додають у сплав для поліпшення його технологічних і механічних властивостей. Механічні властивості даного сплаву: $\sigma_b=800\ldots1000$ МПа, $\delta=10\ldots15$ %. Зі сплав BT5-1 виготовляють листи, поковки, труби, дрот, профілі.

Псевдо- α -титанові сплави (OT4-0, OT4-1, OT4-2, BT18, BT20) можуть загартовуватись з утворенням титанового мартенситу, як твердого розчину легувальних елементів в α -титані. Мартенсит у псевдо- α -сплавах має невеликий ступінь пересичення. Зміцнення сплаву при цьому є незначним.

$(\alpha+\beta)$ -титанові сплави (мартенситного класу: BT6, BT3-1, BT8, BT9, BT14, BT16, BT23, BT 33, перехідного класу: BT22, BT30) зміцнюються термічною обробкою, яка складається із гартування та старіння. Їх зварюваність гірша, ніж у α -сплавів. Типовим представником цієї групи є сплав BT6, який характеризується оптимальним поєднанням технологічних та механічних властивостей. Хімічний склад сплаву BT6: Al – 6 %, V – 4 %, Ti – решта; механічні властивості: $\sigma_b=1100\ldots1250$ МПа, $\delta=6$ %.

До двофазних сплавів належить жароміцний сплав BT8, який призначений для довготривалої роботи за температур 450...500 °С під навантаженням. Хімічний склад сплаву BT8: Al – 6,4 %, Mg – 3,1 %, Si – 3 %, Ti – решта; механічні властивості: $\sigma_b=1000\ldots1250$ МПа, $\delta=9\ldots11$ %.

β -титанові сплави за усіх температур мають структуру β -фази. Термічним обробленням не зміцнюються.

Псевдо- β -титанові сплави (BT15, BT32) характеризуються високим вмістом β -стабілізаторів, високою пластичністю у загартованому стані та високою міцністю після старіння. При загартуванні псевдо β -сплавів фіксується метастабільна β' -фаза. При старінні з β' виділяється дрібнодисперсна α -фаза, яка суттєво підвищує міцність та твердість сплаву. До цієї групи належить сплав BT15, який має високу пластичність ($\delta=20$ %) і відносно невисоку міцність ($\sigma_b=900$ МПа) у загартованому стані. Однак після старіння при 450 °С його міцність підвищується до $\sigma_b=1500$ МПа при пластичності $\delta=6$ %. Сплав BT15 поставляється у вигляді прутків, поковок, листів, штаб. Хімічний склад сплаву BT15: Al – 3 %, Mo – 8 %, Cr – 11 %, Ti – решта.

Ливарні титанові сплави у порівнянні зі сплавами, що деформуються, мають нижчу міцність, пластичність та витривалість, але є дешевшими. Їх склад аналогічний скла-

ду сплавів, що деформуються, тільки наприкінці марки ливарних сплавів ставлять літеру «Л», наприклад: ВТ5Л, ВТ14Л.

Порошкові титанові сплави отримують методом порошкової металургії, що забезпечує зниження їх вартості приблизно на 50 % і підвищення продуктивності виготовлення виробів у два рази.

Основним недоліком титанових сплавів є погана оброблюваність ріжучим інструментом.

Титанові сплави застосовуються:

В авіабудуванні, ракетобудуванні – каркасні деталі, обшивка, паливні баки, деталі реактивних двигунів, диски та лопатки компресорів, деталі забірника повітря, деталі корпусів двигунів багатоступінчастих ракет тощо.

У суднобудуванні – обшивка корпусів суден і підводних човнів, зварні труби, гребні гвинти, деталі насосів тощо.

У хімічній промисловості – реактори для агресивних середовищ, насоси, змійовки, центрифуги тощо.

У атомній енергетиці – перевантаження ядерного палива.

У гальванотехніці – ванни для хромування, анодні кошики, теплообмінники, трубопроводи, підвіски тощо.

У газовій і нафтовій промисловості – фільтри, сідла клапанів, резервуари, відстійники тощо.

У кріогенній техніці – деталі холодильників, насосів компресорів, теплообмінники тощо.

У харчовій промисловості – сепаратори, холодильники, ємності для продуктів, цистерни тощо.

У медичній промисловості – інструмент, зовнішні та внутрішні протези, внутрішньокісткові фіксатори, затискачі тощо.

12.2. АЛЮМІНІЙ ТА ЙОГО СПЛАВИ

12.2.1. АЛЮМІНІЙ

Алюміній (Al) – легкий парамагнетичний метал сріблясто-білого кольору, який легко піддається формуванню, литтю, механічній обробці з щільністю $2,7 \text{ г/см}^3$ і температурою плавлення 660°C . Має гранецентровану кубічну решітку. Має високу тепло- та електропровідність. Хімічно активний, але на поверхні утворюється щільна плівка оксиду алюмінію Al_2O_3 , яка захищає його від корозії.

Назва елемента походить від лат. *alumen* – галун (тобто $\text{KAl}(\text{SO}_4)_2 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$;).

Британський вчений Г. Деві в 1808 році визначив існування металу у основі галунів, і назвав його алюміум, а пізніше – алюмініум. Протягом 1808 – 1810 років він намагався електролітично виділити цей метал з глинозему, проте це йому не вдалося.

Вперше алюміній був отриманий датським фізиком Г. Ерстедом в 1825 році дією амальгами калію на хлорид алюмінію з наступним відгоном ртуті.



Гемфрі Деві

Цей спосіб був вдосконалений у 1827 році німецьким хіміком Ф. Велером, який замість амальгами застосував чистий калій. Веллеру також належить перший опис властивостей металу.

У 1854 році французький хімік А. Девіль вдосконалив метод Веллера й налагодив промислове виробництво алюмінію. Девіль в процесі отримання алюмінію замінив калій дешевшим натрієм, а також хлорид алюмінію – сумішшю AlCl_3 з NaCl , внаслідок чого компоненти суміші знаходились в розплавленому стані. Досліди на заводі Жавеля завершилися успішно, і 18 липня 1855 року були отримані перші зливки металу масою 6...8 кг, які були показані на Всесвітній виставці в Парижі.



Ганс Крістіан
Ерстед



Фрідріх
Велер



Анрі Етьєн Сент-Клер
Девіль

У 1865 році М. Бекетов (російський та український фізико-хімік) застосував реакцію взаємодії між кріолітом та магнієм для отримання алюмінію. Його спосіб мало чим відрізнявся від способу Девілля, але був простішим. В німецькому місті Гмелінгемі в 1885 році був збудований завод, який працював за методом Бекетова, де за п'ять років було отримано 58 т алюмінію – більше 1/4 всього світового виробництва алюмінію протягом 1854 – 1890 років.

Здобування алюмінію хімічним способом не могло забезпечити промисловість дешевим металом, тому дослідникам довелося шукати інших способів виробництва алюмінію.

Однак головним недоліком методів Велера, Девіля та Бекетова була висока вартість одержаного алюмінію.

Ще в 1854 році Бунзену (відомий німецький хімік експериментатор) вдалось отримати алюміній електролітичним шляхом, а саме – електролізом подвійного хлориду натрію та алюмінію.

В 1886 році інженери-хіміки П. Еру в Франції та Ч. Голл в США майже одночасно, незалежно один від одного, запропонували одержувати алюміній електролізом глинозему, розплавленого в кріоліті, чим започаткували сучасний спосіб виробництва алюмінію. Світове виробництво алюмінію швидко зростало, і в 1893 році перевищило 1 тис. тон на рік.

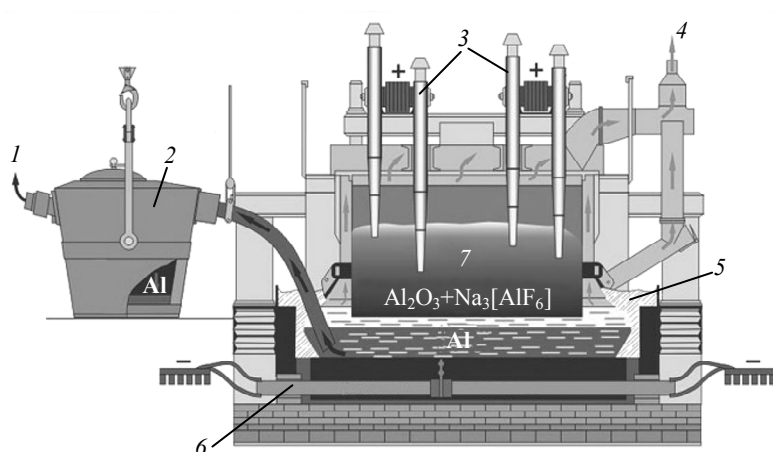
Алюміній виробляють із бокситів (рис. 12.4, а), нефелінів, алеутів тощо. Основною сировиною є боксити, які складаються з 50...60 % глинозему, 1...5 % кремнезему, 2...25 % оксиду заліза, 2...4 % оксиду титану, 10...3 % води. У цьому мінералі алюміній міститься у вигляді хімічних сполук $\text{Al}(\text{OH})_3$, AlOOH , Al_2O_3 , $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$. Якість бокситів визначається вмістом в них оксиду алюмінію та кремнезему. Якісні боксити містять 50...60 % оксиду алюмінію і не більше 0,2 % AlO_2 та 0,4 % Fe_2O_3 .



Чарльз
Голл



6



Алюміній високої чистоти маркується А99 (99,999 % Al), А8, А7, А6, А5, А0 (вміст алюмінію від 99,85 до 99 %).

Технічний алюміній добре зварюється, має високу пластичність. З нього виготовляють будівельні конструкції, малонавантажені деталі машин, використовують в якості електротехнічного матеріалу для кабелів, дротів.

12.2.2. АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ

Класифікація алюмінієвих сплавів.

За технологічними властивостями алюмінієві сплави розділяються на три групи:

- сплави, що деформуються, які не зміцнюють термічною обробкою;
- сплави, що деформуються, які зміцнюють термічною обробкою;
- ливарні сплави.

Методами порошкової металургії виготовляють спечені алюмінієві сплави (САС) та випечені алюмінієві порошкові сплави (САП).

Принцип маркування алюмінієвих сплавів.

На початку марки вказується тип сплаву: Д – сплави типу дюралюміній; А – технічний алюміній; АК – алюмінієві сплави, що кують; В – високоміцні сплави; АЛ – ливарні сплави.

Далі вказується умовний номер сплаву. За умовним номером становиться позначка, яка характеризує стан сплаву: М – м'який (відпалений); Т – термічно оброблений (гарт плюс старіння); Н – загартовані; П – напівнагартований.

АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ, ЯКІ НЕ ЗМІЦНЮЮТЬ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

Міцність алюмінію можна підвищити легуванням. В сплави, які не зміцнюють термічною обробкою, вводять марганець або магній. Атоми цих елементів значно підвищують його міцність, знижуючи пластичність. Позначаються сплави: з марганцем – АМц, з магнієм – АМг; після позначення елемента вказується його вміст у відсотках (АМгЗ).

Магній діє тільки як елемент, який підвищує міцність; марганець зміцнює та підвищує корозійну стійкість.

Міцність сплавів підвищується тільки в результаті деформації в холодному стані. Чим більшим є ступінь деформації, тим значніше зростає міцність та знижується пластичність. Залежно від ступеня зміцнення розрізняють сплави загартовані і напівнагартовані (АМгЗП).

Ці сплави застосовують для виготовлення різних зварних ємностей для пального, азотної та інших кислот, мало- та середньонавантажених конструкцій.

АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ, ЯКІ ЗМІЦНЮЮТЬ ТЕРМІЧНОЮ ОБРОБКОЮ

До алюмінієвих сплавів, що деформуються, та які зміцнюють термічною обробкою відносять *дюралюмінієвий сплави*.

Дюралюміній – торгівельна марка одного з перших зміцнюваних старінням алюмінієвих сплавів. Основними легуючими елементами є мідь (4,4 %), магній (1,5 %), марганець (0,6 %) і алюміній (93,5 %) за масою. Типове значення межі плинності становить 450 МПа, однак залежить від складу та термообробки.



Альфред Вільм

Фірмова назва «дюраль» (Dural[®]) набула переважно розмовного та професійно-жаргонного вжитку. Іноді зустрічається також стара (використовувана переважно до 40-х років XX сторіччя) форма «дуралюміній» та англозовані варіанти «дуралюмін», «дюралюмін», вкрай рідко також «дураль». Назва походить від лат. *durus* – витривалий. У 1909 р. було розпочато його промислове виробництво у німецькому місті Дюрен.

Дюралюміній розроблено німецьким інженером-металургом А. Вільмом, співробітником металургійного заводу *Dürener Metallwerke AG*.

У 1903 році А. Вільм встановив, що сплав алюмінію з додаванням 4 % міді після різкого охолодження (температура загартування 500 °С), знаходячись при кімнатній температурі протягом 4...5 діб, поступово стає більш твердим та міцнішає, не втрачаючи при цьому пластичності. Подальші експерименти зі сплавами цієї системи призвели до освоєння у 1909 р. заводом *Dürener Metallwerke* сплаву дюралюмінію. Виявлене А. Вільмом старіння алюмінієвих сплавів дозволило підвищити міцність дюралюмінію до 350...370 МПа, порівняно з 70...80 МПа у чистого алюмінію.

Дюралюміній – «крилатий» метал. Відкриття та налагодження промислового виробництва дюралюмінію привело до революції в авіабудуванні, легкий та міцний сплав став основним матеріалом корпусів літаків, замінивши дерев'яно-матерчаті конструкції.

Дюралюмінієві сплави – це сплави алюмінію з міддю (основний компонент) та магнієм (мають знижену корозійну стійкість), а також з невеликою кількістю марганцю (мають підвищує корозійну стійкість) і кремнію. Оскільки мідь є основним компонентом у цих сплавах, то розглянемо діаграму стану системи «алюміній – мідь» (рис. 12.6.).

Діаграма стану сплавів системи «алюміній – мідь» – це діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані. Максимальна розчинність міді в алюмінії досягає 5,7 % (точка *D*) при температурі 548 °С, мінімальна – 0,2 % (точка *E*) при 20 °С. В області, обмеженої лініями *AD*, *DE*, *E0*, *0A*, існує твердий розчин міді в алюмінії (кристали α). Лінія *СКМ* відповідає хімічній сполуці CuAl_2 з максимальною концентрацією міді 54 %.

В області *ABD* з рідкого розчину *L* випадають кристали α . В області *ВСК* з розплаву виділяються кристали хімічної сполуки CuAl_2 . Точка *В* відповідає евтектичному сплаву, який представляє собою дрібнодисперсну суміш кристалів α та хімічної сполуки CuAl_2 .

У рівноважному (відпаленому) стані згідно діаграми (рис. 12.6), структура дюралюмінію складається з зерен твердого розчину міді в алюмінії α та частинок сполуки CuAl_2 (рис. 12.7, *а*). При цьому частки CuAl_2 великі. Така структура забезпечує сплаву гарну пластичність ($\delta=18\ldots20\%$) при відносно невисоких значеннях міцності ($\sigma_B=200\ldots220$ МПа) та твердості.

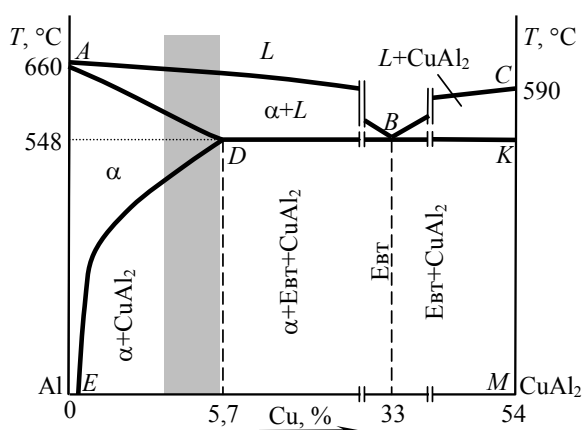


Рис. 12.6. Бінарна фазова діаграма стану сплавів «алюміній – мідь» (вузький діапазон сплавів типу «дюраль» представлено пофарбованою смугою – 3...5 % Cu)

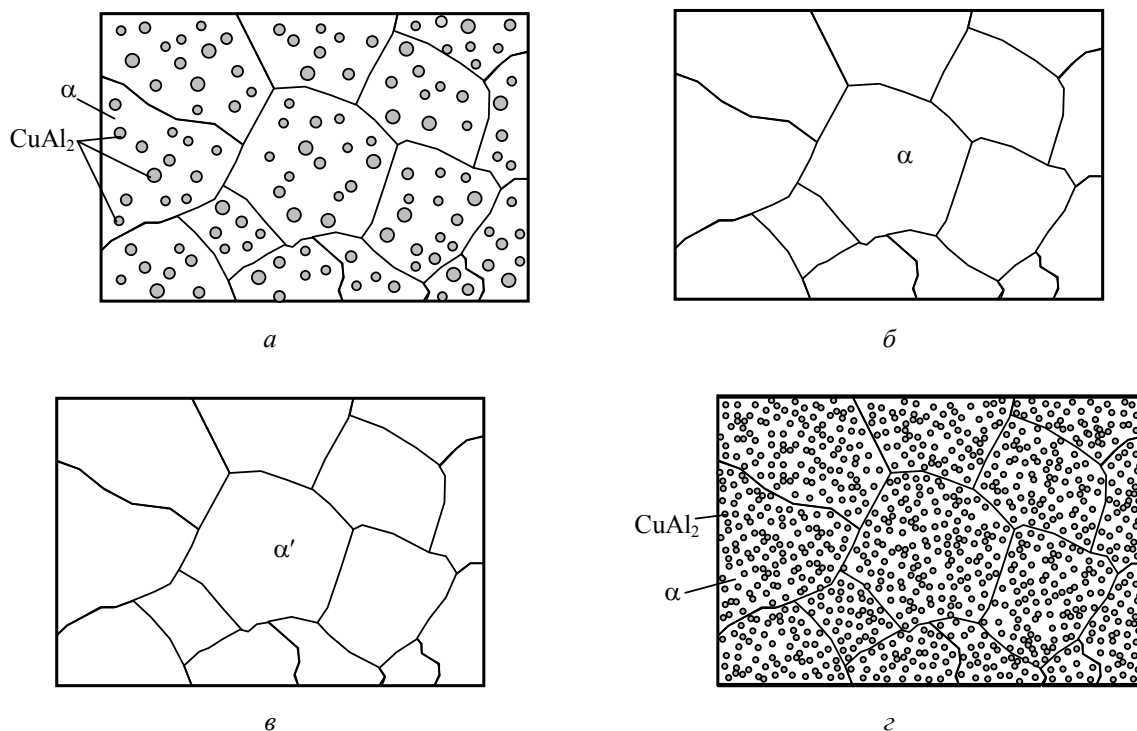


Рис. 12.7. Зміна мікроструктури дюралюмінію при термічній обробці

Якщо сплав алюмінію з вмістом міді 4 % (структуру показано на рис. 12.7, а) нагріти до температур вище лінії DE , але нижче лінії AD , то частинки $CuAl_2$ почнуть дисоціюватися. Атоми міді та алюмінію при цьому переходять в твердий розчин α . Коли цей процес завершиться, вся мідь (в даному випадку 4 %) буде знаходитися в твердому розчині. Це призводить до утворення однофазної структури, як показано на рис. 12.7, б. Якщо потім сплав швидко охолодити, то мідь не встигне виділитися з твердого розчину та збережеться в ньому після охолодження. В результаті такої обробки сформується твердий розчин α' , пересичений міддю (рис. 12.7, в), оскільки згідно діаграми стану при кімнатній температурі в цьому розчині може міститися не більше 0,2 % міді. В даному випадку в твердому розчині α' міститиметься 4 % міді.

Такий процес отримання пересиченого твердого розчину α' шляхом нагрівання сплаву до температур вище лінії DE на діаграмі (в однофазну область), витримки та подальшого швидкого охолодження називається загартовуванням. В результаті гарту формується пересичений твердий розчин заміщення. Зміцнення при цьому відбувається тільки за рахунок спотворення кристалічної решітки, яке обумовлюється різними розмірами атомів алюмінію та міді. Гальмування дислокацій за рахунок цих спотворень невелике. Тому після гарту значного зміцнення дюралюмінію не відбувається – його міцність становить $\sigma_B = 250 \dots 270$ МПа, однак пластичність зростає до $\delta = 20 \dots 24$ %, що дозволяє пластично деформувати сплав у цьому стані.

Для більш ефективного зміцнення алюмінієвих сплавів їх необхідно після гарту піддавати старінню. Старіння – тривала витримка (від 4 до 6 діб) при кімнатній температурі, або більш коротка витримка (кілька годин або кілька десятків хвилин, в залежності від марки сплаву) при підвищеній температурі ($100 \dots 180$ °C). У першому випадку старіння називають природним, а в другому – штучним.

В процесі старіння відбуваються зміни в структурі загартованого сплаву. У пересиченому твердому розчині α' в загартованому сплаві (структура нерівноважна та не-

стійка) при подальшій витримці протягом певного часу (при кімнатній або підвищеній температурах) відбувається дифузійний перерозподіл атомів міді. В результаті, в окремих ділянках сплаву спочатку утворюються збагачені міддю зони. Розмір збагачених міддю зон на початковій стадії старіння становить: товщина 5...10 Å, діаметр 40...100 Å. Потім вони ростуть до товщини 40 Å і діаметру більше 300 Å. Поступово в цих зонах при зростанні концентрації міді формуються дисперсні (дуже дрібні) частки хімічної сполуки CuAl_2 з кристалічною решіткою, яка відрізняється від гранецентрованої решітки твердого розчину α (рис. 12.7, з).

Формування в структурі сплаву зон з високою концентрацією міді та дисперсних частинок хімічної сполуки CuAl_2 є сильною перешкодою для руху дислокацій при пластичній деформації і призводить до значного зміцнення матеріалу ($\sigma_b=400\ldots650$ МПа), при незначному зниженні пластичності ($\delta=10\ldots18\%$).

При збільшенні температури та тривалості штучного старіння відбувається процес інтенсивної коагуляції (об'єднання) дисперсних частинок. При цьому кількість їх зменшується, а відстань між ними – збільшується, що полегшує проходження дислокацій між частинками та веде до зниження міцності сплаву. Тому для кожного сплаву необхідно вибирати оптимальний режим старіння, який повинен забезпечувати збереження в структурі зміцнювання дисперсної фази CuAl_2 , і складається з максимальної кількості частинок мінімально розміру.

Такий механізм зміцнення є однотипним для всіх алюмінієвих сплавів, а тип хімічної сполуки, що утворюється, залежить від складу конкретного сплаву.

Дюралюміни зазвичай піддаються загартуванню з температури 500 °С і до природного старіння, якому передують дво-, тригодинний інкубаційний період. Максимальна міцність досягається через 4...5 діб.

Високоміцними старіючим сплавами є сплави, які крім міді і магнію містять цинк. Сплави В95, В96 мають межу міцності близько 650 МПа. Основний споживач – авіабудування (обшивка, стрингери, лонжерони).

Кувальні алюмінієві сплави (АК, АК8) застосовуються для виготовлення поковок. Поковки виготовляються при температурі 380...450 °С, піддаються загартуванню від температури 500...560 °С і старінню при 150...165 °С протягом 6...15 год.

До складу алюмінієвих сплавів, що деформуються, і які зміцнюють термічною обробкою, додатково вводять нікель, залізо, титан, які підвищують температуру рекристалізації і жароміцність до 300 °С.

Зі алюмінієвих сплавів, що деформуються, і які зміцнюють термічною обробкою, виготовляють поршні, лопатки та диски осьових компресорів, турбореактивних двигунів.

ЛИВАРНІ АЛЮМІНІЄВІ СПЛАВИ

До ливарних алюмінієвих сплавів відносяться сплави системи «алюміній – кремній» (*силуміни*), що містять 10...13 % кремнію. Діаграму стану системи «алюміній – кремній» наведено на рис. 12.8.

Присадка до силуміну магнію або міді сприяє ефекту зміцнення ливарних сплавів при старінні. Титан та цирконій – подрібнюють зерно. Марганець підвищує антикорозійні властивості. Нікель та залізо підвищують жароміцність.

На практиці широко застосовують модифікування силумінів натрієм або сумішшю його солей (60 % 96 NaF + 25 % NaCl + 15 % Na_3AlF_6 або 40 % NaF + 45 % NaCl + 15 % Na_3AlF_6 та ін.), які одночасно використовують як рафінуючі флюси.

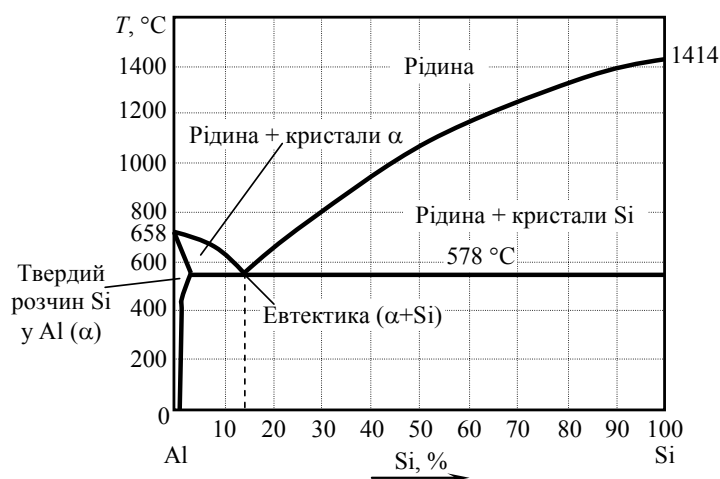


Рис. 12.8. Діаграма стану системи «алюміній – кремній»

Введення 0,01 % Na в сплави Al-Si призводить до різкого подрібнення кристалів евтектичного кремнію, оскільки присутній в розплаві натрій при кристалізації адсорбується на поверхні кристалів кремнію та перешкоджає їх подальшому зростанню.

Присутність натрію в силумінах викликає, крім того, зсув евтектичної точки в бік більш високих концентрацій кремнію, тому евтектичні та заевтектичні до модифікування сплави після модифікування стають доевтектичними, і в них замість кремнію з'являються дендрити α -твердого розчину, які при кристалізації стають основною фазою. На рис. 12.9 показано структури силуміну перед та після модифікування натрієм.

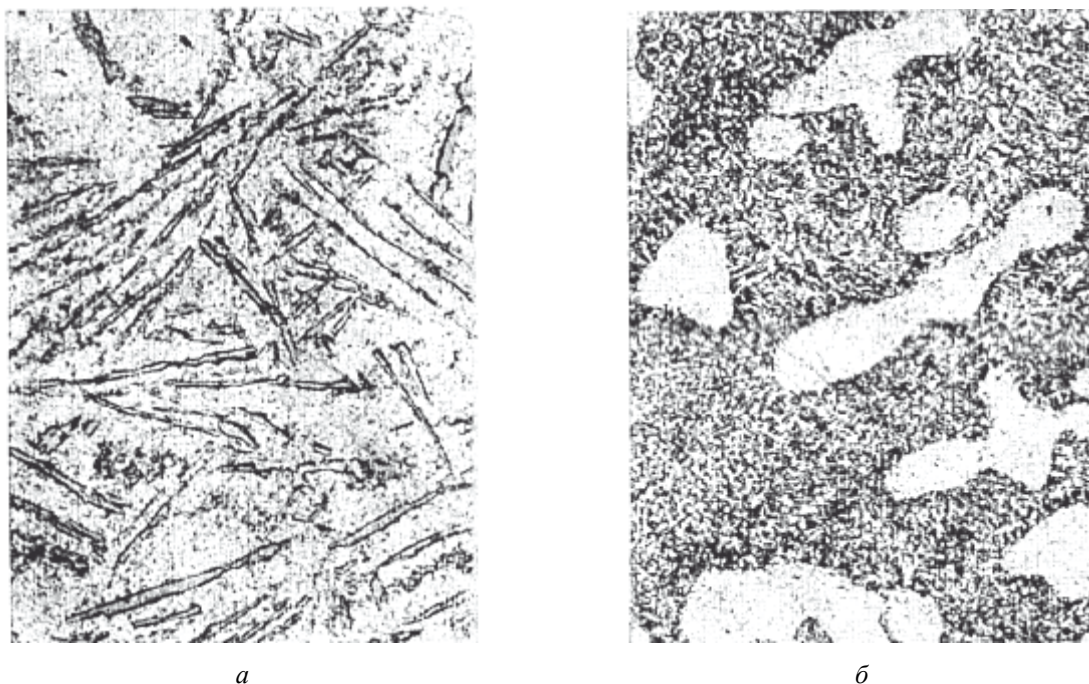


Рис. 12.9. Структура евтектичного силуміну (11,7 % Si):
а – сплав немодифікований; б – сплав модифікований натрієм

Ливарні алюмінієві сплави маркуються від АЛ2 до АЛ20. Силуміни широко застосовують для виготовлення литих деталей приладів та інших середньо- та малонавантажених деталей, в тому числі – тонкостінних виливків складної форми.

12.3. МАГНІЙ ТА ЙОГО СПЛАВИ

12.3.1. МАГНІЙ

Магній (Mg) – дуже легкий ковкий метал сріблясто-білого кольору, його щільність дорівнює $1,74 \text{ г/см}^3$, температура плавлення – 650°C . Магній має гексагональну щільноупаковану кристалічну решітку. Дуже активний хімічно, аж до самозаймання на повітрі, тому зберігається у герметичній тарі (рис. 12.10). Механічні властивості технічно чистого магнію (марка МА1): межа міцності – 190 МПа, відносне подовження – 18 %, модуль пружності – 4500 МПа.



Рис. 12.10. Металевий магній

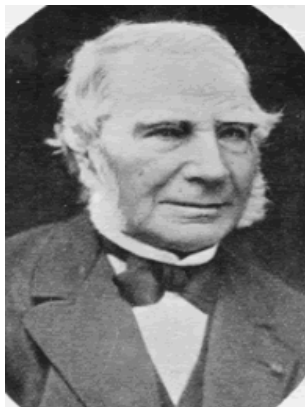
Латинська назва елемента Mg (magnesium) походить від назви стародавнього міста Магnezія в Малій Азії, навколо якого є поклади мінералу магнезиту.

У 1792 році Антон фон Рупрехт (Австрія) виділив з білої магнезії, шляхом відновленням вугіллям, невідомий метал, названий їм «австрій». Пізніше було встановлено, що «австрій» являє собою сильно забруднений залізом магній.

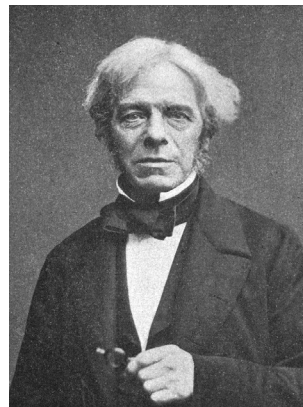
У 1808 р. англійський хімік Г. Деві за допомогою електролізу зволоженої суміші магнезії та оксиду ртуті отримав амальгаму невідомого металу, якому дав назву «магнезиум». У 1829 р. французький хімік А. Бюсси отримав магній, відновлюючи його розплавлений хлорид металевим калієм. У 1830 р. англійський вчений М. Фарадей отримав магній електролізом розплавленого хлориду магнію.



Антон
фон Рупрехт



Антуан Олександр
Брутус Бюссі



Майкл
Фарадей

Сировиною для виробництва магнію служить магнезит, який в основному складається з MgCO_3 , доломіт – $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$, карналіт – $\text{MgCl}_2 \cdot \text{KCl} \cdot 6\text{H}_2\text{O}$.

Існують два способи отримання металевого магнію: *термічний* та *електролітичний*. В основі *термічного* способу лежить відновлення оксиду магнію вуглецем або кремнієм, а *електролітичного* – електроліз розплавленого хлористого магнію MgCl_2 .

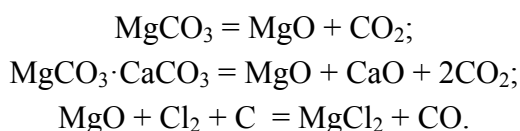
Більш розповсюдженим є електролітичний спосіб виробництва металевого магнію. Він складається з двох основних процесів – одержання хлористого магнію з вихідної сировини та його електролізу.

Отримання хлориду магнію ведуть трьома способами.

Перший спосіб – зневоднення карналіту $\text{MgCl}_2 \cdot \text{KCl} \cdot 6\text{H}_2\text{O}$. Процес здійснюють у дві стадії. Першу стадію проводять, нагріваючи карналіт в трубчастих обертових печах або печах киплячого шару. Другу стадію – переважно в печах-хлораторах, що мають плавильну камеру (піч опору), де карналіт розплавляють при температурах $550 \dots 600^\circ\text{C}$; дві камери хлорування, де продуванням хлором домішки (MgO) переводять в MgCl_2 та копильник розплаву (міксер). На деяких заводах другу стадію проводять в електричних печах опору, де карналіт розплавляють при температурі 500°C та зливають в міксер. В обох випадках рідкий карналіт зливають з міксерів в ківш для транспортування в електролізний цех. Зневоднений карналіт містить, %: MgCl_2 – $47 \dots 52$; KCl – $40 \dots 46$; NaCl – $5 \dots 8$.

Другий спосіб отримання хлориду магнію полягає в хлоруванні магнезиту MgCO_3 , доломіту $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$ або оксиду магнію MgO , одержуваного шляхом попереднього випалу магнезиту. Процес ведуть в шахтних електричних печах. У нижній частині печі (рис. 12.11) розташовані в два ряди електроди; між ними знаходяться вугільні брикети (вуглець є відновником), які при проходженні електричного струму нагріваються до 750°C .

Шихту (MgO , MgCO_3 або $\text{MgCO}_3 \cdot \text{CaCO}_3$) завантажують зверху, через фурми вдувають хлор. У шахті біля фурм відбувається хлорування за реакціями:



Хлористий магній плавиться і накопичується на подині. Періодично його випускають в ківш та транспортують в електролізний цех.

Третій спосіб – це отримання MgCl_2 як побічного продукту в процесі відновлення титану магнієм з TiCl_4 . Одержаний рідкий хлорид магнію направляють в магнеєве виробництво (магній і титан зазвичай виробляють на одному підприємстві).

Електроліз розплавленого хлориду MgCl_2 здійснюється в електролізерах, які представляють собою герметичні ванни прямокутної форми з шамотною футеровкою.

На рис. 12.12 наведено принципову схему однієї секції ванни для електролізу хлоридів магнію. Анодом служить графітова пластина 1, катодами – сталеві пластини 2. Між анодом і катодом є перегородка 3 із шамотної цегли. У кожній ванні збирають кілька секцій, які складаються з анодних блоків і двох катодних пластин.

Замість електроліту використовують розплав хлористих солей (MgCl_2 , NaCl , KCl , CaCl_2), який містить $7 \dots 15\%$ MgCl_2 . Анодний простір відділено від катодного вогнетривкою перегородкою, тому що після відновлення магній та хлор не повинні взаємодіяти, оскільки це призвело б до згоряння магнію в хлорі за реакцією $\text{Mg} + \text{Cl}_2 = \text{MgCl}_2$.

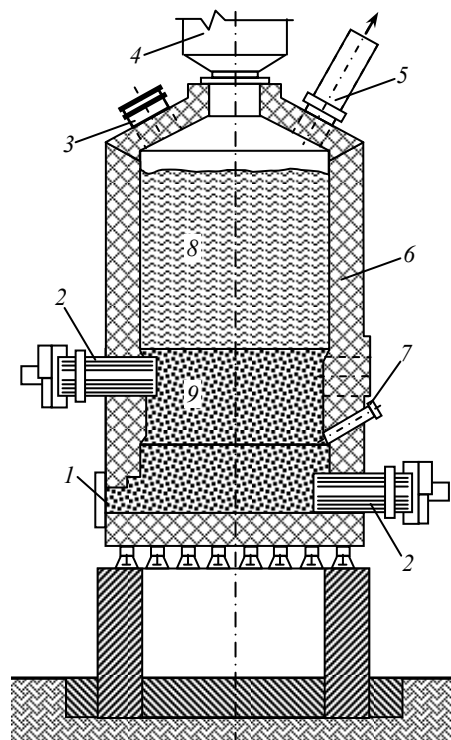


Рис. 12.11. Шахтна піч для хлорування магнію: 1 – лютка; 2 – вугільні електроди; 3 – ремонтний люк; 4 – завантажувальний пристрій; 5 – газовідвід; 6 – футеровка; 7 – хлорні фурми; 8 – шихта; 9 – вугільні брикети

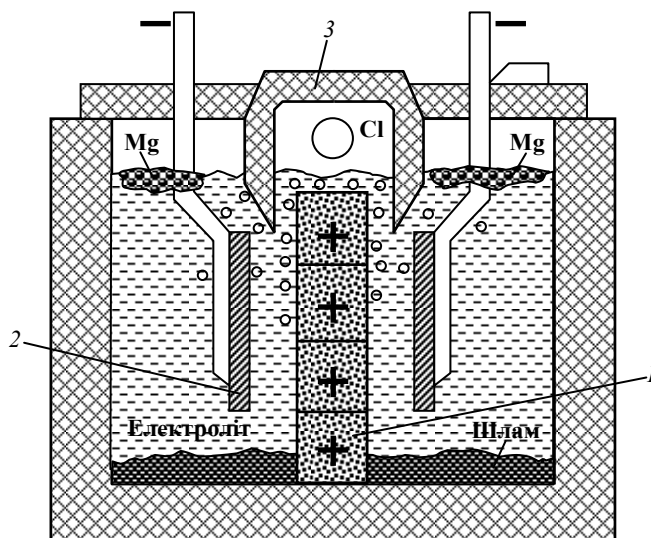


Рис. 12.12. Схема ванни для електролізу хлоридів магнію:
1 – анод; 2 – катод; 3 – перегородка

Після електролізу магній містить домішки. Його піддають рафінуванню, яке здійснюють переплавлянням у тигельних печах з флюсами або сублімацією. Рафінований метал, який містить не менш 99,9 % Mg, розливають у чушки. При розливанні струмінь магнію захищають від окислювання порошком сірки, яким запилюється на метал.

12.3.2. МАГНІЄВІ СПЛАВИ

Основними магнієвими сплавами є сплави магнію з алюмінієм, цинком, марганцем, цирконієм. Сплави діляться на *ливарні* та такі, *що деформуються*.

Ливарні магнієві сплави та такі, що деформуються, відповідно до стандартів маркуються таким чином:

МЛ – магнієві ливарні сплави (ГОСТ 2856);

МА – магнієві сплави, що деформуються (ГОСТ 14957);

пч – підвищеної чистоти;

он – загального призначення.

Сплави зміцнюються після гарту та штучного старіння. Загартування проводять від температури 380...420 °С, старіння при температурі 260...300 °С протягом 10...24 год. Особливістю є тривала витримка під загартування – 4...24 год.

МАГНІЄВІ СПЛАВИ, ЩО ДЕФОРМУЮТЬСЯ

Магнієві сплави при низьких температурах мають низьку пластичність. При нагріванні до 200...300 °С пластичність зростає, тому пластичне деформування сплавів ведуть при підвищених температурах (пресування при 300...480 °С; прокатка: початок процесу 340...440 °С, кінець процесу при 225...250 °С; штампування при 480...280 °С).

Магнієві сплави, що деформуються маркують: МА1, МА5, МА8, МА9, МА14, ВМ5-1, МАЮ.

Найбільшу міцність мають сплави Mg-Al та Mg-Zn. Діаграми станів та вплив легуючих елементів на механічні властивості цих сплавів представлені на рис. 12.13.

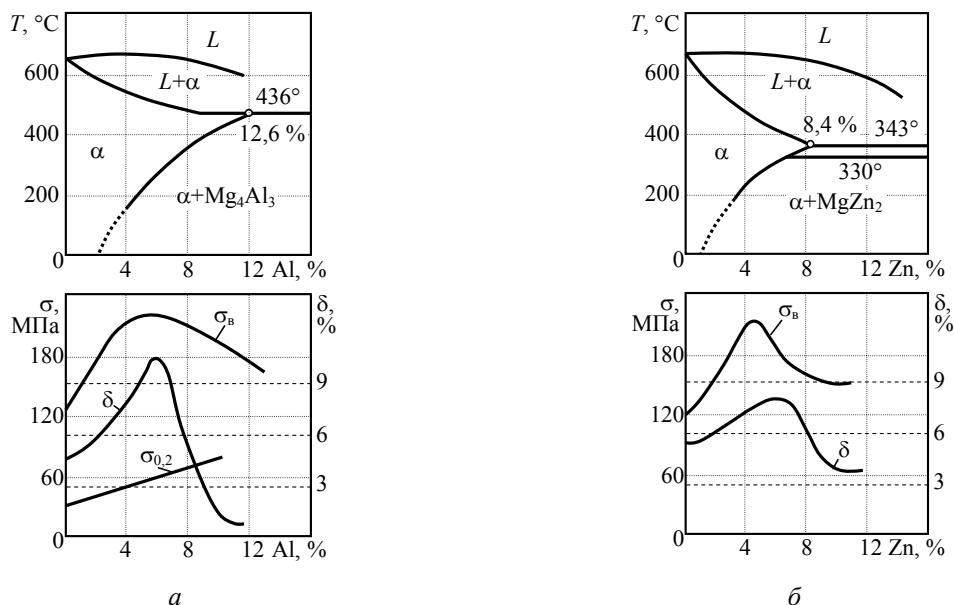


Рис. 12.13. Діаграми станів і вплив легуючих елементів на механічні властивості сплавів: Mg-Al (а); Mg-Zn (б)

Сплави системи Mg-Al марок МА містять 0,2...1,5 % Zn. Підвищення концентрації алюмінію та цинку в сплавах призводить до збільшення міцності в результаті зростання твердості розчину та завдяки появі вторинних фаз Mg_4Al_3 і $Mg_3Zn_3Al_2$. Однак велика кількість проміжних фаз знижує пластичність.

Структура сплавів МА5, МА14 в поздовжньому напрямку характеризується яскраво вираженою геометричною спрямованістю, стрічним розподілом зміцнюючих фаз (рис. 12.14, а, б). Ці сплави не зварюються аргонодуговим зварюванням, можливе тільки контактне зварювання.

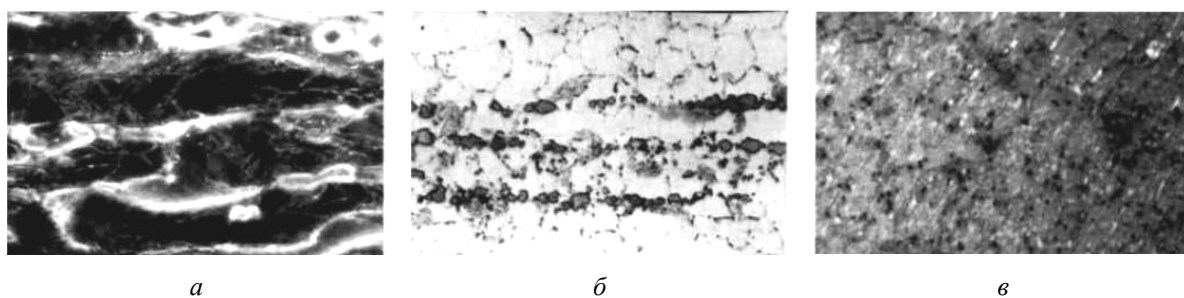


Рис. 12.14. Мікроструктура поковок з високоміцних магнієвих сплавів в радіальному напрямку: а – сплав МА14 (в поляризованому світлі); б – сплав МА5; в – сплав МА22 (в поляризованому світлі)

Проте низьковартісні високоміцні сплави МА5, МА14 з успіхом продовжують застосовуватися в сучасному виробництві. Деталі зі сплаву МА14 можуть довго експлуатуватися при температурах до 125 °С.

Сплав МА14 знайшов застосування в конструкціях виробів не тільки цивільної, а й військової авіації для виготовлення деталей силової системи управління (кронштейни, важелі тощо) та деталей внутрішнього набору (плити, профілі, штамповини та ін.).

Для сплаву МА22 характерною є дрібнозерниста структура з високодисперсними інтерметалідами, які підвищують міцність (рис. 12.14, в), завдяки чому досягається мала анізотропія і підвищення механічних властивостей пресованих, штампованих і кованих напівфабрикатів. Крім того, сплав МА22 є жароміцним і може тривалий час (до 100 ч) експлуатуватися при 200 °С, короткочасно до 250 °С, добре зварюється.

Сплави з високим вмістом алюмінію (МАЮ), додатково леговані сріблом та кадмієм, мають найвищу питому міцність. Підвищення міцності пояснюється легуванням твердого розчину кадмієм та сріблом і великою кількістю зміцнюючої фази Mg_4Al_3 .

Високоміцні сплави системи Mg-Zn додатково легують цирконієм, кадмієм та рідкоземельними металами. Цирконій рафінує та модифікує розплав. Утворюючи сполуки з воднем, він зменшує пористість, подрібнюючи структуру; підвищує межу плинності та пластичність. Сплави, леговані літієм з добавками кадмію або церію, відносять до надлегких (щільність 1,35...1,6 т/м³). Вони мають задовольню пластичність та високу міцність при криогенних температурах.

З магнієвих сплавів, що деформуються, виготовляють деталі автомашин, літаків, прядильних та ткацьких верстатів. У більшості випадків ці сплави мають задовільну зварюваність.

ЛИВАРНІ МАГНІЄВІ СПЛАВИ

Ливарні магнієві сплави в залежності від умов експлуатації розділяють на три групи:

- *високоміцні магнієві сплави* – придатні для експлуатації при температурах від кімнатної до 150 °С (МЛ15, МЛ15пч, МЛ12);
- *сплави з підвищеною корозійною стійкістю* – для роботи при температурах від кімнатної до 150 °С (МЛ15пч, М10);
- *жароміцні сплави* – для експлуатації при температурах від 200 до 350 °С (МЛ10, МЛ19, МЛ19).

Ці сплави за своїм призначенням відносяться до різних систем: Mg-Al-Zn, Mg-Zn-Zr, Mg-PЗМ.

Найбільш широко застосовуються в техніці ливарні магнієві сплави МЛ15, МЛ15пч, МЛ10, МЛ12.

Основними перевагами ливарних магнієвих сплавів як конструкційних матеріалів є їх мала щільність, висока здатність до поглинання вібраційних навантажень та питома теплоємність. Їх гарна оброблюваність різанням є важливою технологічною властивістю.

До недоліків ливарних магнієвих сплавів відноситься підвищена хімічна активність і, як результат, порівняно невисока корозійна стійкість. Однак при належному захисті деталей та виробів з магнієвих сплавів вони можуть надійно працювати у будь-яких кліматичних умовах.

Виливки виготовляють литтям в «землю», в кокіль, під тиском. При цьому треба вживати заходів, які запобігатиме загорянню сплаву при плавці та в процесі лиття.

Для ефективного застосування магнієвих сплавів необхідно суворе дотримання принципів конструювання, а також знання особливостей їх фізичних та механічних властивостей в порівнянні з властивостями інших конструкційних матеріалів.

**ВИСОКОМІЦНІ ЛИВАРНІ
МАГНІЄВІ СПЛАВИ**

Високоміцні ливарні магнієві сплави призначені для експлуатації при температурах до 150 (довгостроково) і 200 °С (короткочасно). До цієї групи можна віднести сплави таких марок: МЛ5, МЛ5пч, МЛ8, МЛ12, МЛ15, ВМЛ18, ВМЛ20.

В сучасній промисловості найчастіше застосовуються сплави МЛ5 та МЛ5пч системи Mg-Al-Zn, які мають хорошу технологічність, низьку схильність до утворення гарячих тріщин, задовільну корозійну стійкість. Мікроструктуру цих сплавів наведено на рис. 12.15.

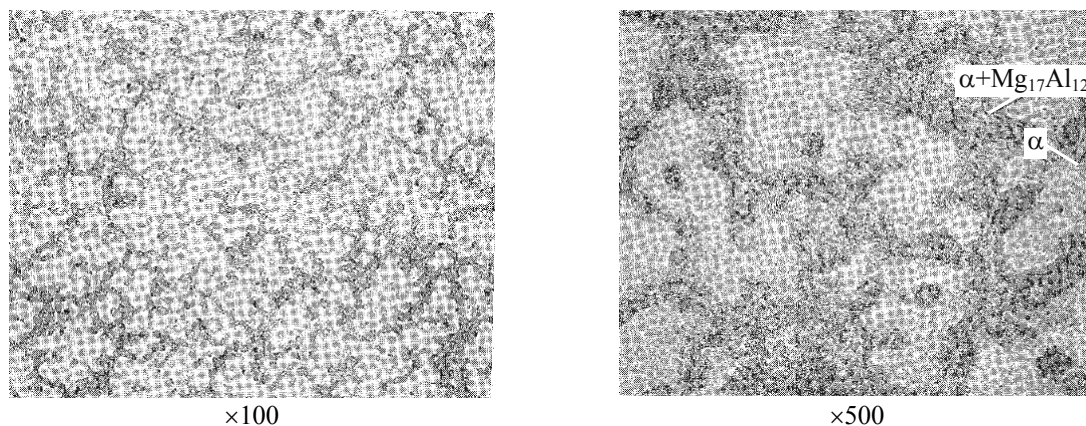


Рис. 12.15. Мікроструктура сплавів МЛ5 і МЛ5пч (ливарний стан, травлення протягом 1...5 с в розчині складу: азотна кислота – 1 %; вода дистильована – 24 %; етиленгліколь – 75 %)

Сплав МЛ5пч за механічними властивостями аналогічний сплаву МЛ5, однак має більш високу корозійну стійкість завдяки підвищеній чистоті по домішках. Сплави МЛ5 та МЛ5пч в основному термічно обробляються у режимі Т4 (ГОСТ 17535-77).

Для підвищення межі плинності сплавів МЛ8, ВМЛ18 та ВМЛ20 використовується режим термообробки Т6 (ГОСТ 17535-77), однак при цьому знижується їх корозійна стійкість.

Сплав ВМЛ18 системи Mg-Al-Zn має підвищені межі міцності та плинності (на 2 та 40 % відповідно), а також підвищену корозійну стійкість (в 2,5 рази) в порівнянні зі сплавом МЛ5пч. При термічній обробці використовують такі самі режими, що й для сплаву МЛ5пч.

Сплав ВМЛ20 системи Mg-Zn-Zr термічно обробляють згідно з режимом Т61. Сплав ВМЛ20 в порівнянні зі сплавом МЛ8 (система Mg-Zn-Zr) має найбільш високі значення межі міцності та межі плинності, завдяки чому може бути використаний для заміни деяких алюмінієвих сплавів при виготовленні виливків. Сплав ВМЛ20 перевершує МЛ8 за тимчасовим опором розриву на 13 %, межі плинності – на 30 %. Мікроструктуру сплаву ВМЛ20 в литому стані і після термообробки (у режимі Т6) на рис. 12.16.

В литому стані зерно сплаву містить Mg, Zn, Cd, Bi, Zr, а край зерна: Mg, Zn, Cd, Bi. При збільшенні вмісту Nb в сплаві, він розташовується у самому зерні та по границям зерен. Білі включення по границям зерен складаються з Mg, Zn, Cd, Zr, Nb, Bi. Зміст цих елементів коливається в певних межах. Зерно та його межа донних зливів в литому стані складаються з Mg та невеликої кількості Zn, Zr, Cd, Bi. Білі включення по границям зерна містять Mg, Zn, Zr, Nb, Fe і незначну кількість Bi та Cd.

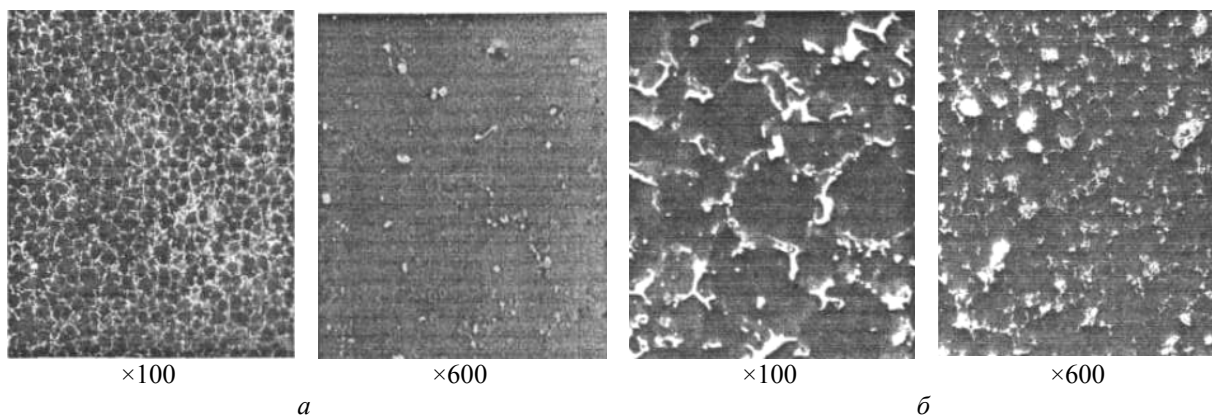


Рис. 12.16. Мікроструктура сплаву ВМЛ20 в литому стані (а) і після термічної обробки (б)

Сплави МЛ8, МЛ12, МЛ15, ВМЛ20 мають такі переваги перед іншими конструкційними матеріалами:

- вищу межу плинності при кімнатній та підвищеній температурах;
- підвищений опір повзучості при тривалих витримках;
- знижену чутливість до надрізу при статичному навантаженні;
- підвищену герметичність.

Високоміцні магнієві сплави застосовуються для відливання деталей, які використовуються в конструкціях літаків та вертольотів, посадкових пристроїв, двигунів, агрегатів і приладів, інших виробів, які працюють в умовах тривалого та короткочасного навантаження.

КОРОЗІЙНОСТІЙКІ ЛИВАРНІ МАГНІЄВІ СПЛАВИ

Корозійностійкі ливарні магнієві сплави призначені для експлуатації при температурах до 150 °С (довгостроково) та 175 °С (короткочасно). До цієї групи можна віднести такі сплави: МЛ5пч, ВМЛ18. Ці сплави мають знижений вміст шкідливих домішок та підвищену корозійну стійкість.

Корозійностійкі магнієві сплави застосовуються для виготовлення деталей та виробів авіакосмічної промисловості та у машинобудуванні (корпусні виливки насосів та pomp, картери, масловідстійники, кришки блоків циліндрів, кронштейни, ферми, рами).

ЖАРОМІЦНІ ЛИВАРНІ МАГНІЄВІ СПЛАВИ

Жароміцні ливарні магнієві сплави призначені для експлуатації в умовах нагрівання до 250...300 °С (довгостроково) та 350...400 °С (короткочасно). До цієї групи можна віднести такі сплави: МЛ9, МЛ10, МЛ19.

Жароміцні сплави практично не схильні до утворення мікрорихлот у виливках та мають високу герметичність. Завдяки присутності цирконію, який ефективно подрібнює зерно, виливки по всьому перетину мають однорідні механічні властивості.

Жароміцні магнієві сплави не містять в своєму складі радіоактивних та токсичних добавок. Ці сплави застосовуються для виготовлення деталей літаків, вертольотів, двигунів, приладів, редукторів, олійних агрегатів та інших конструкцій, які працюють при підвищених температурах.

12.4. МІДЬ ТА ЇЇ СПЛАВИ

12.4.1. МІДЬ

Мідь (Cu) – метал червоно-рожевого кольору. За застосуванням в промисловості мідь займає одне з перших місць серед кольорових металів. Температура плавлення міді дорівнює 1083 °С. Кристалічна решітка – кубічна гранецентрована. Алотропних перетворень мідь не має. Щільність міді дорівнює 8,96 г/см³, твердість міді майже в 2 рази нижча, ніж у заліза.

Мідь має велику електро- та теплопровідність. За питомою провідністю (σ) мідь поступається лише сріблу ($\sigma_{\text{Ag}}=62500000$ См/м, $\sigma_{\text{Cu}}=59500000$ См/м), тому вона є основним провідниковим матеріалом в електротехніці, приладобудуванні, радіотехніці та електроніці. Майже половину міді використовують саме в них. При цьому важливе значення має хімічна чистота міді, оскільки при наявності навіть невеликої кількості домішок електричні властивості міді істотно знижуються. Тому в якості провідникового матеріалу використовують електролітичну мідь марок М1 (99,9 %), М0 (99,95 %) та особливо чисту мідь М00 (99,99 %).

Мідь виробляють *піро-* та *гідрометалургійним* способами. Основним є пірометалургійний. Цим способом отримують 90 % міді.

Пірометалургійна переробка включає три стадії – отримання *штейну*, *чорнової міді* і *рафінування* чорної міді.

Отримання штейну проходить у шахтних печах, або у відбивних печах. В них при певних температурах виплавляються попередньо обпалені флотаційні концентрати. Штейн та шлак опускаються на дно печі і зливаються через певні отвори. Схему одержання чорнової міді зі штейну наведено на рис. 12.17. Паралельним продуктом при виробництві чорнової міді зі штейну є сірчана кислота.

Штейн є сплавом сульфідів міді та заліза, містить: 20...50 % міді, 20...40 % заліза і до 25 % сірки. Він є напівпродуктом для отримання чистої міді. Рідкий штейн заливається у конвертери, де із нього випалюються залізо та сірка і залишається *чорнова мідь* (до 4 % домішок).



Рис. 12.17. Схема отримання чорнової міді

Для ліквідації домішок із чорнової міді проводять рафінування. *Вогневе рафінування* проводиться у відбивних печах, спеціальних конвертерах (паливо – газ, мазут). Схему одержання мідних анодів при вогневому рафінуванні у відбивній печі наведено на рис. 12.18. Більшість домішок у міді під час виплавки окислюються та наводять шлак. Отримана вогневим способом мідь містить до 0,5 % домішок благородних металів, які можуть бути видалені за допомогою електролізу міді.

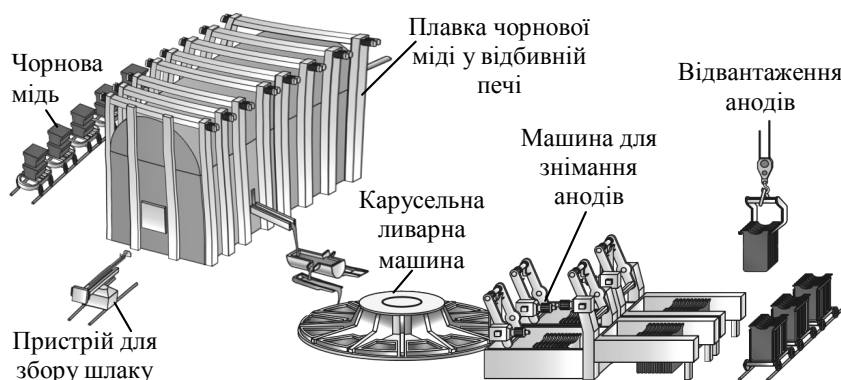


Рис. 12.18. Схема отримання мідних анодів

Електролітичне рафінування здійснюють для отримання найчистішої міді. Воно базується на застосуванні постійного електричного струму певних напруги та сили. Рафінування проводиться у ваннах, внутрішня частина яких викладена свинцем або пластмасою. Електроліт – мідний купорос та сірчана кислота, анод – пластини із чорнової міді, або міді, яка пройшла вогневе рафінування, катод – тонкі пластини із чистої міді. Під час пропускання постійного струму на катоді осідає чиста мідь. Схему процесу електролізу міді наведено на рис. 12.19. На дно ванн випадають домішки, які не тільки компенсують витрати електроенергії, але й часто перевищують вартість виробленої міді.

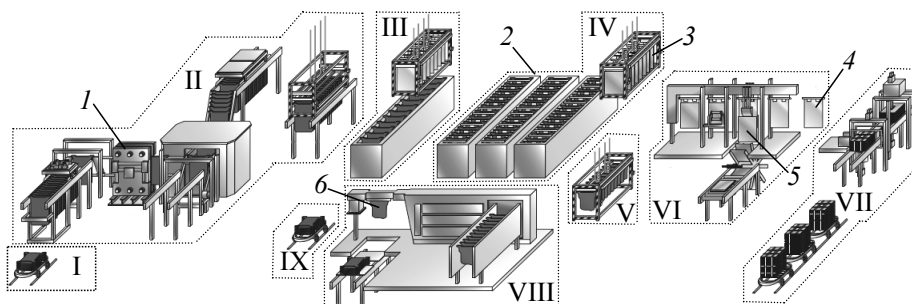


Рис. 12.19. Схема процесу електролізу міді: I – транспортування анодів з мідеплавильного цеху;

II – контроль, зважування, підготовка анодів, розставляння анодів на міжелектродний крок;

III – завантаження анодів та постійних катодів в електролізні ванни; IV – процес електролізу та вивантаження отриманих катодів з постійними катодами; V – вивантаження та транспортування анодних залишків; VI – промивка катодів, здирання катодного осаду, укладання в стопи, маркування та зважування; VII – пакування та транспортування катодів на склад; VIII – промивання й зважування анодних залишків; IX – транспортування анодних залишків до мідеплавильного цеху; 1 – машина підготовки анодів; 2 – електролітичні ванни; 3 – мідні катоди на постійних катодах; 4 – постійний катод для повернення до ванн; 5 – мідний катод для зважування та укладання у стопи; 6 – анодний залишок

Гідрометалургійний спосіб отримання міді полягає у тому, що на окислену мідну руду діють сірчаною кислотою, яка розчиняє мідь і формує сірчаноокислу мідь. Із сірча-

нокислої міді металічна мідь може бути отримана двома способами – шляхом впливу на розчин залізом (цементация міді) або електролізом водного розчину сірчаної кислоти міді.

Первинна обробка сировини і отримання чорної міді здійснюються в районах видобутку. Лише виробництво вторинної міді (із металолому) здійснюється в районах споживання.

Крім високих показників за тепло- та електропровідністю мідь має гарну здатність до обробки тиском (вальцювання, дротування). З міді отримують тонкі листи, стрічку, тонкі дроти та трубки невеликого діаметру. Вона легко полірується, добре зварюється (при попередньому нагріванні) та спаюється.

Недоліками міді є – висока щільність, погана оброблюваність різанням та низькі ливарні властивості.

Механічні властивості міді відносно низькі: межа міцності становить 150...200 МПа, відносне подовження – 15...25 %. Тому в якості конструкційного матеріалу мідь застосовується рідко. Підвищення механічних властивостей досягається створенням різних сплавів на основі міді.

Легування міді дозволяє отримувати на її основі різні технічні сплави, які мають гарні механічні, технологічні та експлуатаційні властивості. В якості легуючих добавок використовують цинк, олово, свинець, алюміній, марганець, берилій, нікель та інші елементи.

Найбільш поширеними конструкційними сплавами на основі міді є латуні та бронзи: латуні – сплави міді з цинком, бронзи – сплави міді з іншими (крім цинку) елементами.

12.4.2. ЛАТУНІ

Латунями називають групу сплавів міді з цинком. При сплаві міді з цинком утворюється основний α -розчин та ряд фаз електронного типу β , γ , ϵ . Діаграму стану системи «мідь – цинк» наведено на рис. 12.20. Найбільш часто структура латуней складається з α - або $\alpha+\beta'$ -фаз: α -фаза – твердий розчин цинку в міді з кристалічною решіткою міді ГЦК, а β' -фаза – упорядкований твердий розчин на базі хімічної сполуки CuZn з електронною концентрацією $3/2$ та примітивним елементарним осередком.

При високих температурах β -фаза (кристалічна решітка ОЦК) має неупорядковане розташування атомів та широку область гомогенності. У цьому стані β -фаза пластична. При температурі, нижчій за 454...468 °C розташування атомів міді та цинку в цій фазі стає впорядкованим (фаза β'). Фаза β' на відміну від β -фази є більш твердою та крихкою; γ -фаза являє собою електронну сполуку Cu_5Zn_8 .

З діаграми стану системи «мідь – цинк» видно, що, в залежності від складу, існують однофазні латуні, які складаються з α -твердого розчину, та двофазні ($\alpha+\beta$)-латуні. Мікроструктури однофазної та двофазної латуней наведено на рис. 12.21.

Механічна міцність латуней вище, ніж у міді. Всі латуні добре обробляються різанням.

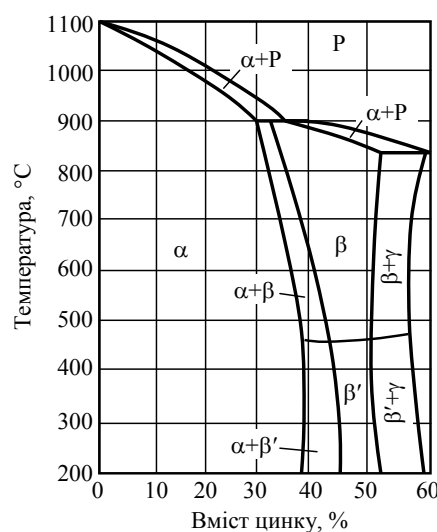


Рис. 12.20. Діаграма стану системи «мідь – цинк»

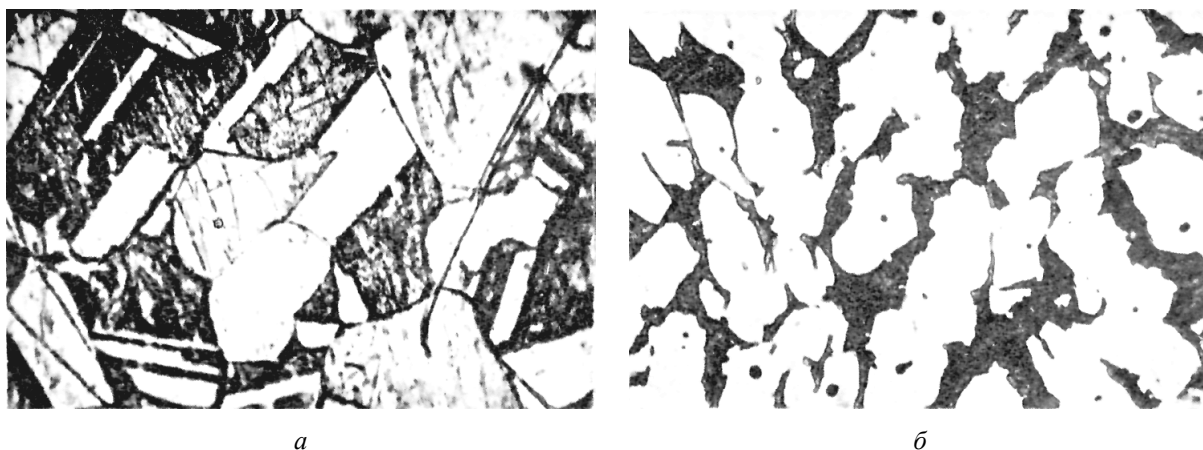


Рис. 12.21. Мікроструктури латуней: *а* – однофазна латунь; *б* – двофазна латунь (β -фаза – темні ділянки, α -фаза – світлі ділянки)

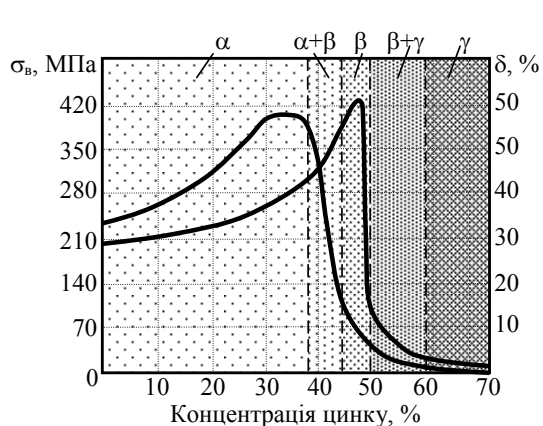


Рис. 12.22. Вплив вмісту цинку на механічні властивості латуней

Вплив хімічного складу латуней на їх механічні властивості показано на рис 12.22. При вмісті цинку приблизно до 30 % одночасно збільшуються міцність та пластичність. Після цього пластичність різко знижується. Міцність латуні збільшується до вмісту цинку близько до 45 %, а потім знижується так само різко, як і пластичність. Сплави з великим вмістом цинку відрізняються високою крихкістю. У техніці найчастіше застосовуються латуні, які містять цинку до 30...38 %. Ці латуні досить пластичні, добре обробляються тиском в гарячому стані та мають високу корозійну стійкість до різних агресивних середовищ.

Чим більше міді в латуні, тим вона більш пластична, має підвищену корозійну стійкість, теплопровідність та електропровідність. Підвищення вмісту цинку здешевлює латуні, покращує їх оброблюваність різанням, здатність до припрацьовуваності та протистояння зносу. При цьому зменшуються теплопровідність та електропровідність, які становлять від 20 до 50 % від характеристик міді.

Всі латуні мають гарні ливарні властивості: високу рідкоплинність, малу усадку, невелику ліквіацію.

Для підвищення механічних властивостей та хімічної стійкості латуні легують. Для цього в їх склад додатково вводять різні елементи: свинець, олово, алюміній, кремній, марганець тощо. Свинець покращує обробку латуней різанням та антифрикційні властивості. Марганець і особливо, олово підвищують міцність латуней та їх корозійну стійкість. Кремній збільшує твердість та міцність, покращує ливарні властивості. Крем'янисті латуні добре обробляються тиском в гарячому та холодному стані, добре зварюються та з'єднуються за допомогою різних припоїв.

За способом виготовлення виробів розрізняють *ливарні латуні* та такі, *що деформуються*.

Латуні, що деформуються, позначаються літерою «Л» (латунь) та числом, що показує середній вміст міді у відсотках. Наприклад, в латуні Л85 міститься 85 % міді та 15 % цинку. У марках латуні складного складу є літери, що вказують на вміст відповідних легуючих елементів. Алюміній в мідних сплавах позначають літерою «А», олово – О, свинець – С, залізо – Ж, марганець – Мц, нікель – Н, кремній – К. Наприклад, в латуні ЛАН59-3-2 міститься в середньому 59 % міді, 3 % алюмінію та 2 % нікелю (решта – цинк). Кількість цих елементів позначається відповідними цифрами після числа, що показує вміст міді, наприклад, сплав ЛАЖ60-1-1 містить 60 % міді, 1 % алюмінію, 1 % заліза та 38 % цинку.

Подвійні латуні марок Л96 та Л90, які мають найбільшу масову частку міді (88...97 %), називаються «томпак». Томпак Л90, наприклад, має високу корозійну стійкість, та досить гарні ливарні і механічні властивості, він має гарну зварюваність зі сталлю. Латуні, які мають масову частку міді від 79 до 86 %, називаються *напівтомпаками* (марки Л85, Л80). Вони трохи дешевше томпаків, добре обробляються тиском в гарячому та холодному стані.

Однофазні α -латуні використовуються для виготовлення деталей деформуванням в холодному стані. З них виготовляють стрічки, гільзи патронів, радіаторні трубки, дріт.

Для виготовлення деталей деформуванням при температурі, вищій за 500 °С, використовують ($\alpha+\beta$)-латунь. З *двофазних латуней* виготовляють листи, прутки та інші заготовки, з яких подальшою механічною обробкою виготовляють деталі. Обробка різанням поліпшується додаванням до складу латуні свинцю, наприклад, латунь марки ЛС59-1, яку називають «автоматною латунню».

Латуні мають хорошу корозійну стійкість, яку можна підвищити завдяки додаванням до сплаву олова. Латунь ЛО70-1 стійка проти корозії в морській воді, тому має назву – «морська латунь».

Додавання нікелю та заліза підвищує механічну міцність латуні до рівня 550 МПа.

Ливарні латуні також маркуються літерою «Л». Після літерного позначення основного легуючого елемента цинку та кожного наступного ставиться цифра, яка вказує на його усереднений вміст у сплаві. Наприклад, латунь ЛЦ23А6Ж3Мц2 містить 23 % цинку, 6 % алюмінію, 3 % заліза, 2 % марганцю. Найкращу рідкоплинність має латунь марки ЛЦ16К4. До ливарних відносяться латуні типу ЛС, ЛК, ЛА, ЛАЖ, ЛАЖМц. Ливарні латуні не схильні до ліквіації, мають зосереджену усадку, з них отримують виливки з високою щільністю. Латуні є гарним матеріалом для конструкцій, які працюють при низьких температурах.

12.4.3. БРОНЗИ

Бронза – це *подвійний* або *багатокомпонентний* сплав, що містить мідь та інші елементи, які поліпшують основні властивості сплаву, крім цинку. Такі елементи називаються легуючими. У складі бронзи їх більше 2,5 % за масою. В якості легуючих елементів застосовують: марганець, олово, берилій, свинець, кремній, хром, фосфор, залізо, алюміній тощо. Маркують сплави літерним поєднанням «Бр», літерами, які позначають основні легуючі компоненти та цифрами, які вказують їх зміст. Наприклад: БрО5 – олов'яна бронза (Sn – 5 %); БрА5 – алюмінієва бронза (Al – 5 %). Хімічний склад бронзових сплавів та їх марки регламентуються відповідними стандартами.

Бронза на основі міді та олова – це один з найдревніших сплавів, отриманих людством. Перша згадка про цей сплав відноситься до III тисячоліття до нашої ери, коли у Месопотамії та Південному Ірані з'явилися вироби з бронзи. З бронзи виготовляли все необхідне для побуту, монети та різні прикраси. Близько V-IV століть до нашої у античної Греції з'явилася технологія лиття великих бронзових статуй, яка актуальна до нашого часу.

У середньовіччя бронза використовувалася для виробництва гармат та артилерійських снарядів. З давніх часів з цього сплаву відливали дзвони. Змінюючи склад та розмір виливка, майстри створювали дзвони різної тональності.

КЛАСИФІКАЦІЯ БРОНЗ

За хімічним складом бронзи розрізняють на:

- олов'яні бронзи (цинова бронза);
- безолов'яні бронзи (безцинова бронза).

Олов'яні бронзи – це сплави, де основним легуючим компонентом є олово. Крім олова, бронзи додатково можуть містити такі компоненти, як свинець, фосфор та цинк. Додання олова до міді зніжує температуру плавлення, крім того сплав стає більш пружним та твердим, а також краще піддається поліровці. Додаткові компоненти покращують механічні, ливарні та антифрикційні властивості.

Безолов'яні бронзи (спеціальні) – це сплави міді, які не містять у своєму складі олова. Вони не поступаються за своїми властивостями олов'яним, а за деякими навіть перевершують їх.

За технологічною ознакою бронзи діляться на:

- бронзи, що деформуються;
- ливарні бронзи.

Бронзи, що деформуються, добре піддаються механічній обробці: штампуванню, рифленню, куванню. Вміст олова в них не більше 6 %, що забезпечує необхідну пластичність. З таких бронз виготовляють листи, дріт, прутки, стрічку.

Ливарні бронзи – призначені для фасонних виливків. З ливарних олов'яних бронз роблять різні деталі для машин, які працюють в морській воді, вкладиші підшипників, шестерінки.

При маркуванні бронз, що деформуються, на початку ставляться літери «Бр», потім літери, що вказують, які елементи, крім міді, входять до складу сплаву. Після літер йдуть цифри, які вказують вміст компонентів в сплаві. Наприклад, марка БрОФ10-1 означає, що в бронзу входить 10 % олова, 1 % фосфору, решта – мідь.

Маркування ливарних бронз також починається з літер «Бр», потім вказуються літерні позначення легуючих елементів та після кожної літери ставиться цифра, яка вказує на усереднений вміст елемента у сплаві. Наприклад, бронза БрОЗЦ12С5 містить 3 % олова, 12 % цинку, 5 % свинцю, решта – мідь.

ОЛОВ'ЯНІ БРОНЗИ

При сплаві міді з оловом утворюються тверді розчини. Діаграму стану сплаву системи «мідь – олово» представлено на рис. 12.23.

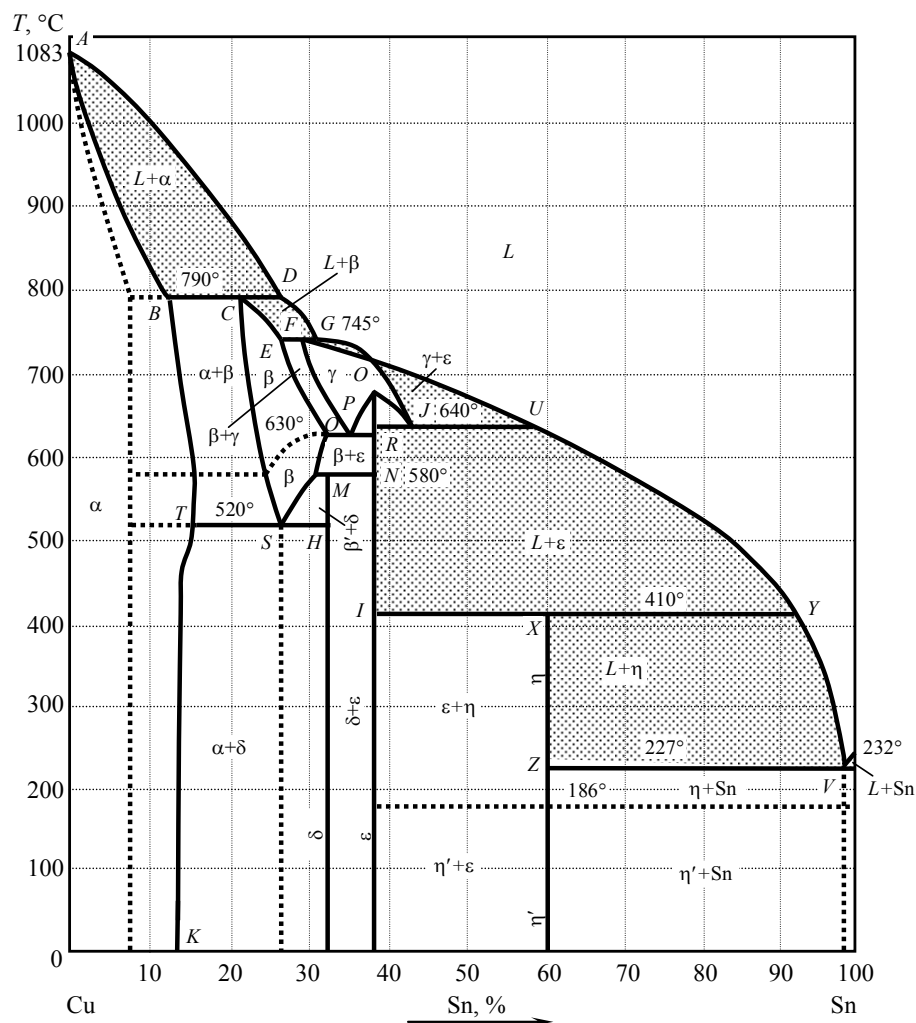


Рис. 12.23. Діаграма стану сплавів системи «мідь – олово»

Ці сплави дуже схильні до ліквації через великий температурний інтервал кристалізації. Завдяки ліквації сплави з вмістом олова вище 5 % мають в структурі евтектоїдну складову – $(\alpha+\delta)$, яка складається з м'якої та твердої фаз. Мікроструктуру олов'яної бронзи наведено на рис. 12.24.

Така будова більш всього підходить для деталей типу підшипників ковзання: м'яка фаза забезпечує хорошу припрацьовуваність; тверді частинки створюють зносостійкість. Тому олов'яні бронзи є гарними антифрикційними матеріалами.

Олов'яні бронзи мають низьку об'ємну усадку (близько 0,8 %), тому використовуються в художньому литті.

Наявність фосфору забезпечує хорошу рідкоплинність.

Олов'яні бронзи розділяються на такі, що *деформуються*, та *ливарні*.

У олов'яних бронзах, що *деформуються*, вміст олова не повинен перевищувати 6 % для забезпечення необхідної пластичності (БрОФ6,5-0,15).

Залежно від складу, олов'яні бронзи, що деформуються, відрізняються високими механічними, антикорозійними, антифрикційними та пружними властивостями, та використовуються в різних галузях промисловості. З цих сплавів виготовляють прутки, труби, стрічку, дріт.

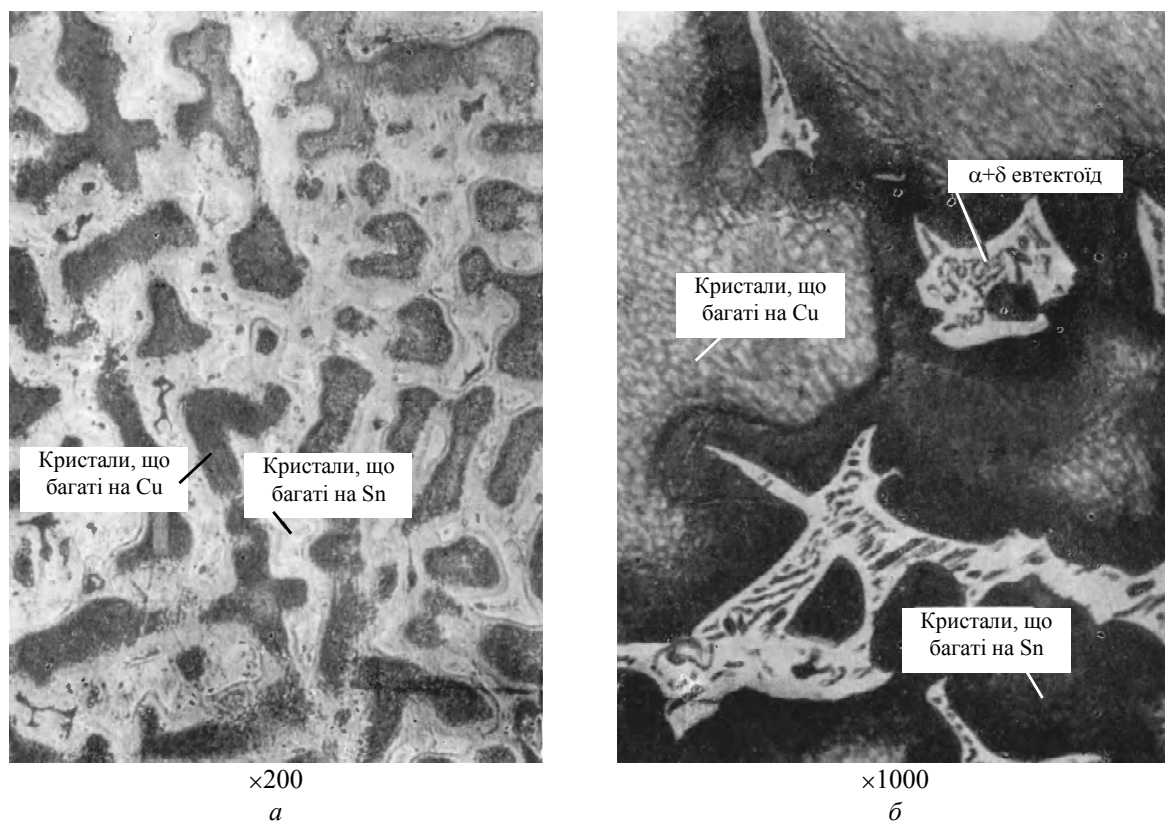


Рис. 12.24. Мікроструктура олов'яної бронзи після травлення зі:
 а – 8%-вим аміачним розчином CuCl_2 ; б – 3%-вим розчином FeCl_2 та 10 % HCl

Ливарні олов'яні бронзи (БрОЗЦ7С5Н1, БрО4Ц4С17) застосовуються для виготовлення пароводяної арматури та для виливків антифрикційних деталей типу втулок, вінців черв'ячних коліс, вкладишів підшипників.

АЛЮМІНІЄВІ БРОНЗИ

Алюмінієві бронзи (БрАЖ9-4, БрАЖ9-4Л, БрАЖН10-4-4) – сплави на основі міді, в яких головним легуючим елементом є алюміній.

Колір алюмінієвої бронзи – солом'яно-жовтий, з червонястим відтінком, що нагадує колір золота. Основні механічні властивості у твердому стані: щільність – 7500...8200 кг/м³, температура плавлення – 1040...1084 °С, твердість за Брінеллем – 55...220 МПа, межа міцності 200...750 МПа, відносне подовження 20...75 %.

Застосовують двох- та багатокомпонентні сплави. Діаграму стану системи Cu-Al в рівноважному стані приведено на рис. 12.25.

З діаграми видно, що максимальна розчинність алюмінію в міді у твердому стані становить 9,4 % (по масі). З підвищенням температури з 565 °С до 1037 °С розчинність алюмінію в міді зменшується і досягає 7,5 %.

До стабільних фаз системи Cu-Al відносяться α , β , γ_2 і α_2 фази.

Фаза α – первинний твердий розчин, ізоморфний, з елементарної гранецентрованої кубічної кристалічної решіткою. Бронзи з вмістом алюмінію до 9,4 % мають однофазну будову α -твердого розчину.

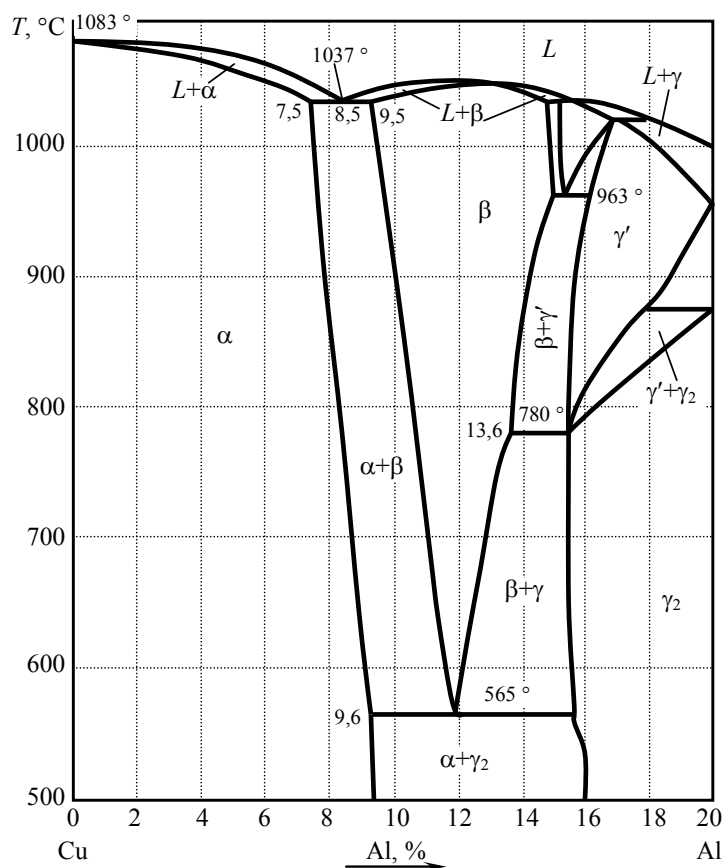


Рис. 12.25. Діаграма стану системи «мідь – алюміній» (рівноважний стан)

Фаза β – твердий розчин, що утворюється на основі стехіометричної сполуки Cu_3Al безпосередньо з розплаву при температурі 1036...1079 °C, з елементарною центрованою кубічною кристалічною решіткою. Фаза β – пластична, електропровідна та стабільна при температурі вище 565 °C. При швидкому охолодженні сплаву (зі швидкістю понад 2 °C/хв) вона зазнає різких перетворень типу мартенситових, при цьому утворюються проміжні фази. При вмісті алюмінію 9,4...15,6 % сплави системи «мідь – алюміній» двофазні та складаються з α - і γ -фаз.

При повільному охолодженні (менше 2 град/хв) β -фаза розпадається на евтектоїд $\alpha+\gamma_2$ з утворенням крупнозернистої γ_2 -фази, яка виділяється у вигляді безперервних ланцюгів, що надає сплаву крихкість. Фаза γ_2 (Cu_9Al_4) утворюється з фази γ' . Вона стабільна при низьких температурах, крихка та тверда, електропровідність менша, ніж у β -фази.

Фаза α_2 , яка утворюється при температурі 363 °C в результаті перітектоїдної реакції між фазами α та γ_2 , має гранецентровану кубічну кристалічну решітку, але з іншими параметрами.

Метастабільні фази в сплавах: β_1 – з елементарною центрованою кубічною кристалічною решіткою (Al – 11,9 %), впорядкована; β' – з елементарною гранецентрованою кубічною кристалічною решіткою (Al – 11,6 %), дуже деформована; β_1' – з елементарною ромбічною кристалічною решіткою (Al – 11,8 %), впорядкована; γ_1 – з елементарною орторомбічною решіткою (Al – 13,6 %), впорядкована. Також передбачається існування інших фаз, які є модифікацією фази β_1' .

Однофазні сплави (α -алюмінієві бронзи) пластичні та добре обробляються тиском, двофазні сплави ($\alpha+\gamma_2$ -алюмінієві бронзи) з високим вмістом алюмінію менш пластичні та застосовуються, головним чином, як ливарні. На рис 12.26 наведено мікроструктури одно- і двофазної алюмінієвої бронзи.

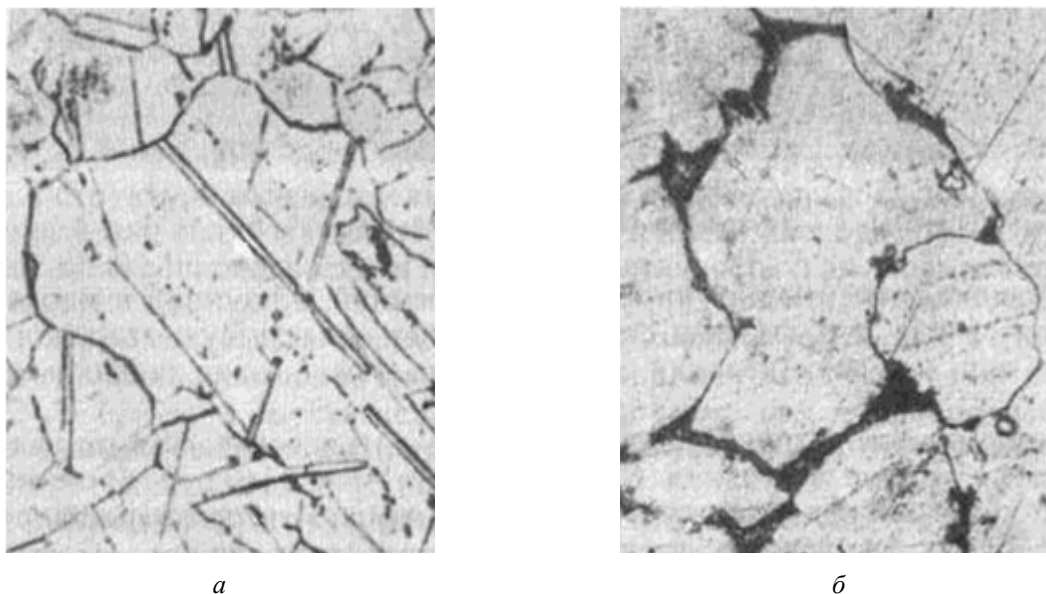


Рис. 12.26. Мікроструктура алюмінієвої бронзи ($\times 250$):
 а – однофазна (5 % Al); б – двофазна (10 % Al)

Оптимальні властивості мають алюмінієві бронзи, що містять 5...8 % алюмінію. Збільшення вмісту алюмінію до 10...11 % веде до різкого підвищення міцності та сильного зниження пластичності. Додаткового підвищення міцності для сплавів з вмістом алюмінію 8...9,5 % можна досягти загартуванням.

Алюмінієві бронзи в порівнянні з іншими бронзовими сплавами мають більшу міцність і корозійну стійкість. Ці сплави демонструють низький рівень поверхневої корозії в атмосферних умовах, низький рівень окислення при високих температурах і слабку реакційну здатність із сірчистими сполуками та продуктами вихлопу двигунів внутрішнього згоряння. Вони також стійкі до корозії у морській воді. В алюмінієвих бронзах стійкість до корозії забезпечується алюмінієвою компонентою сплаву, яка вступає в реакцію з атмосферним киснем, утворюючи тонкий, жорсткий поверхневий шар оксиду алюмінію, що стає бар'єром для корозії багатого на мідь сплаву. Додавання заліза і марганцю до 1 % покращує стійкість до корозії алюмінієвої бронзи.

Позитивні особливості алюмінієвих бронз в порівнянні з олов'яними:

- менша схильність до ліквації всередині кристалів;
- велика щільність виливків;
- більш висока міцність і жароміцність;
- менша схильність до холоднокрихкості.

Основні недоліки алюмінієвих бронз:

- значна усадка;
- схильність до утворення стовпчастих кристалів при кристалізації і росту зерна при нагріванні, що підвищує крихкість сплаву;
- сильне поглинання газів рідким розплавом;
- самовідпуск при повільному охолодженні;
- недостатня корозійна стійкість в перегрітому парі.

Для усунення цих недоліків сплави додатково легують марганцем, залізом, нікелем, свинцем.

У табл. 12.1 наведено склади декількох типових стандартних алюмінієвих бронз, які обробляються тиском, та їх позначення за ГОСТ 18175-78 та ISO 428. У відсотках показано пропорційний склад сплаву за масою. Мідь становить решту, і у таблиці не наведена.

Таблиця 12.1

Хімічний склад алюмінієвих бронз, %

| Сплав за ISO 428 | Сплав за ГОСТ 18175-78 | Al | Fe | Ni | Mn | Zn | As |
|------------------|------------------------|------------|-----------|-----------|-----------|----------|----------|
| CuAl5 | БрА5 | 4,0...6,5 | 0,5 max. | 0,8 max. | 0,5 max. | 0,5 max. | 0,4 max. |
| CuAl8 | БрА7 | 7,0...9,0 | 0,5 max. | 0,8 max. | 0,5 max. | 0,5 max. | |
| CuAl8Fe3 | | 6,5...8,5 | 1,5...3,5 | 1,0 max. | 0,8 max. | 0,5 max. | |
| CuAl9Mn2 | БрАМц9-2 | 8,0...10,0 | 1,5 max. | 0,8 max. | 1,5...3,0 | 0,5 max. | |
| CuAl10Fe3 | БрАЖ9-4 | 8,5...11,0 | 2,0...4,0 | 1,0 max. | 2,0 max. | 0,5 max. | |
| CuAl10Fe5Ni5 | БрАЖН10-4-4 | 8,5...11,5 | 2,0...6,0 | 4,0...6,0 | 2,0 max. | 0,5 max. | |

Алюмінієві бронзи найчастіше використовуються в устаткуванні, де завдяки стійкості до корозії, вони мають перевагу у порівнянні з іншими конструкційними матеріалами. Сюди слід віднести підшипники і компоненти шасі у літаках, компоненти двигунів (особливо для морських суден), занурені у воду елементи конструкцій корпусів суден та їх гребні гвинти.

Алюмінієва бронза завдяки красивому золотисто-жовтому кольору і високій корозійній стійкості іноді також застосовується, як заміник золота для виготовлення біжутерії та монет. Всі обігові українські монети номіналів 10, 25, 50 копійок та гривня після 2000 року карбуються, саме з алюмінієвої бронзи БрА5 (рис. 12.27).



Рис. 12.27. Одногривнева монета, яка виготовлена з алюмінієвої бронзи

Алюмінієві бронзи найбільшим попитом користуються у таких галузях:

- при виготовленні обладнання, яке експлуатується в морських умовах;
- в обладнанні водопостачання;
- у нафтовій та нафтохімічній промисловості (наприклад, для виготовлення інструменту, який експлуатується у вибухонебезпечних середовищах);
- для виготовлення обладнання, що експлуатується в умовах корозійного середовища;
- для виготовлення декоративних елементів будівельних конструкцій.

Алюмінієва бронза піддається зварюванню в середовищі інертного газу (аргону).

КРЕМ'ЯНИСТІ БРОНЗИ

Крем'янисті бронзи містять до 3 % Si (БрК3) і мають однофазну структуру α -твердого розчину. Однофазна структура твердого розчину забезпечує кременистим бронзам високу пластичність та гарну оброблюваність тиском. При збільшенні вмісту кремнію більше 3 % в структурі сплавів утворюється тверда та крихка γ -фаза, це знижує їх пластичність. Діаграму стану системи «мідь – кремній» наведено на рис. 12.28 (сплав БрК3 – заштрихована область).

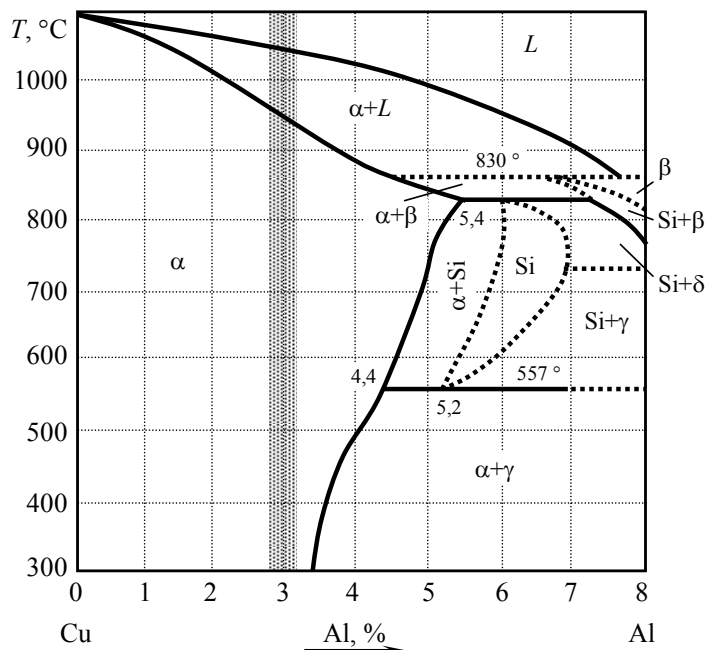


Рис. 12.28. Діаграма стану сплаву системи «мідь – кремній»



Рис. 12.29. Мікроструктура нікель-крем'янистої бронзи БрКН1-3 в литому стані після відпалу (дендритні зерна α -твердого розчину складного складу)

Добавки марганцю та нікелю підвищують міцність і твердість крем'янистих бронз. Нікель, має змінну розчинність в α -фазі, створює можливість для зміцнення нікель-крем'янистих бронз гартуванням та старінням. Після гарту від 800 °C та старіння при 500 °C БрКН1-3 і БрКН0,5-2 мають $\sigma_b > 700$ МПа, $\delta \approx 8$ %. Мікроструктуру сплаву БрКН1-3 представлено на рис. 12.29.

Крем'янисті бронзи випускають у вигляді стрічок, смуг, прутків, дроту. Для фасонних виливків вони застосовуються рідко, тому що їх ливарні властивості нижчі, чим у олов'яних, алюмінієвих бронз та латуней. Легування цинком сприяє поліпшенню ливарних властивостей цих бронз. Крем'янисті бронзи добре зварюються та паються. Вони немагнітні та морозостійкі, перевершують олов'яні бронзи за корозійної стійкості та механічних властивостей, мають високі пружні властивості.

Ці бронзи використовують замість більш вартісних олов'яних бронз при виготовленні антифрикційних деталей (БрКН1-3), (БрКМц3-1), а також для заміни

берилієвих бронз при виробництві пружин, мембран та інших деталей приладів, які працюють в прісній та морській воді. Завдяки високій стійкості до лужного середовища та сухим газам, їх використовують для виробництва стічних труб, газо- та димоходів.

СВИНЦЕВІ БРОНЗИ

Свинець повністю не розчиняється в рідкій міді. При 953 °C відбувається монотектичне перетворення, а при 327 °C – евтектичне. Евтектика за складом майже збігається з чистим свинцем, тому сплави після затвердіння складаються з кристалів міді та вклю-

чень свинцю. Останні розташовуються по границям зерен або заповнюють міждендритні порожнини. Така структура бронзи забезпечує високі антифрикційні властивості.

Через дефіцит олова свинцеві бронзи набувають все більшого поширення в промисловості замість олов'яних бронз, хоча у порівнянні з ними мають більш низькі механічні та технологічні властивості. Вміст свинцю в ливарних бронзах становить 12, 25, 30 та 60 %. Найбільш поширеною є знайшла свинцева бронза марки БрС30.

Свинцева бронза БрС30 – це двокомпонентний сплав, який характеризується антифрикційними властивостями та високим опором заїданню, і тому застосовується для виготовлення високонавантажених підшипників (опорні та шатунні підшипники потужних турбін, авіаційних моторів, дизелів та інших швидкохідних машин). Діаграму стану системи Cu-Pb наведено на рис. 12.30.

Свинцева бронза марки БрС30 кристалізується в кілька стадій:

- 1) виділення міді по лівій лінії ліквідус;
- 2) проходження монотектичної реакції $L_1 = \text{Cu} + L_2$;
- 3) виділення міді по правій кривій лінії ліквідус;
- 4) евтектичний розпад $L_2 = \text{Pb}$ (в евтектиці міститься 99,98 % Pb).

Характерною особливістю затвердіння сплавів системи Cu-Pb є наявність монотектичної реакції: процес кристалізації супроводжується розподілом рідини на два шари. Рідина L_1 багата міддю (37,4 % Pb, решта – мідь). Рідина L_2 багата свинцем (86 % Pb, решта – мідь).

Після затвердіння бронзи, її структура складається із зерен міді та евтектики, яка складається практично з чистого свинцю. На рис. 12.31 наведено структуру свинцевої бронзи БрС30. Під час монотектичної реакції ($L_1 = \text{Cu} + L_2$), відбувається розшарування рідини, утворюється сильна ліквіація, це ускладнює отримання дрібного зерна міді та рівномірний розподіл свинцю.

В процесі кристалізації рідина L_2 , яка збагачена свинцем, відтісняється зростаючими зернами, при цьому утворюються великі скупчення свинцю. Такі скупчення свинцю призводять до нерівномірного його розподілу за об'ємом виливка та погіршують антифрикційні властивості.

Крім того, свинцеві бронзи надзвичайно схильні до гравітаційної ліквіації через велику різницю в щільності свинцю та міді. Рідина L_2 , яка збагачена свинцем, опускається вниз, тому свинець розташовується в донній частини виливка. Для боротьби з ліквіацією свинцю застосовують прискорене охолодження в інтервалі температур формування литої структури (до 326 °C). Рекомендується заливати бро-

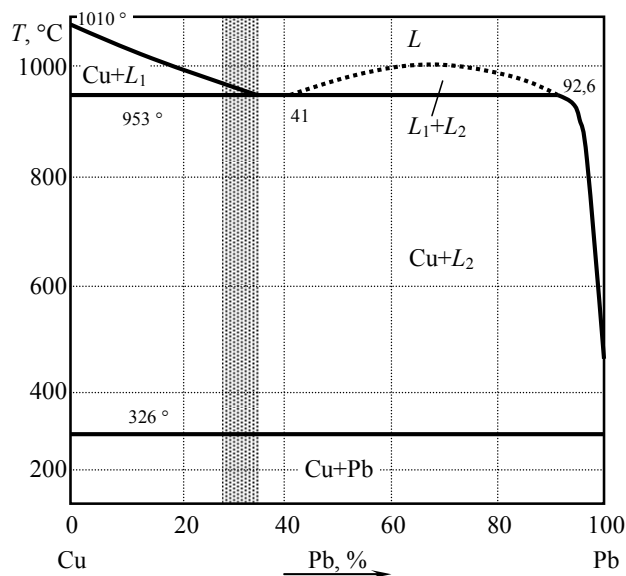


Рис. 12.30. Діаграма стану системи «мідь – свинець»

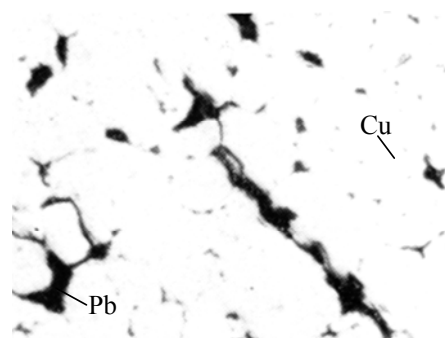


Рис. 12.31. Мікроструктура свинцевої бронзи БрС30

нзу БрС30 в сирі форми або на сталеву стрічку, яка охолоджується водою. Таким чином вдається отримати дрібне зерно міді з дисперсними частинками свинцю.

На рис. 12.32 показано вплив свинцю на механічні властивості подвійного сплаву системи Cu-Pb.

З графіків видно, що збільшення вмісту свинцю призводить до зниження міцності. Межа міцності при розтягуванні складає в середньому 60 МПа, а відносьне подовження – 4...6 %, тому свинцева бронза застосовується у вигляді біметалу, одержуваного шляхом її заливки на сталевий корпус підшипника (рис. 12.33).

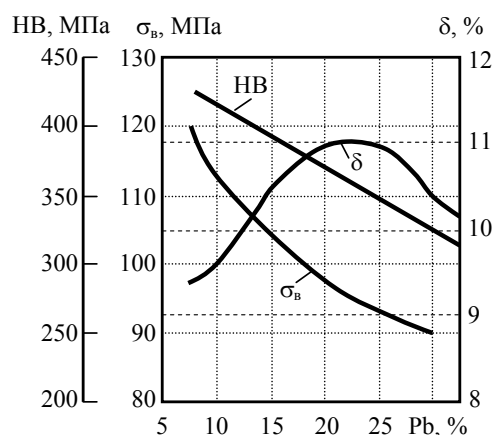


Рис. 12.32. Вплив вмісту свинцю на механічні властивості свинцевих бронз



Рис. 12.33. Циліндричні біметалічні підшипники ковзання

Свинцеві бронзи перевершують з теплопровідності олов'яні бронзи майже в 3 рази, а бабіти – в 6 разів, що дозволяє їх використовувати при більш високих температурах.

Плавку багатосвинцевих бронз проводять в індукційних печах високої або промислової частоти, в яких відбувається інтенсивне перемішування розплаву. Свинець, який практично не розчиняється в міді та мідних сплавах, в розплавах утворює емульсію. При плавці в індукційних печах дисперсність включень свинцю є достатньою для отримання якісних виливків.

Перед випуском розплаву з печі додатково застосовується механічне перемішування. У шихті допускається використання до 50 % відходів.

Свинцеві бронзи використовують для виготовлення вкладишів підшипників ковзання, які працюють з великими швидкостями та при підвищеному тиску.

СУРМ'ЯНІ БРОНЗИ

Сурм'яна бронза (БрСуЗНЗЦЗС20Ф) застосовується як заміник олов'яних та інших антифрикційних бронз. Вона має відмінні антифрикційні властивості, гарну припрацьовуваність та добре протистоїть зношуванню. Застосовується для виготовлення деталей тертя паливної апаратури та підшипників. Структура сплаву складається з α -твердого розчину сурми в міді та частинок твердої ϵ -фази, які рівномірно розподілені в α -твердому розчині. Діаграму стану сплавів системи «мідь – сурма» наведено на рис. 12.34.

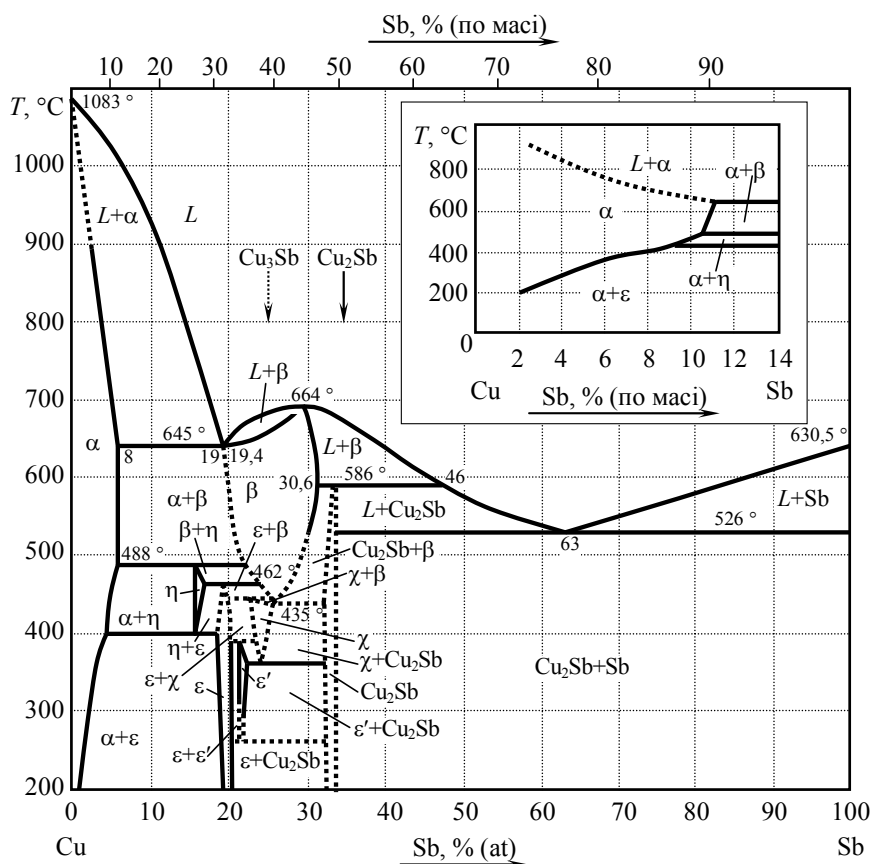


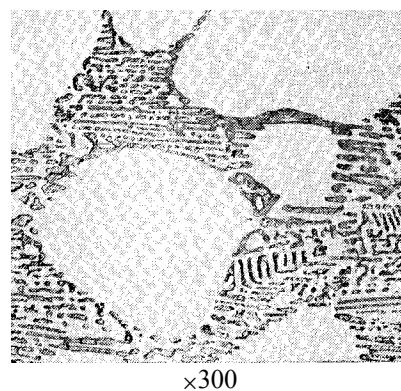
Рис. 12.34. Діаграма стану сплавів системи «мідь – сурма»

Мікроструктуру сурм'янистої бронзи з вмістом сурми 10 % наведено на рис. 12.35.

Для зміцнення основи сплаву та підвищення корозійної стійкості до складу сурм'янистої бронзи додають нікель, цинк і фосфор.

При плавці сурм'янистої бронзи в піч завантажують мідь та нікель. Після їх розплавлення проводять розкислення фосфором в кількості 0,01...0,05 % від маси розплаву, потім вводять цинк та сурму. Після розчинення сурми вводять свинець та решту фосфору при інтенсивному перемішуванні розплаву.

Сурм'яні бронзи схильні до утворення газоусадочної пористості через наявність широкого інтервалу кристалізації. Шихта, що завантажується, не повинна містити вологу, щоб уникнути насичення розплаву воднем. Небажаним є також перегрів розплаву вище 1160...1180 °C, а температура лиття повинна бути на рівні 1050...1080 °C. Дегазацію розплаву проводять сумішшю хлорних солей або продувкою аргоном.

Рис. 12.35. Мікроструктура сплаву міді з сурмою Sb + (Sb + Cu₂Sb) після травлення

БЕРИЛІЄВІ БРОНЗИ

Берилієві бронзи характеризуються високими межами міцності та пружності, твердістю та корозійною стійкістю в поєднанні з підвищеним опором втомі. Подвійні берилієві бронзи містять в середньому 2,0...2,5 % берилію (БрБ2, БрБ2,5), при більшому вмісті берилію пластичність стає дуже низькою. Діаграму стану системи «мідь – берилій» та вплив концентрації берилію в сплаві на механічні властивості наведено на рис. 12.36, а структуру сплаву БрБ2,5 на рис. 12.37.

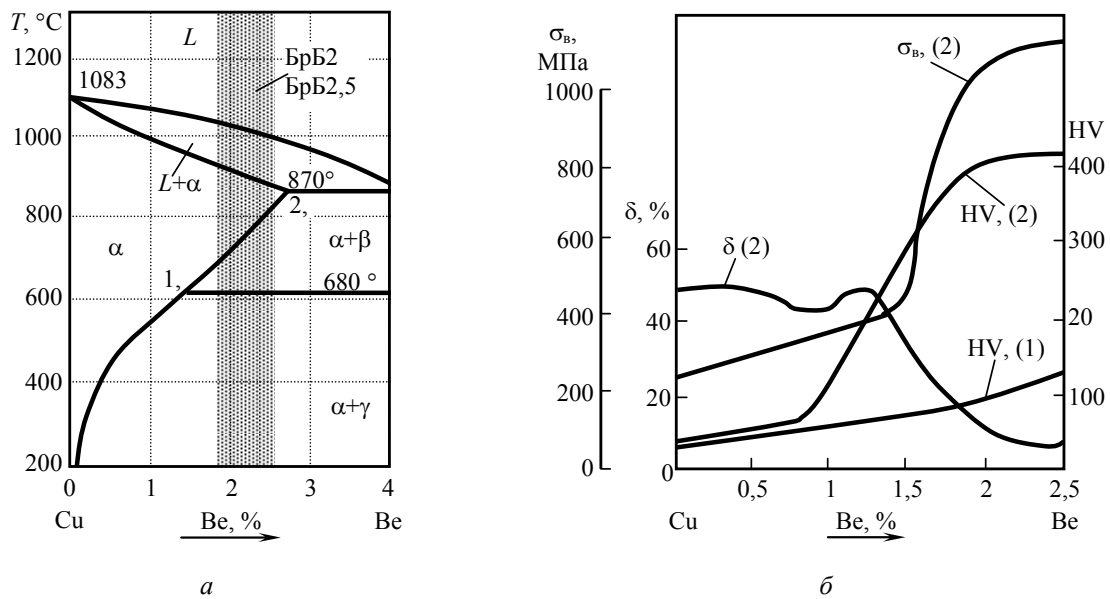


Рис. 12.36. Діаграма стану сплавів системи «мідь – берилій» (а) та вплив берилію на механічні властивості бронз (б) після гарту від 780 °С (1) і старіння від 300 °С (2)

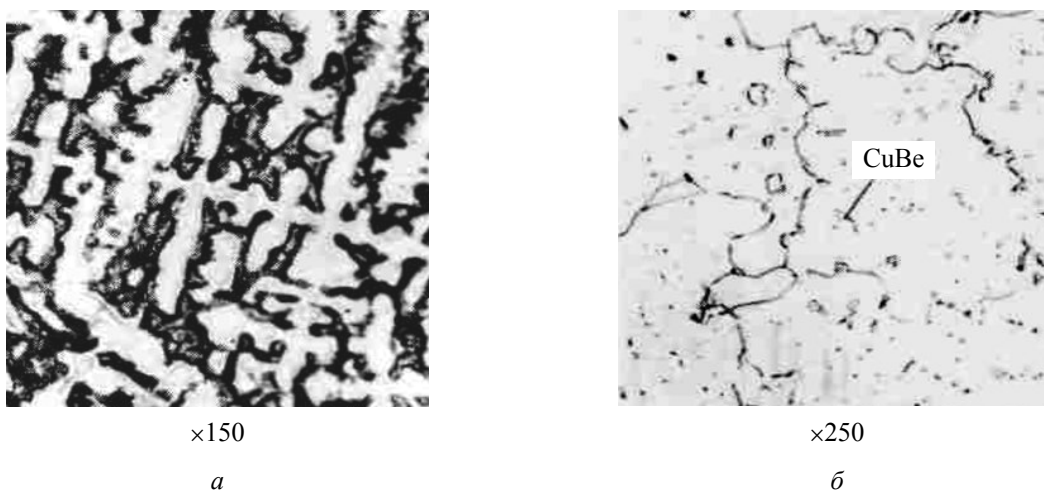


Рис. 12.37. Мікроструктура берилієвої бронзи БрБ2,5: а – литий стан (в міжосних просторах дендритів α -твердого розчину є включення евтектоїду $\alpha+\gamma(\text{CuBe})$); б – литий стан після гарту від 800 °С та двохгодинного відпуску при 350 °С (по межах та всередині зерен α -фази є включення фази CuBe)

Берилій має змінну розчинність в міді, яка зменшується при зниженні температури, що дає можливість проводити зміцнення, яке полягає в загартуванні від 780...800 °С з наступним старінням при 325 °С. Найбільш поширеною є берилієва бронза марки БрБ2. Вона має такі механічні властивості: межа міцності після гарту – 400...600 МПа, після гарту та відпуску – 1100...1150 МПа; межа плинності після гарту – 200...350 МПа, після гарту та відпуску – 950...1350 МПа; відносне подовження після гарту – 20 %, після гарту та відпуску – 2 %; твердість після гарту – до 130 HV, після гарту та відпуску – 330 HV; модуль пружності після гарту 9500 МПа, після гарту та відпуску – 10500 МПа.

Сплави берилію токсично-небезпечні при вдиханні під час виробництва. У твердій формі та у вигляді виробів, берилієва бронза не представляє ніякої небезпеки для здоров'я. Однак вдихання пилу або диму, що містять берилій, може призвести до серйозного захворювання легенів – бериліозу. Це захворювання вражає в першу чергу легені, обмежуючи обмін кисню між легкими та кровотоком. Міжнародне агентство з вивчення раку та Національна програма токсикології відносять берилій до першої групи канцерогенів.

Легування Mg, Ni, Ti, Co дозволяє зменшити вміст берилію до 1,7...1,9 % без помітного зниження механічних властивостей (БрБНТ1,7 та ін.).

Берилієва бронза – це пластичний, придатний для зварювання та обробки сплав. Він стійкий до кислот, що не окислюють (соляної або вугільної), продуктам розпаду пластмас, абразивного зносу. Берилієву бронзу можна термічно обробляти для підвищення міцності, зносостійкості та електропровідності. Берилієва бронза досягає найбільшої міцності (до 1400 МПа) з усіх сплавів на основі міді.

Берилієві бронзи мають високу теплопровідність (107 Вт/(м·К)) та електричну провідність. Вони добре обробляються різанням, зварюються точковим та роликовим зварюванням, однак широкий температурний інтервал кристалізації ускладнює їх дугове зварювання.

Берилієві бронзи є теплостійкими матеріалами, стійко працюють при температурах до 310...340 °С. При 500 °С вони мають приблизно такий самий тимчасовий опір розриванню, як олов'яно-фосфористі та алюмінієві бронзи при кімнатній температурі.

У берилієвій бронзі висока міцність поєднується з немагнітними властивостями та відсутністю іскріння.

Тому берилієву бронзу застосовують для виготовлення інструменту (рис. 12.38), який не дає іскру при ударі об метал або камінь, що дозволяє використовувати його при вибухонебезпечних роботах.



Рис. 12.38. Розвідний ключ з позначкою «BeCu», яка позначає, що він виготовлений з берилієвої бронзи

Берилієва бронза (наприклад, БрБ2) є високоякісним пружинним матеріалом. Розчинність берилію в міді зі зниженням температури значно зменшується. Це явище використовують для отримання високих властивостей (пружність та міцність) виробів методом дисперсійного твердіння.

Берилієві бронзи випускають переважно у вигляді смуг, стрічок, дроту та інших деформованих напівфабрикатів. Разом з тим з них можна отримати якісні фасонні виливки. З берилієвих бронз виготовляють деталі відповідального призначення: пружні елементи точних приладів (плоскі пружини, пружинні контакти, мембрани); деталі, що працюють на знос (кулачки, шестерні, черв'ячні передачі); підшипники, що працюють при високих швидкостях, високому тиску та підвищених температурах.

12.5. ПІДШИПНИКОВІ (АНТИФРИКЦІЙНІ) СПЛАВИ

До *антифрикційних матеріалів* відносяться такі сплави:

- олов'яні бронзи, що містять 8 % олова, та свинцеві бронзи, що містять до 30 % свинцю, з них виготовляють вкладиші для підшипників тертя ковзання, які працюють у важких умовах, при великих питомих тисках та швидкостях (див. підрозділ 12.4.3.2);
- сірі та ковкі чавуни – застосовуються для менш відповідальних вкладишів, що працюють при високому тиску та малих швидкостях, графітові включення в чавуні утворюють канали, які утримують мастило та грають роль мастила (див. підрозділи 11.4.1 та 11.4.4);
- олов'яні та свинцеві бабіти – вони містять м'які пластичні метали (олово та свинець) з добавками міді, сурми і, рідше, кадмію, нікелю та інших домішок;
- цинкові антифрикційні сплави.

12.5.1. СПЛАВИ НА ОСНОВІ ОЛОВА АБО СВИНЦЮ

Бабіт – антифрикційний сплав на основі олова або свинцю (температура плавлення – 300...440 °C), призначений для використання у вигляді шару, залитого або напиляного по корпусу вкладиша підшипника ковзання.

За хімічним складом бабіти класифікують на три групи: олов'яні (Б83, Б88), олов'яно-свинцеві (БС6, Б16) та свинцеві (БК2, БКА). Останні не мають в своєму складі олова.

В якості легуючих присадок можуть бути використані: сурма, мідь, нікель, миш'як, кадмій, телур, кальцій, натрій, магній.

Найбільш поширені варіанти хімічного складу сплавів:

- 90 % олова, 10 % міді;
- 89 % олова, 7 % сурми, 4 % міді;
- 80 % свинцю, 15 % сурми, 5 % олова.

Свою назву бабіти отримали на честь американського винахідника І. Беббітта, який в 1839 році розробив перший підшипниковий сплав. Він винайшов підшипник з металевого сплаву на основі олова з низьким коефіцієнтом тертя.

Кращі антифрикційні властивості мають олов'яні бабіти. Мікроструктура бабіту Б83 (олово, сурма, мідь) після швидкого охолодження (рис 12.39, а) містить тверді дрібні кубики сполуки SnSb, твердий скелет зі сполуки Cu_6Sn_5 та в'язку основу з потрібної евтектики (твердий розчин Sb та Cu в олові та тверді частинки Cu_6Sn_5 і SnSb). Мікроструктура низькосурм'яного



Ісаак Беббітт

олов'янистого бабіту Б89, що містить 7 % сурми, тобто нижче межі розчинності сурми в олові (рис. 12.39, б), не має кубічних кристалів сполуки SnSb . Мікроструктура містить тільки тверді голчасті кристали Cu_6Sn_5 та в'язку евтектику.

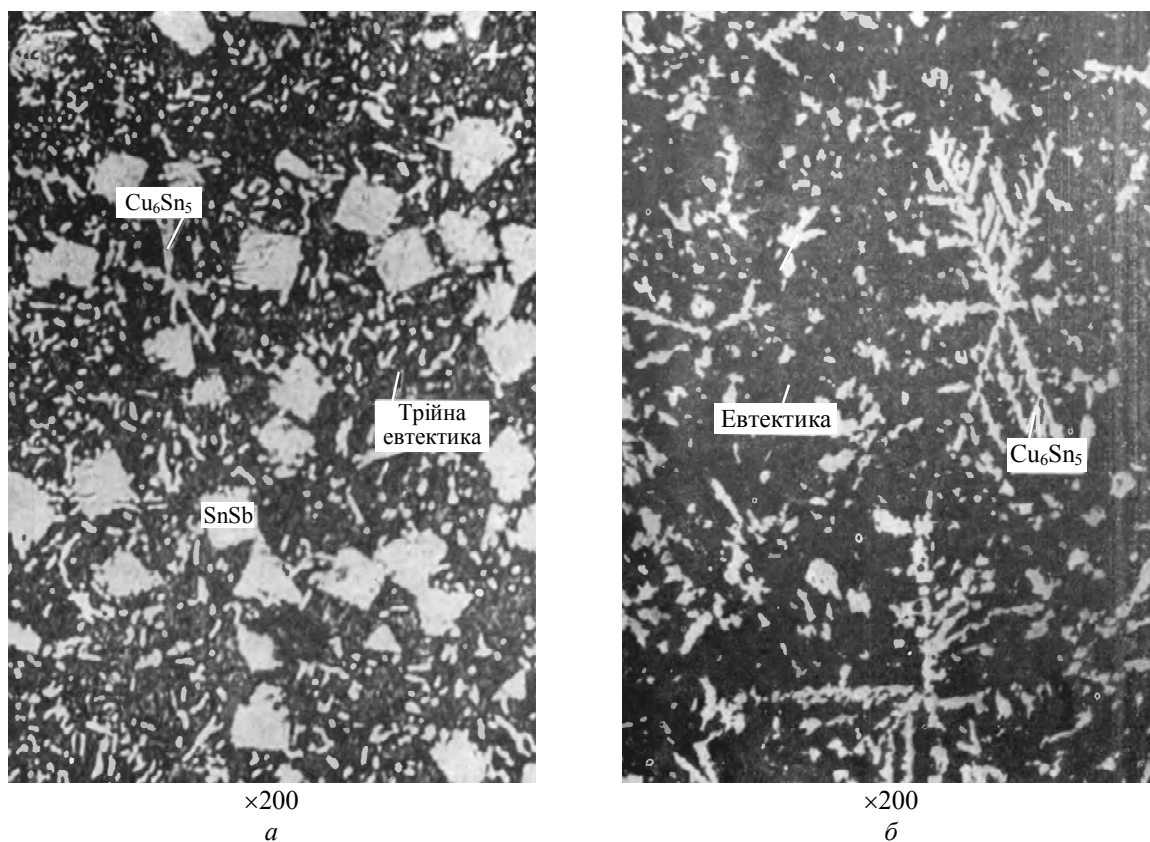


Рис. 12.39. Мікроструктура бабітів марок Б83 (а) і Б89 (б)

Бабіт, основу якого становить олово (марки Б88, Б83, Б83С, SAE11, SAE12, ASTM2), використовують, коли від антифрикційного матеріалу вимагаються підвищена в'язкість і мінімальний коефіцієнт тертя. Олов'яний бабіт в порівнянні зі свинцевим має більш високу корозійну стійкість, зносостійкість та теплопровідність.

Незважаючи на дуже гарні поверхневі властивості – здатність утримувати мастило, припрацьовуватися та поглинати сторонні тверді частинки, не утворювати задирів валу, корозійну стійкість та технологічність, – олов'яні бабіти мають низьку межу витривалості та викришуються при роботі в дуже важких умовах, наприклад, в дизельних двигунах, в яких потрібне застосування корінних та шатунних підшипників зі свинцюватої бронзи.

Бабіти на основі свинцю мають дещо гірші антифрикційні властивості, ніж олов'яні, але вони дешевші та менш дефіцитні. Свинцеві бабіти застосовують в підшипниках, які працюють в легких умовах. У марках бабітів цифра показує вміст олова. Наприклад, бабіт БС6 містить по 6 % олова та сурми, решта – свинець.

Великий внесок у розробку олов'яно-свинцевих бабітів вніс засновник московської школи з металознавства А. М. Бочвар. Розроблений ним бабіт (Б16) дозволив заощадити тисячі тонн олова.



Анатолій Михайлович
Бочвар

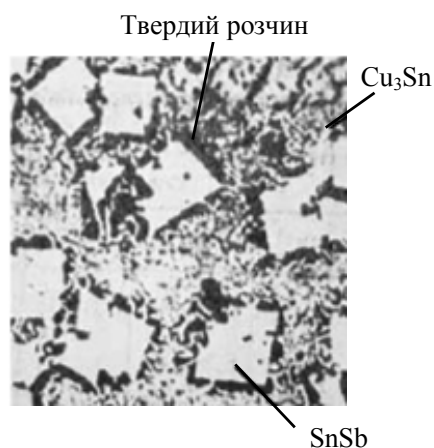


Рис. 12.40. Мікроструктура бабіту марки Б16

Свинцевий бабіт Б16 (67 % Pb, 16 % Sn, 16 % Sb, 1 % Cu) застосовують для менш навантажених підшипників автомобільних моторів. На рис. 12.40 наведено мікроструктуру бабіту марки Б16. М'якою основою цього сплаву є евтектика на основі свинцю (строкатий фон), а тверді включення – хімічні сполуки SnSb та Cu_3Sn (світлі кристали).

Евтектика у сплаві Б16 твердіше, ніж α -твердий розчин у сплаві Б83, тому бабіти Б16 гірше припрацьовуються, проте мало містять дефіцитного олова.

Бабіти на основі свинцю (марки Б16, БН, БСБ, БКА, БК2, БК2Ш, SAE13, SAE14, ASTM7, SAE15, ASTM15) мають більш високу робочу температуру, ніж на основі олова. Застосовуються для підшипників дизельних двигунів, прокатних станів,

Свинцево-кальцієвий бабіт використовують в підшипниках рухомого складу залізничного транспорту.

Всі бабіти мають суттєвий недолік – низький опір втомі, що погіршує працездатність підшипника. Через невелику міцність бабіти можуть успішно експлуатуватися лише у підшипниках, які мають міцний сталевий (чавунний) або бронзовий корпус. Зазвичай тонкостінні підшипникові вкладиші автомобільних двигунів виготовляють штампуванням з біметалічної стрічки, отриманої на лінії безперервної заливки. Тривалість роботи підшипників залежить від товщини бабітового шару, залитого на сталевий вкладиш. Зменшення товщини шару збільшує термін служби підшипника.

12.5.2. ЦИНКОВІ АНТИФРИКЦІЙНІ СПЛАВИ

ЦАМ (ЗАМАК) – сімейство цинкових сплавів, запропонованих в 1929 році американською компанією The New Jersey Zinc Corporation. Їх основний елемент – цинк, а легуючі – алюміній, мідь та магній. Оригінальна назва «ЗАМАК» – аббревіатура з позначень цих металів на німецькій мові «zink (Zn) – aluminium (Al) – magnesium (Mg) – kupfer (Cu)».

«ЦАМ» – аббревіатура, поширена в країнах колишнього СРСР, «цинк (Zn) – алюміній (Al) – мідь (Cu)» (магній, присутній в сплаві).

Сплави ЦАМ мають сріблясто-сірий колір та виготовляються в чушках (злитках). Залежно від складу виділяють три основних види цинкових сплавів:

- ливарні (для лиття складних тонкостінних форм – наприклад, корпусних деталей);
- такі, що деформуються (для виробництва методами пресування, прокату, витяжки);
- антифрикційні (для лиття бі- та монометалевих деталей для вузлів тертя).

Структури сплавів потрійної системи «цинк – алюміній – мідь» досить різноманітні (головним чином залежать від співвідношення та кількості алюмінію і міді), складаються з первинних виділень кристалів β (чистий цинк), кристалів α (твердий розчин цинку в алюмінії) або ϵ (хімічна сполука CuZn_3), подвійних евтектики $\beta+\alpha$, $\epsilon+\alpha$ або $\beta+\epsilon$ та потрійної евтектики $\alpha\beta+\epsilon$.

На рис. 12.41 приведено структуру литого сплаву, який містить: Al – 4 %, Cu – 1 %, Zn – решта.

Цинкові антифрикційні сплави – сплави, призначені для виробництва монометалевих і біметалевих виробів та напівфабрикатів методами лиття.

Марки ливарних антифрикційних сплавів: ЦАМ9-1,5Л; ЦАМ10-5Л. Перша цифра означає середній вміст Al, друга – Cu. Зміст Mg 0,03...0,06 %.

Механічні властивості: σ_B в обох марках не менше 245 МПа; відносне подовження не менше 1 % для ЦАМ9-1,5Л та 0,4 % для ЦАМ10-5Л; твердість НВ не менше 95 % і 100, відповідно.

Сплав ЦАМ10-5Л може замінити більш вартісний бронзовий антифрикційний сплав БрС30, якщо температура у вузлах тертя не перевищує 100 °С. При більш високій температурі сплав розм'якшується і налипає на вал.

Структура цього сплаву складається з кристалів: β , подвійної евтектики ($\beta+\epsilon$) та потрійної евтектики ($\beta+\epsilon+\alpha$) (рис. 12.42)

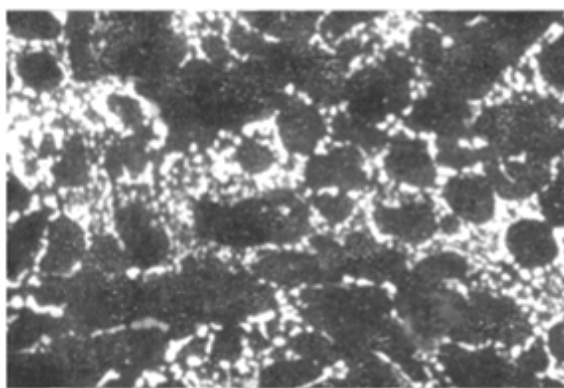


Рис. 12.41. Мікроструктура сплаву системи «цинк – алюміній – мідь»: ϵ +евт($\epsilon+\beta$)+евт($\epsilon+\beta+\alpha$)

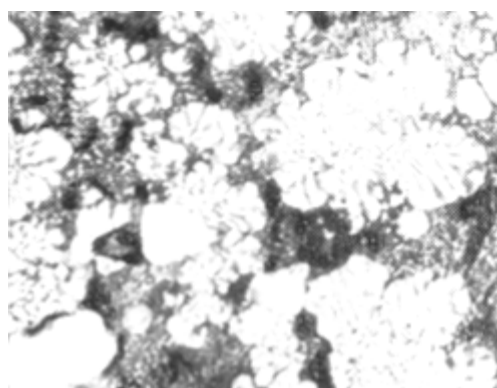


Рис. 12.42. Мікроструктура сплаву ЦАМ10-5Л

Сплави марок ЦАМ9-1,5ч і ЦАМ10-5ч, які призначені для виготовлення цинкових антифрикційних сплавів, виготовляють у вигляді чушок. Зміст домішок в чушках менше, ніж в сплавах, які з них виготовляють.

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. Які метали відносяться до кольорових?
2. Дайте загальну характеристику кольорових металів.
3. Наведіть основні характеристики та властивості титану.
4. Які існують методи отримання титану?
5. Назвіть переваги титанових сплавів.
6. Для яких виробів застосовують титанові сплави?
7. Як впливають легуючі елементи на титанові сплави?
8. Наведіть приклад маркування титанових сплавів.
9. Яким видам термічної і хіміко-термічної обробки піддають титанові сплави?
10. Наведіть недоліки титанових сплавів.
11. Як класифікуються титанові сплави за способами виготовлення деталей?
12. В яких галузях промисловості найбільш широко застосовуються титанові сплави, і чому?
13. Які властивості присутні металу алюміній?
14. Які існують методи отримання алюмінію?

15. Наведіть класифікацію алюмінієвих сплавів.
 16. Які алюмінієві сплави отримують методом порошкової металургії?
 17. Маркування алюмінієвих сплавів.
 18. Які способи підвищення міцності алюмінію існують?
 19. Опишіть вплив марганцю і магнію на властивості алюмінію.
 20. Які елементи входять до складу сплаву «дюралюміній»?
 21. Опишіть діаграму стану системи «алюміній – мідь».
 22. До яких алюмінієвих сплавів відноситься сплав «дюралюміній»?
 23. Які методи термічної обробки застосовуються для зміцнення дюралюмінію і який їхній вплив на його структуру?
 24. Які алюмінієві сплави, що деформуються, крім дюралюмінію, зміцнюються термічною обробкою?
 25. До якої групи алюмінієвих сплавів відносяться силуміни?
 26. Опишіть діаграму стану системи «алюміній – кремній».
 27. Яку кількість кремнію містять ливарні алюмінієві сплави?
 28. Як впливають присадки магнію та міді на властивості силумінів?
 29. Які модифікатори застосовують при плавлі силумінів?
 30. Як впливає введення натрію на структуру силумінів?
 31. Наведіть основні характеристики та властивості магнію.
 32. Якими методами отримують металевий магній?
 33. Сплави яких елементів з магнієм утворюють основні магнієві сплави?
 34. Опишіть діаграму стану системи «магній – алюміній».
 35. Опишіть діаграму стану системи «магній – цинк».
 36. Наведіть класифікацію магнієвих сплавів і приклади їх маркування.
 37. Які магнієві сплави відносяться до сплавів, що деформуються?
 38. Як впливають справляють алюміній і цинк на властивості магнієвих сплавів?
 39. Наведіть класифікацію ливарних магнієвих сплавів.
 40. До яких систем відносяться ливарні магнієві сплави?
 41. Назвіть переваги та недоліки ливарних магнієвих сплавів.
 42. Із застосуванням яких технологій лиття отримують виливки з магнієвих сплавів?
 43. Які магнієві сплави відносяться до ливарних високоміцних?
 44. При яких температурах можна експлуатувати високоміцні ливарні магнієві сплави?
 45. Які переваги ливарних високоміцних магнієвих сплавів?
 46. Які магнієві сплави відносяться до ливарних корозійностійких?
 47. При яких температурах можна експлуатувати корозійностійкі ливарні магнієві сплави?
 48. Які магнієві сплави відносяться до ливарних жароміцних?
 49. При яких температурах можна експлуатувати жароміцні ливарні магнієві сплави?
 50. Для виготовлення яких виробів призначені магнієві сплави, що деформуються, і ливарні магнієві сплави?
 51. Наведіть основні характеристики та властивості міді.
 52. Що є сировиною для виробництва міді?
 53. Дайте опис сучасного технологічного процесу отримання чорної міді.
 54. Дайте опис сучасного технологічного процесу рафінування чорної міді.
 55. Дайте опис сучасного технологічного процесу отримання катодної міді.
 56. Назвіть найпоширеніші сплави на основі міді.
 57. При сплавленні міді з яким основним елементом утворюються латуні?
 58. Опишіть діаграму стану системи «мідь – цинк».
 59. Як впливає хімічний склад латуней на їх механічні властивості?
 60. Надайте класифікацію латуней та їх маркування.
 61. Які сплави відносяться до бронзи?
 62. Які елементи застосовують для легування бронзи?
 63. Надайте класифікацію бронз та її маркування.
 64. Які елементи входять до складу олов'яної бронзи?
 65. Які елементи входять до складу безолов'яної бронзи?
 66. Опишіть діаграму стану системи «мідь – олово».
 67. Які вироби отримують з олов'яної бронзи, що деформується, та ливарної олов'яної бронзи.
 68. Надайте склад та властивості алюмінієвої бронзи.
 69. Опишіть діаграму стану системи «мідь – алюміній».
 70. Як впливає кількість алюмінію на властивості алюмінієвої бронзи?
 71. Надайте переваги алюмінієвої бронзи в порівнянні з олов'яною.
-

72. Перелічіть недоліки алюмінієвої бронзи.
73. Які елементи застосовують для легування алюмінієвої бронзи?
74. В яких сферах використовуються алюмінієвої бронзи?
75. Який вплив оказує склад кременистої бронзи на її властивості?
76. Опишіть діаграму стану системи «мідь – кремній».
77. Який вплив оказує хімічний склад кременистої бронзи на структуру та її властивості?
78. Де застосовуються вироби з кременистої бронзи?
79. Надайте склад та властивості свинцевої бронзи.
80. Опишіть діаграму стану системи «мідь – свинець».
81. Опишіть вплив свинцю на структуру та властивості свинцевої бронзи.
82. Де застосовуються свинцеві бронзи?
83. Надайте склад і властивості сурм'яної бронзи.
84. Опишіть діаграму стану системи «мідь – сурма».
85. Опишіть вплив хімічного складу на структуру та властивості сурм'яної бронзи.
86. Де застосовуються сурм'яні бронзи?
87. Надайте склад та властивості берилієвої бронзи.
88. Опишіть діаграму стану системи «мідь – берилій».
89. Опишіть вплив хімічного складу на структуру та властивості берилієвої бронзи.
90. Яку небезпеку становлять сплави берилію в процесі виробництва?
91. Надайте переваги та недоліки берилієвої бронзи.
92. Надайте галузі застосування берилієвої бронзи.
93. Які сплави називаються «бабіти»?
94. На які групи діляться бабіти за хімічним складом?
95. Які легуючі присадки застосовуються при виробництві бабітів?
96. Наведіть області застосування бабітів.
97. Які сплави відносяться до антифрикційних цинкових сплавів?
98. Наведіть класифікацію сплавів «ЦАМ».
99. Який вплив оказує хімічний склад на структуру та властивості сплавів «ЦАМ».

13. БЛАГОРОДНІ МЕТАЛИ ТА ЇХНІ СПЛАВИ

Благородні метали – метали, які не піддаються корозії та окисленню, що відрізняє їх від більшості «неблагородних» металів. Всі вони є дорогоцінними металами завдяки їх рідкості. Основні благородні метали – золото (Au), срібло (Ag), а також платина (Pt) та решта п'ять металів платинової групи – рутеній (Ru), родій (Rh), паладій (Pd), осмій (Os), іридій (Ir).

У табл. 13.1 та 13.2 наведено основні фізичні, механічні властивості благородних металів.

Таблиця 13.1

Основні фізичні характеристики благородних металів

| Властивості | Au | Ag | Pt | Ru | Rh | Pd | Os | Ir |
|--|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| Температура плавлення $T_{пл}$, °C | 1336 | 1233 | 2042 | 2523 | 2233 | 1825 | 3300 | 2716 |
| Температура кипіння $T_{кип}$, °C | 31,50 | 2400 | 4100 | 4350 | 3900 | 3150 | 5300 | 4850 |
| Щільність ρ , 10^3 кг/м ³ | 19,32 | 10,49 | 21,45 | 12,45 | 12,41 | 12,02 | 22,61 | 22,65 |
| Теплоємність C_p , Дж/(моль·град) | 3,2 | 1,7 | 1,5 | 0,2 | 0,3 | 0,9 | – | 0,4 |
| Теплопровідність λ , Вт/(м·град) | 420 | 1050 | – | – | – | – | – | – |
| Температуропровідність $\alpha \cdot 10^4$, м ² /с | 48,30 | 309 | 29,8 | 1010 | 1080 | 52,6 | 23,5 | 406 |
| Питомий електроопір $r \cdot 10^8$, Ом·м | 2,4 | 1,6 | 10,6 | 2,3 | – | 2,5 | – | – |

Таблиця 13.2

Механічні характеристики благородних металів технічної чистоти у відпаленому стані

| Метал | HB | σ_b , МПа | $\sigma_{0,2}$, МПа | δ , % | ψ , % |
|-------|-------------|------------------|----------------------|--------------|------------|
| Au | 22...25 | 120...130 | 10...25 | 45...50 | 90...95 |
| Ag | 24,5...25,0 | 140...160 | 20...25 | 40...50 | 80...95 |
| Pt | 39...42 | 120...160 | 60...80 | 40...50 | 95...100 |
| Ru | 200...300 | 500...600 | 350...400 | 3...10 | 2...3 |
| Rh | 100...130 | 400...560 | 70...100 | 8...15 | 20...25 |
| Pd | 38...46 | 180...200 | 50...70 | 25...35 | 80...85 |
| Os | 300...400 | – | – | – | 0 |
| Ir | 170...220 | 400...500 | 90...120 | 6...10 | 10...15 |

Невеликий вміст у земній корі ($10^{-5} \dots 10^{-8}$ %), порівняно малі річні обсяги світового виробництва (від десятків та сотень кілограм по осмію і рутенію до десятків тонн по платині та до сотень тисяч тонн по золоту і сріблу) та унікальні фізико-хімічні властивості благородних металів ставлять їх в окремий ряд і визначають можливість використання в конструкціях в тих випадках, коли умови

експлуатації або технологічні вимоги не дозволяють застосовувати інші конструкційні матеріали.

До особливостей благородних металів, які роблять їх затребуваними у використанні, в різних конструкціях слід віднести: відносну інертність при впливі різних газових

та рідких хімічних середовищ, в тому числі біологічних; здатність у великій мірі зберігати геометричні розміри та властивості поверхні (при нагріванні, в ряді випадків аж до передплавильних температур); високий опір деформації та руйнуванню при температурах до $0,9T_{пл}$ (при твердорозчинному, дисперсійному та субструктурному зміцненні); широкі технологічні можливості до формозміни при виготовленні конструкцій шляхом пластичної деформації (платина, паладій, золото, срібло та сплави на їх основі) або лиття (золото, срібло та їх сплави).

Для благородних металів та сплавів існує поняття «проба». Проба благородних металів – визначення різними аналітичними методами пропорції, вагового вмісту основного благородного металу (золота, срібла, платини, паладію, тощо) в сплаві. Клеймо нормативно фіксує отримані в результаті аналізів дані (пропорцію благородного металу при виготовленні ювелірних виробів, монет тощо).

Таблиця 13.3

Системи проб

| Метрична | Каратна | Золотникова |
|----------|---------|-------------|
| 1000 | 24 | 96 |
| 958 | 23 | 92 |
| 875 | 21 | 84 |
| 750 | 18 | 72 |
| 583 | 14 | 56 |
| 375 | 9 | 36 |

На основі визначення пробності розглянутих виробів або напівфабрикатів з благородних металів здійснюється їх таврування уповноваженими Пробірною палатою.

На практиці найбільш поширеними три системи проб: метрична, каратна (США, Великобританія), золотникова (історична). Значення проб в різних системах наведено в табл. 13.3.

Каратна система проби заснована на встановленні в сплаві вмісту благородного металу в каратах. Карат – міра вмісту благородного металу в сплаві, що дорівнює $1/24$ маси сплаву. Чисте золото – 24 карата.

Золотникова система проби заснована на використанні російської дOMETричної міри маси (ваги) – золотника, який містить 96 часток. Чисте золото відповідає 96-й золотниковій пробі.

В Україні для ювелірних та побутових виробів із дорогоцінних металів діє *метрична система* проб:

- платина – 950 (дев'ятсот п'ятдесята);
- золото – 333 (триста тридцять третя) – 375 (триста сімдесят п'ята) – 500 (п'ятисота) – 585 (п'ятсот вісімдесят п'ята) – 750 (сімсот п'ятдесята);
- срібло – 750 (сімсот п'ятдесята) – 800 (восьмисота) – 830 (вісімсот тридцять) – 875 (вісімсот сімдесят п'ята) – 925 (дев'ятсот двадцять п'ята) – 960 (дев'ятсот шістдесята);
- паладій – 500 (п'ятисота) – 850 (вісімсот п'ятдесята).

Гарний опір корозії та високі механічні властивості дозволяють зберегти необхідні естетичні параметри (колір, блиск тощо) сплавів благородних металів.

На споживчі властивості виробів зі сплавів благородних металів визначально впливає їх технологічність. Для досягнення високих споживчих властивостей в таких виробках необхідним є отримання щільних (без пор) та хімічно однорідних (в макро- та мікрооб'ємах) дрібнозернистих литих заготовок або злитків, здатних деформуватися в високоякісні листові або профільні напівфабрикати із заданою структурою та високим опором тріщиноутворенню при подальших операціях обробки тиском та пайки.

Тому, поряд з широким використанням в хімічному виробництві, в кіно- та фото-матеріалах, в каталізаторах на носіях, в електротехніці та електроніці, благородні метали незамінні в стоматології, ювелірній промисловості та машинобудуванні.



Рис. 13.1. Злитки сплаву доре

Золото, срібло, платину та метали платинової групи в даний час отримують на афінажних заводах зі сплаву *доре*.

Сплав доре (фр. *dore* – золотий, позолочений) – золото-срібний сплав, злитки з якого (рис. 13.1) отримують на золоторудних родовищах та відправляють на афінажні заводи для подальшого очищення. Афінажні заводи приймають сплав *доре*, який містить не менше 70 % золота або срібла. Також сплав *доре* використовується для виготовлення деталей радіоелектронної апаратури.

Афінаж – технологічний металургійний процес очищення благородних металів від забруднюючих домішок; вид рафінування металів. На рис. 13.2. наведено схему афінажу з отримання золота, срібла та платини зі сплаву *доре*.

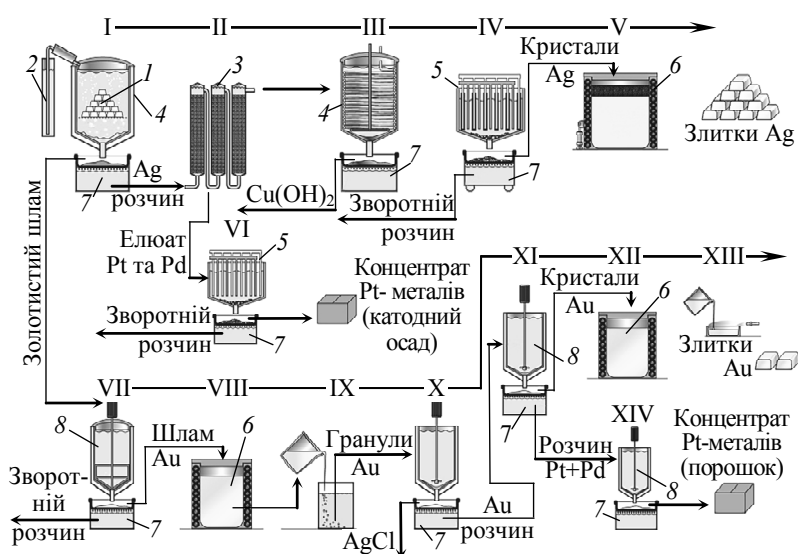


Рис. 13.2. Схема отримання благородних металів: I – поділ золота і срібла; II – відділення платини і паладію; III – очищення від міді; IV – електроекстракція срібла; V – плавка та розливання срібла в злитки; VI – електроекстракція платини і паладію; VII – кондиціювання шламу (очищення від срібла); VIII – плавка шламу; IX – гранулювання розплаву; X – розчинення гранул, очищення золота від срібла; XI – відновлення золота; XII – плавка золота; XIII – розливання у злитки; XIV – цементация і обробка цементу платиноїдів; 1 – сплав *доре*; 2 – очищення газів; 3 – іонообмінні колонки; 4 – реактор; 5 – електроексикатор; 6 – індукційна піч; 7 – ванни; 8 – реактор з механічною мішалкою

Золото очищують «сухим» методом – насиченням розплаву хлором (хлориди неблагородних металів стають летючими, а хлориди благородних металів спливають на поверхню) або сіркою, електролізом (чистий метал осідає на катоді) та хімічно.

Срібло очищують шляхом купелюванням, електролізом та хімічно.

Платина та метали платинової групи (рутений, паладій, іридій, родій) очищаються «вологим» методом – шляхом розчинення в мінеральних кислотах і виділенням з розчину спеціальними реагентами.

Проба отриманого в результаті афінажу золота досягає 99,65 %, срібла – 99,90%.

Афінаж проводиться на спеціалізованих підприємствах з необхідним обладнанням та технологіями.

13.1. ЗОЛОТО, СРІБЛО І СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ

Самородне золото та срібло відомі людству декілька тисячоліть; про це свідчать вироби, які знайдені в древніх похованнях (рис. 13.3), і примітивні гірські видобутки, які збереглися до наших днів, в тому числі – і на території сучасної України.

Самородне золото (рис 13.4, *а*) – природний твердий розчин срібла (до 43 %) в золоті. Домішки: Fe, Cu, Mn, Pb, рідше – Bi, Sb, Hg, Te, Se, Pt та інші. Різновидом самородного золота є *електрум* (також електр, лат. Electrum, від грец. Ήλεκτρον – бурштин, названий у зв'язку з характерним кольором) – твердий розчин, який містить більше 50 % срібла (рис 13.4, *б*). Зазвичай зустрічається у вигляді дендритів або пластинчастих утворень (рис. 13.1, *з*). Колір від золотисто-жовтого до срібно-білого.

Зміст Ag в самородному сріблі (рис. 13.4, *в*) може досягати 99 %. Часто представляє собою твердий розчин Ag-Au (електрум) або Ag-Hg з вмістом до 60 % ртуті (конгсбергит). Стибій без зміни структури може заміщати Ag до 11 % (*анімікіт*). Зазвичай присутні домішки вісмуту до 8 % (чіленіт), міді до 1 % (мідисте срібло); заліза, цинку, нікелю (до десятих часток у відсотковому співвідношенні).



Рис. 13.3. Лита золота скіфська пектораль з кургану «Товста могила» (Музей історичних коштовностей України, м. Київ)

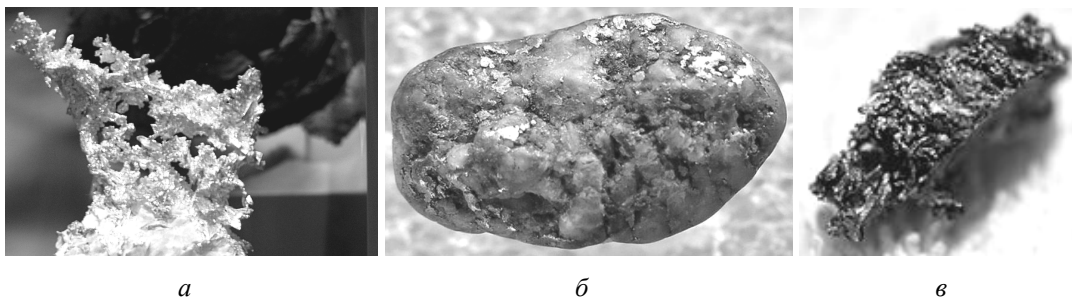


Рис. 13.4. Самородне золото на кварці (*а*); пластинчасті утворення електрума на мінералі (*б*) та самородне срібло (*в*)

У давнину основними центрами видобутку золота та срібла були Верхній Єгипет, Нубія, Іспанія, Колхіда (Кавказ). Є відомості про видобуток в Центральній та Південній Америці, в Азії (Індія, Алтай, Казахстан, Китай). З розсипів метали витягували промиванням піску на шкурах тварин з підстриженою шерстю, яка уловлювала крупинки золота (легенда про Аргонавтів – «Золоте руно»), а також за допомогою примітивних жолобів, лотків та ковшів. З руд метали добували нагріванням породи до розтріскування з подальшими дробленням брил в кам'яних ступах, стиранням жорнами та промиванням. Поділ за крупністю проводили на ситах.

У Стародавньому Єгипті був відомий спосіб поділу сплавів золота та срібла кислотами, виділення золота і срібла зі свинцевого сплаву методом купеляції (свинець, розплавлений зі сріблом, окислюється на повітрі та відділяється від металу разом зі сторонніми домішками; золото, платина та інші метали сімейства платини залишаються в сплаві з сріблом), витяг золота шляхом амальгамації (вилучення металів з руд розчиненням у ртуті) або збір частинок за допомогою жирової поверхні (Давня Греція).

В XI–VI століттях до н.е. срібло видобували в Іспанії в долинах річок Тахо, Дуеро, Мінйо та Гуадьяро. У VI–IV століттях до н.е. почалися розробки корінних та розсіпних родовищ золота в Трансільванії та Західних Карпатах.

На теперішній час, золото та срібло в якості конструкційних матеріалів найбільш широко застосовуються в стоматологічних та ювелірних конструкціях, і в значно меншому ступені – в електроніці (контакти мікросхем), в обладнанні хімічних та інших спеціальних виробництв (головним чином – срібло в трубопроводах, зміюках, котлах тощо).

Сучасна ювелірна промисловість, потребуючи збільшення різноманітності використовуваних матеріалів для посилення естетичного ефекту, доклала чимало зусиль для отримання багатьох кольорових сплавів золота. Чисте золото має червонувато-жовтий колір, проте його складно застосувати в ювелірних виробках через м'якість та нестійкості до зносу. У ювелірних виробках застосовуються різні сплави; класичні, відомі з давніх-давен – це сплави з сріблом та міддю.

Сплав золота зі сріблом відноситься до твердих розчинів з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані. Діаграму стану системи «золото – срібло» наведено на рис. 13.5. Експериментально криві

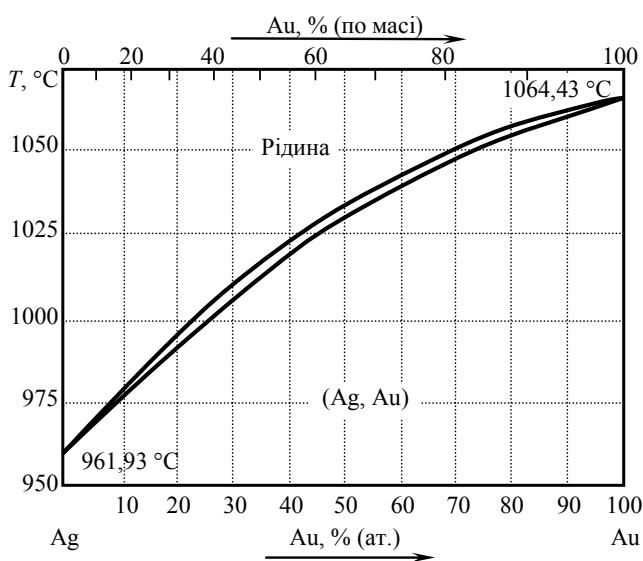


Рис. 13.5. Діаграма стану сплавів системи «срібло – золото»

на рис. 13.5. Експериментально криві ліквідусу та солідусу добре узгоджуються з розрахунковими кривими, отриманими термодинамічним методом. Інтервал кристалізації сплавів в середній частині діаграми стану не перевищує приблизно 2°C . Так, наприклад, сплав, який містить 50 % (ат.) Au, має температури ліквідусу і солідусу, які дорівнюють, відповідно, $1032,5$ та $1030,8^\circ\text{C}$.

Золото-мідні сплави. Золото і мідь мають необмежену розчинність в рідкому, а при високих температурах, і в твердому стані, створюючи безперервний ряд твердих розчинів. Кристалічні решітки твердих розчинів системи «мідь – золото» представлені на рис. 13.6.

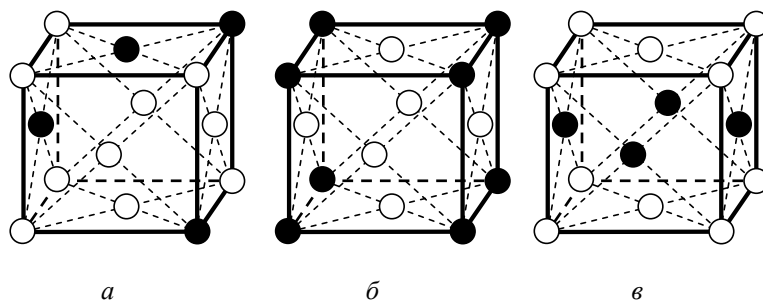


Рис. 13.6. Кристалічна решітка сплавів міді з золотом (● – Au; ○ – Cu):
 а – неупорядкований твердий розчин; б – упорядкований твердий розчин (сплав складу AuCu_3); в – упорядкований твердий розчин (сплав складу AuCu)

Криві плавкості починаються від точки плавлення міді (1083°C). Точки ліквідусу і солідусу знаходяться нижче точок плавлення чистих металів та досягають мінімуму (910°C) при масовому співвідношенні компонентів 80 % Au та 20 % Cu. Діаграму стану системи «мідь – золото» наведено на рис. 13.7.

Нижче лінії солідус в системі Au-Cu відбувається впорядкування твердого розчину. Процес упорядкування при утворенні всіх цих сполук, як і у всіх інших фазових перетвореннях, відбувається шляхом зародження та зростання α -фази, яка випала з твердого розчину.

Між областями існування AuCu та Au_3Cu розпад твердого розчину протікає по перитектоїдній реакції при температурі 230...240 °С «AuCu + (твердий розчин Au_3Cu)». Критична температура для сплаву стехіометричного складу визначена рівною 190...200 °С. При змісті в сплаві менше 25 % Cu сліди упорядкування відсутні навіть після місячної витримки при 160 °С.

Хімічний склад золото-мідних сплавів наведено в табл. 13.4. У сплавах системи «золото – мідь» літерами вказуються основний та легуючий елементи, а цифрами – вміст золота (проба). Наприклад, марка двокомпонентного сплаву ЗлМ585, означає, що сплав містить 58,5 % золота, решта – мідь.

Таблиця 13.4

Золото-мідні сплави

| Марка | Хімічний склад, % | | | | | | Сума нормованих домішок |
|--------|-------------------|------------|--------------------|------|-------|-------|-------------------------|
| | Au | Cu | Домішки, не більше | | | | |
| | | | Pb | Fe | Sb | Vi | |
| ЗлМ980 | 97,3...98,3 | 1,7...2,7 | 0,005 | 0,10 | 0,005 | 0,005 | 0,11 |
| ЗлМ916 | 91,3...91,9 | 8,1...8,7 | 0,005 | 0,10 | 0,005 | 0,005 | 0,16 |
| ЗлМ900 | 89,7...90,3 | 9,7...10,3 | 0,005 | 0,10 | 0,005 | 0,005 | 0,16 |
| ЗлМ5вЗ | 58,0...58,6 | 41,4...42 | 0,005 | 0,10 | 0,005 | 0,005 | 0,16 |

Останнім часом з'явилися *сплави золота різноманітних кольорів*. Частина з них є звичайними металами, частина – інтерметалічні сполуки, з характерними для інтерметалідів властивостями, які обмежують їх застосування в ювелірних виробках.

Кольорове золото можна розділити на три категорії:

– сплави системи Au-Ag-Cu в різних пропорціях (рис. 13.8), мають забарвлення білого, жовтого, зеленого та червоного кольору; як правило, це сплави, що деформуються;

– інтерметалічні сполуки, похідні синього, фіолетового, а також іншого кольору, у звичайному стані крихкі, але можуть використовуватися як дорогоцінні камені та вставки;

– сплави, що використовуються для обробки поверхонь в якості оксидних шарів.

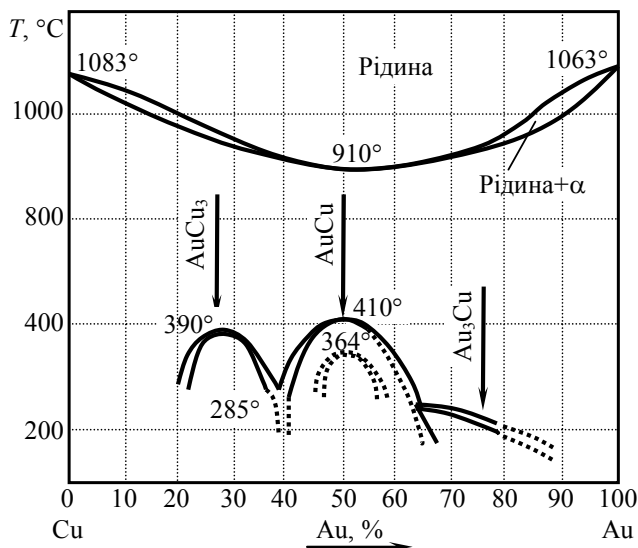


Рис. 13.7. Діаграма стану сплавів системи «мідь – золото»

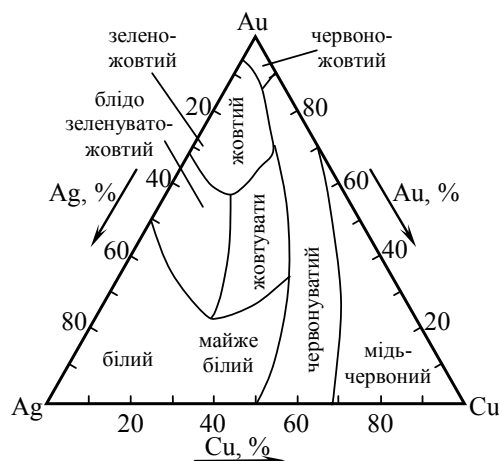


Рис. 13.8. Колірна гамма потрібного сплаву «мідь – золото – срібло»

Сплави на основі золота та срібла для медицини і ювелірних виробництв повинні задовольняти медико-біологічним, естетичним, технологічним та експлуатаційним вимогам. До останніх відносять корозійну стійкість (інертність до зовнішнього середовища), твердість та зносостійкість, а також міцні властивості, що визначають стабільність форми та розмірів виробів з благородних металів.

13.2. ПЛАТИНА, ПЛАТИНОЇДИ І СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ

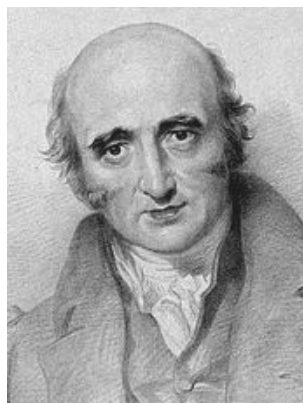
Метали платинової групи (платиноїди) – колективне позначення шести перехідних металевих елементів: рутеній, родій, паладій, осмій, іридій, платина. Всі ці елементи мають схожі фізичні та хімічні властивості, і, як правило, зустрічаються в одних і тих же родовищах. У зв'язку з цим мають схожу історію відкриття і вивчення, видобування, виробництва та застосування. Метали платинової групи є благородними та дорогоцінними металами. Іноді метали платинової групи поділяють на дві тріади: рутеній, родій і паладій – *легкі платинові метали*, а платина, іридій і осмій – *важкі платинові метали*.



Вільям Вотсон

У першій половині XVI століття іспанські колонізатори звернули увагу на неплавкий важкий білий метал, що зустрічається попутно із золотом в розсипах Нової Гранади. За зовнішньою подібністю із сріблом (ісп. plata) вони дали йому зменшувальне назву «платина» (ісп. platina), буквально – «серебришко». Платина була відома ще в давнину, самородки цього металу знаходили разом із золотом і називали їх «білим золотом» (Древній Єгипет, Іспанія, Абіссинія), «жаб'ячих золотом» (острів Борнео). Перше науковий опис платини зробив В. Вотсон в 1741 році в зв'язку з початком її видобутку в промислових масштабах у Колумбії (1735 р.).

У 1803 році англійський учений В. Волластон відкрив паладій та родій, а в 1804 році англійський вчений С. Теннант – іридій та осмій. У 1808 році польський вчений А. Снядецький, досліджуючи платинову руду з Південної Америки, виявив новий хімічний елемент, названий їм «вестий». У 1844 році професор Казанського університету К. Клаус всебічно вивчив «вестий» в залишках уральської платинової руди, який він назвав рутенієм (від пізньолатинського Ruthenia – Русь).



Вільям Хайд
Волластон



Смитсон
Теннант



Анджеї
Снядецький



Карл Карлович
Клаус

Платина і метали платинової групи мають здатність до тривалої експлуатації при високих температурах в умовах впливу теплових, навантажень, агресивних рідких та газових середовищ. Тому платинові метали незамінні в обладнанні для виробництва високоякісних стекл, оптичних монокристалів, ситалів і різних силікатних та штучних волокон.

Вони застосовуються для виготовлення тиглів, мішалок, екранів, фольг, хімічного посуду, термоелектродів, каталізаторних сіток тощо. Залежно від конкретних технічних завдань та з урахуванням економічної доцільності можуть використовуватися нелегвані метали (платина, паладій, родій, іридій), сплави на їх основі або матеріали, що складаються з декількох шарів зазначених металів та їх сплавів.

Платина використовується для виробництва термопар, які високу точністю вимірювань. Для цих цілей застосовується чиста платина марки Плт (100 % Pt), у якій величина R100/R0 повинна бути не менше 1,3910, з неї виготовляють негативні термоелектроди в термопарах ПП (платинородій-платина).

Сплав платини та родію (*платинородій*) використовують для виробництва електродів термопар. Найбільш широкого поширення в даній області набули сплави платини з родієм марок ПР10, ПР13, ПР6, ПР30. Сплави ПР10, ПР13 використовуються в термопарах ПП. З цих сплавів виготовляють позитивні термоелектроди. Сплави ПР30 і ПР6 використовуються в термопарах ПР (платинородій-платинородій). З цих сплавів виготовляють позитивні та негативні термоелектроди, відповідно.

Основним хімічним елементом в сплавах платини з родієм є платина. Процентне співвідношення платини та родію змінюється в залежності від марки сплаву. Зміст домішок не нормується, але обмежується використанням для виготовлення сплавів платини та родію чистотою, яка дорівнює або перевищує 99,95 %.

Діаграму стану системи Pt-Rh наведено на рис. 13.9.

Взаємодія Pt з Rh призводить до утворення безперервного ряду твердих розчинів. За аналогією з іншими системами платиноїдів слід було б очікувати, що розпад твердих розчинів відбувається при температурах, нижчих за 780 °С. Результати вимірювання термоелектрорушійної сили та магнітних властивостей в сплавах системи Pt-Rh підтверджують це припущення. Проте двофазна область не спостерігається навіть після відпалу протягом чотирьох років.

Платинородієві сплави різних марок містять:

- ПР6 – 94 % платина, 6 % родій;
- ПР10 – 90 % платина, 10 % родій;
- ПР13 – 87 % платина, 13 % родій;
- ПР30 – 70 % платина, 30 % родій.

Платина з іридієм утворює безперервний ряд твердих розчинів (рис. 13.10). При збільшенні вмісту іридію температура плавлення сплавів підвищується. Всі сплави системи «платина – іридій» мають досить вузький інтервал кристалізації. При зниженні температури відбувається розпад твердого розчину. Максимальна критична температура розпаду становить 975 °С, при 50 % (ат.), а межі двофазної області при 700 °С – 7 та 99 % (ат.). Сплави платини з іридієм мають кристалічну гранецентровану решітку ГЦК.

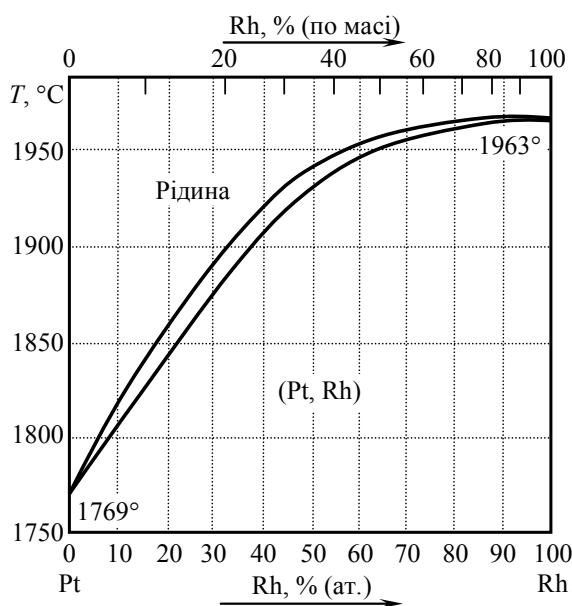


Рис. 13.9. Діаграма стану сплавів системи «платина – родій»

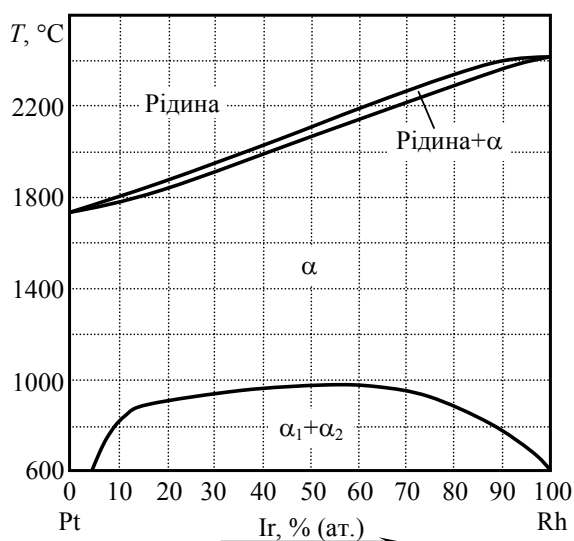


Рис. 13.10. Діаграма стану сплавів системи «платина – іридій»

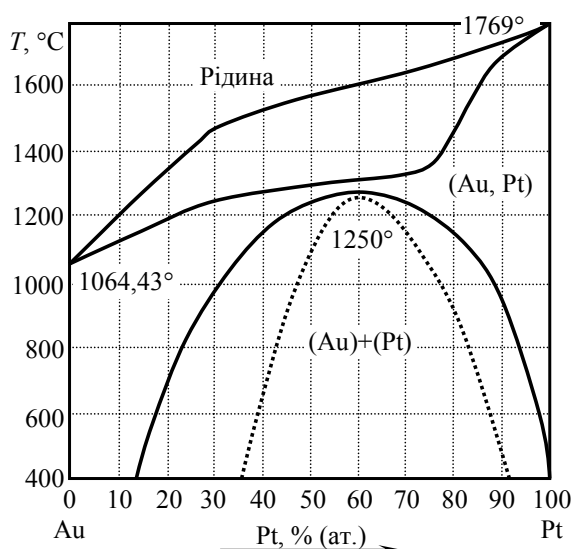


Рис. 13.11. Діаграма стану сплавів системи «золото – платина»

Золото та платина необмежено розчинні один в одному в рідкому та твердому станах. Твердий розчин (Au, Pt) розпадається по кривій з максимумом при температурі 1260 °С. Існування в системі перитектичної рівноваги не знайшло експериментального підтвердження, хоча на його існування вказує пологий хід кривої ліквідус в інтервалі концентрацій 20...61,5 % Pt (ат.) при температурі 1290 °С. При температурі 370 °С і змісті 69 % (ат.) Au кристалізується евтектика.

Виробництво платинових матеріалів відноситься до так званої «малої металургії», де особливо проявляється вплив технологічних факторів (режимів плавки, кристалізації, термообробки тощо) на структуру та властивості металу. Тому суворе дотримання технологічних режимів є неодмінною умовою для максимальної реалізації переваг матеріалів на основі платинових металів.

Легування платини іридієм сприяє різкому зростанню твердості та міцності сплавів.

Сплави з 5 та 10 % Ir при холодній прокатці допускають обтиснення в 75 % між проміжними відпалами, а сплав з 25 % Ir – тільки в 50 %. Холодна деформація помітно підвищує характеристики міцності, але різко знижує (від 20...32 % до 2...2,5 %) відносне подовження сплавів. Сплави з іридієм, в порівнянні з іншими сплавами платини, – найбільш хімічно стійкі, особливо, по відношенню до кислот.

Вміст платини в ювелірному сплаві становить, як правило, не менше 95 %. У вітчизняній ювелірній промисловості єдиним сплавом платини є сплав ПЛІ5, що містить 95 % Pt та 5 % Ir. Температура плавлення сплаву на діаграмі стану становить близько 1790 °С. Сплав при високій температурі є однорідним твердим розчином. Зі зниженням температури (нижче 700 °С) відбувається розпад твердого розчину.

За кордоном для виготовлення ювелірних виробів також використовуються в основному сплави платини 950-ї проби. Добре зарекомендував себе сплав складу: 95 % Pt, 4,5 % Pd та 0,5 % Ir. Додатки паладію знижують температуру плавлення, підвищують пластичність, покращують оброблюваність та гнучкість сплавів платини, освітлюють їх колір.

Сплави золота з платиною також широко застосовуються в ювелірній промисловості. Система «золото – платина» досліджена методами термічного, мікроструктурного, рентгенівського аналізів, виміром теплових, електричних та інших фізичних властивостей. На рис 13.11 наведено узагальнену діаграму стану системи Au-Pt.

Властивості платинових металів і сплавів на їх основі дуже чутливі до присутності в об'ємі або на поверхні домішкових елементів та сторонніх включень, які при нагріванні можуть взаємодіяти з матрицею з утворенням легкоплавких складових і призводити до крихкого руйнування.

**ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ**



1. Які метали і сплави відносяться до «благородних»?
2. У чому полягають основні особливості благородних металів та сплавів від інших?
3. Що включає в себе поняття «проба» для благородних металів і сплавів?
4. Які існують сучасні системи проб благородних металів і сплавів?
5. Які проби для виробів з дорогоцінних металів прийняті в Україні?
6. Де застосовуються благородні метали і сплави?
7. Що таке «сплав доре»?
8. В чому полягає призначення афінажу?
9. Якими методами проводять очищення золота, срібла, платини та платиноїдів?
10. Надайте властивості золота та срібла і їх сплавів.
11. Який хімічний склад має самородне золото та самородне срібло?
12. Опишіть діаграму стану системи «золото – срібло».
13. Опишіть діаграму стану системи «золото – мідь».
14. Які тверді розчини утворюються в системі «золото – мідь»?
15. Наведіть приклад маркування золото-мідних сплавів та їх розшифрування.
16. Які сплави відносяться до «кольорового золота»?
17. Властивості платини та її сплавів.
18. Які метали відносяться до платинової групи?
19. Область застосування платини та металів її групи.
20. Опишіть діаграму стану системи «платина – родій».
21. Наведіть приклад маркування платинородієвих сплавів та їх розшифрування.
22. Опишіть діаграму стану системи «платина – іридій».
23. Як іридій впливає на властивості сплавів системи «платина – іридій»?
24. Які існують ювелірні сплави платини?
25. Опишіть діаграму стану системи «платина – золото».
26. Що включає в себе поняття «мала металургія», стосовно благородних металів?
27. Як впливають на платинові метали та сплави різні домішки?

14. РІДКОЗЕМЕЛЬНІ МЕТАЛИ

Рідкоземельні метали (РЗМ) – група з 17 елементів, що включає скандій (Sc), ітрій (Y), лантан (La) та лантаноїди (церій (Ce), празеодим (Pr), неодим (Nd), прометій (Pm), самарій (Sm), європій (Eu), гадоліній (Gd), тербій (Tb), диспрозій (Dy), гольмій (Ho), ербій (Er), тулій (Tm), ітербій (Yb), лютецій (Lu)).

Рідкоземельні елементи є схожими між собою за хімічними та деякими фізичними властивостями, що пояснюється майже однаковою будовою зовнішніх електронних рівнів їх атомів. Всі вони – метали сріблясто-білого кольору. Рідкоземельні метали отримують відновленням відповідних оксидів та флуоридів електролізом безводних солей та іншими методами.

Назва «рідкоземельні» (від лат. *Terrae rarae* – «рідкісні землі») пов'язується з тим, що вони:

- порівняно рідко зустрічаються в земній корі (вміст $(1,6...1,7) \cdot 10^{-2}$ % по масі);
- утворюють тугоплавкі, практично не розчинні у воді оксиди (такі оксиди на початку XIX століття та раніше називалися «землями»).

Назва «рідкоземельні елементи» історично склалося наприкінці XVIII – початку XIX століття, коли помилково вважали, що мінерали, що містять елементи двох підгруп, – *церієву* та *ітрієву* – рідко зустрічаються в земній корі. Однак щодо запасів сировини, рідкоземельні елементи не є рідкісними, за сумарною поширеністю вони перевершують свинець в 10 разів, молибден – в 50 разів, вольфрам – в 165 разів.

14.1. КЛАСИФІКАЦІЯ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ

За хімічними властивостями та спільним перебуванням в природі РЗМ діляться на підгрупи:

- ітрієву (Y, La, Gd – Lu);
- церієву (Ce – Eu).

За атомною масою лантаноїди діляться на:

- легкі (Ce – Eu);
- важкі (Gd – Lu).

14.2. ВЛАСТИВОСТІ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ

Скандій, ітрій та лантанойди мають високу реакційну здатність. Хімічна активність цих елементів особливо помітна при підвищених температурах. При нагріванні до 300...400 °С метали реагують навіть з воднем, утворюючи сполуки MeH_3 та MeH_2 (літери «Me» – атом рідкісноземельного елемента). Ці сполуки досить міцні і мають сольовий характер. При нагріванні в кисні рідкоземельні метали легко реагують з ним, утворюючи оксиди: Me_2O_3 , CeO_2 , Pr_6O_{11} , Tb_4O_7 (лише тільки Sc та Y за допомогою утворення захисної оксидної плівки є стійкими на повітрі, навіть при нагріванні до 1000 °С). Під час горіння даних металів в атмосфері кисню виділяється велика кількість тепла. При згорянні 1 г лантану виділяється 939 кДж тепла. Для церію характерною особливістю є властивість до пірофорності (здатність іскритися при розрізанні металу на повітрі).

Лантан, церій та інші рідкоземельні метали вже при звичайній температурі реагують з водою та кислотами, що не окислюють, виділяючи водень. Через високу активність до атмосферного кисню та воді лантан, церій, празеодим, неодим та європій слід зберігати в парафіні, інші з рідкоземельних металів окислюються погано (за винятком самарію, він повільно окислюється, спочатку покриваючись темної плівкою тривалентного оксиду Sm_2O_3 , а потім повністю перетворюється в порошок жовтого відтінку), тому їх можна зберігати в нормальних умовах без захисних речовин.

Рідкоземельні елементи найчастіше виявляють ступінь окислення +3. Через це найбільш характерними є оксиди Me_2O_3 – тверді, міцні та тугоплавкі сполуки. Будучи основними оксидами, вони для більшості елементів здатні сполучатися з водою та створювати основи – $\text{Me}(\text{OH})_3$. Гідроксиди рідкоземельних металів малорозчинні у воді.

Оскільки метали даної підгрупи активні, а їх солі з сильними кислотами розчинні, вони легко розчиняються в кислотах, які не окислюють, та кислотах, що окислюють.

Всі рідкоземельні метали енергійно реагують з галогенами, створюючи MeHal_3 (Hal – галоген). З сіркою та селеном вони також реагують, але при нагріванні.

14.3. ЗАСТОСУВАННЯ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ

Рідкоземельні елементи використовують в різних галузях техніки: в радіоелектроніці, приладобудуванні, атомній техніці, машинобудуванні, хімічній промисловості, в металургії тощо.

Мішметал (нім. Mischmetall – суміш металів), мішметал – сплав рідкоземельних елементів на основі церію з лантаном, неодимом, залізом, кремнієм тощо. Він є проміжним продуктом в процесі виробництва чистих рідкісноземельних металів та їх сплавів, який отримується при переробці руди. Конкретний склад визначається родовищем. В даний час основним виробником мішметалу є Китай.

Мішметали використовуються як поглинач кисню в вакуумних трубках (гетери – газобирачі, речовини з високою вбирною спроможністю щодо кисню, водню, азоту, вуглекислого газу, пари води та інших газів, крім інертних); в акумуляторах, які використовують гідриди металів; як пірофорного матеріалу в піротехніці; як легуюча добавка при виготовленні сталей та інших сплавів. Найбільш відомий мішметал – фероцерій, що містить приблизно 45...50 % Ce, 20...25 % La, 15 % Nd, 10 % інших рідкоземельних елементів та заліза. Цій сплав відомий також під назвою «метал Ауера» (на честь

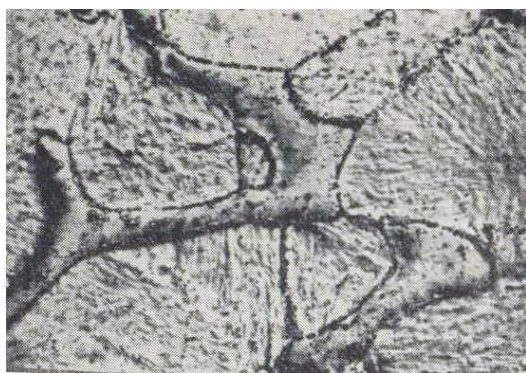


Карл Ауер
фон Вельсбах

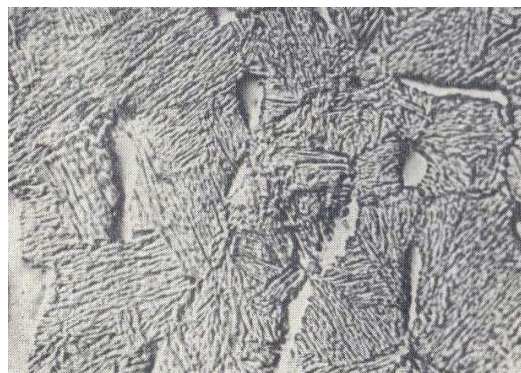
австрійського хіміка Карла Ауера фон Вельсбаха, який вперше його виготовив і запатентував у 1903 році). Ферові використовуються як пірофор для отримання іскор в запальничках, туристичних кресалах та інших приладах, а також в металургії для модифікування металів та сплавів.

У металургії рідкоземельні метали використовуються для отримання спеціальних сталей та сплавів. Так, наприклад, при виробництві мартенситної сталі X17H2 як модифікатори застосовуються рідкоземельні метали – церій, лантан, неодим, а також їх спільна лігатура – мішметал.

Мікроструктура структури сталі X17H2 після звичайної термічної обробки – нагрів під гарт від 990 °C та високий відпуск при 710 °C – складається з мартенситу відпуску, структурно-вільного фериту та карбідів (рис. 14.1).



а



б

Рис. 14.1. Мікроструктура сталі X17H2 без добавок (а) та з добавкою 0,3 % РЗМ (б)

Рідкоземельні метали впливають на фазові складові сталі, форму, кількість структурно-вільного фериту та розподіл карбідної фази.

Структурно-вільний ферит немодифікованої сталі має форму смуг, які представляють собою досить великі прошарки між границями колишніх аустенітних зерен. При модифікуванні сталі РЗМ структурно-вільний ферит набуває форму розрізнених ділянок невеликої довжини по граничній поверхні колишніх аустенітних кристалів. Кількість фериту в сталі з РЗМ зменшується майже в 2 рази.

Модифікування сталі рідкоземельними металами покращує корозійну стійкість сталі X17H2, особливо в середовищі, що містить іони хлору, які сприяють розвитку виразкової корозії.

Рідкоземельні метали (особливо неодим) підвищують міцність сталі. Церій, лантан та мішметал підвищують межу міцності на 10...12 % та межу плинності на 12...20 %. Неодим підвищує межу міцності сталі на 18 % та плинності на 20...30 %. Ударна в'язкість при модифікуванні сталі РЗМ збільшується в 1,5...2 рази. Відносне подовження та звуження істотно не змінюються. Модифікування сталі РЗМ та мішметалом сприяє збереженню більш високого рівня пластичності при підвищених температурах.

Широко застосовують La, Ce, Nd, Pr при виробництві скла у вигляді оксидів та інших з'єднань. Ці елементи підвищують прозорість скла. Рідкоземельні елементи входять до складу стекл спеціального призначення, які пропускають інфрачервоні промені та поглинають ультрафіолетові, кислотно- та жаростійкого скла.

Велике значення набули рідкоземельні елементи та їх сполуки в хімічній промисловості, наприклад, у виробництві пігментів, лаків та фарб, в нафтовій промисловості – як каталізatori, у виробництві деяких вибухових речовин, та як газопоглиначі.

Монокристалічні сполуки рідкоземельних елементів (а також «металеві скла» – аморфний стан) застосовують для створення лазерних та інших оптично активних і нелінійних елементів в оптоелектроніці.

На основі Nd, Y, Sm, Er, Eu з Fe-B отримують сплави з рекордними магнітними властивостями (високі намагнічувальна та коерцитивна сили) для створення постійних магнітів великої потужності (в порівнянні з простими феросплавами).

Так, наприклад, рідкоземельні магніти SmCo «Самарій-Кобальт» (рис. 14.2), які займають проміжне місце між магнітами Nd-Fe-B та феритовими, виготовляють методом порошкової металургії з композиційного сплаву $\text{SmCo}_5/\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$. Вони характеризуються високими магнітними властивостями, відмінною корозійною стійкістю та гарною стабільністю параметрів при температурах до 350 °C (в порівнянні з магнітами з Nd-Fe-B).

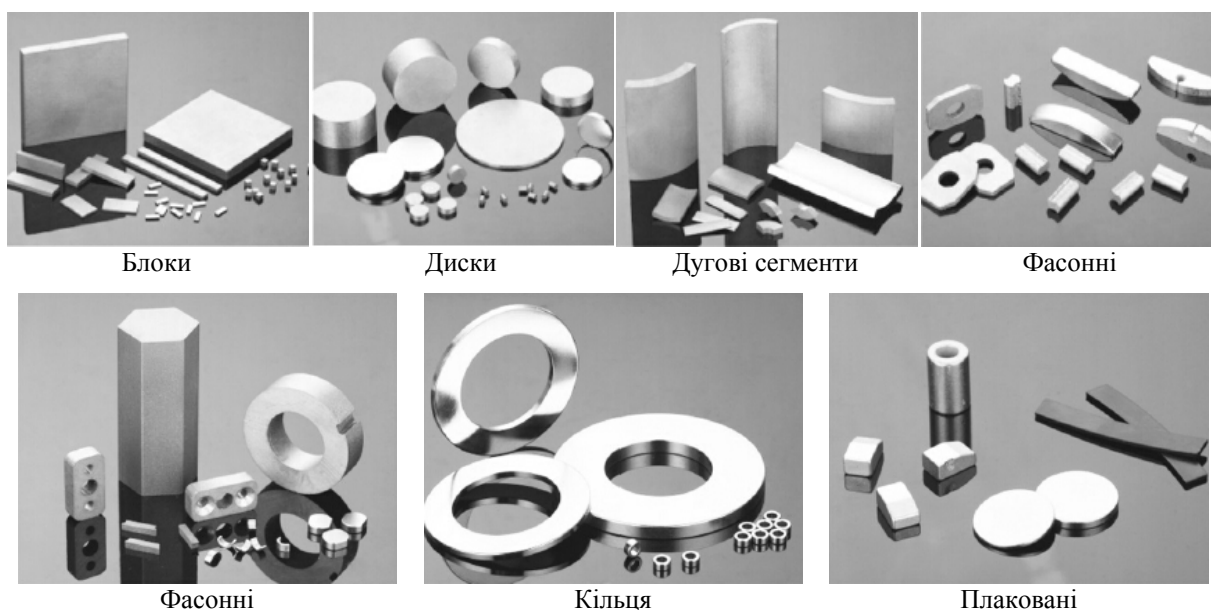


Рис. 14.2. Номенклатура спечених самарій-кобальтових магнітів ($\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$)

Сплав SmCo_5 легується міддю, цирконієм, гадолінієм, ербієм. В позначенні марки вказуються літери: КС25ДЦ. Літера «К» означає, що сплав на основі кобальту, «С» – наявність самарію, цифра 25 – середній вміст самарію в сплаві 25 %, літера «Д» – добавку міді, «Ц» – добавку цирконію. Маркування сплаву КС25ЕГД означає, що в сплаві є добавки гадолінію та ербію.

З метою підвищення стабільності магнітних властивостей використовується потрійна система Sm-Co-Cu. Введення міді призводить до реалізації в сплаві ізоморфного розпаду. Зображення структури сплаву $\text{Sm}(\text{Co}_{0,68}\text{Cu}_{0,1}\text{Fe}_{0,2}\text{Zr}_{0,02})_{7,4}$, яке отримано методом трансмісійної електронної мікроскопії, наведено на рис. 14.3. Як видно вона складається з нанокристалічних зерен.

Сплав $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ не легується, позначається літерами «КС» (кобальт, самарій) та цифрами, які вказують на процентний вміст самарію (КС37, КС36). Літера «А» в кінці марки вказує на поліпшену структуру магнітів з $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$ (КС37А).

Рідкоземельні магніти виготовляються методами порошкової металургії, тобто спочатку виготовляється порошок шляхом розмелювання сплаву, потім порошок пресується у виріб з одночасною орієнтацією частинок в магнітному полі, після чого про-

водиться спікання заготовок. Для отримання точних розмірів спечені магніти шліфують абразивним інструментом.

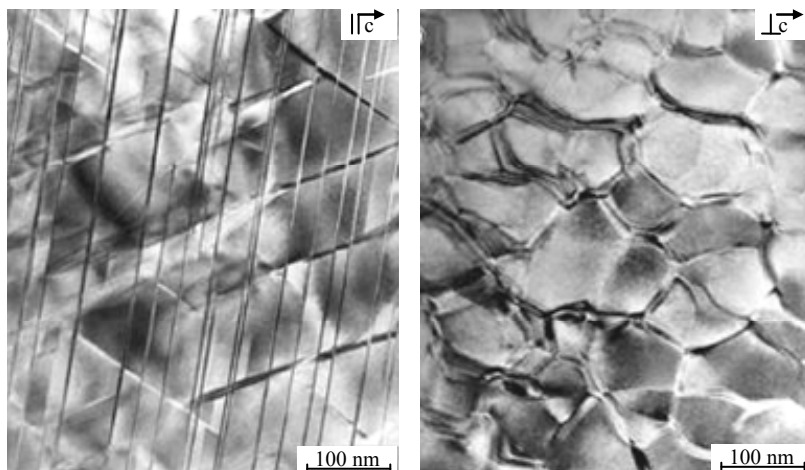


Рис. 14.3. ТЕМ-зображення мікроструктури сплаву $\text{Sm}(\text{Co}_{0.68}\text{Cu}_{0.1}\text{Fe}_{0.2}\text{Zr}_{0.02})_{7.4}$

За вартістю магніти SmCo дорожче магнітів Nd-Fe-B, тому що при їх виробництві застосовують більш дефіцитний метал – кобальт.

Магніти SmCo доцільно застосовувати в разі необхідності мати мінімальні розміри та вагу кінцевих виробів. Найбільш доцільно це в космічних апаратах, авіаційній та комп'ютерній техніці, мініатюрних електродвигунах та магнітних муфтах, в переносних приладах та пристроях (годинниках, навушниках, мобільних телефонах тощо).

ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ



1. Які метали відносяться до рідкоземельних, і чому вони отримали таку назву?
2. Наведіть класифікацію рідкоземельних металів.
3. Опишіть властивості рідкісноземельних металів.
4. Що таке «мішметал»?
5. Де в металургії застосовуються рідкоземельні метали?
6. Опишіть вплив рідкісноземельних металів на структуру спеціальних сталей та сплавів.
7. Як застосовують рідкоземельні метали в хімічній промисловості?
8. Як застосовують рідкоземельні метали в оптоелектроніці?
9. На основі яких рідкоземельних металів виготовляють сплави з магнітними властивостями?
10. Надайте властивості рідкісноземельних магнітів.
11. Розшифруйте марки рідкоземельних магнітних сплавів: КС25ДЦ, КС25ЕГД, КС37, КС37А.
12. Якими методами виготовляють рідкоземельні магніти?
13. Надайте області застосування рідкоземельних магнітів.

15. ФЕРОСПЛАВИ

Феросплави – сплави заліза з різними елементами періодичної системи елементів Д.І. Менделєєва, які застосовуються головним чином у металургії для розкислення та легування. До феросплавів умовно відносять також деякі сплави, які містять залізо лише у вигляді домішок (силикокальцій, силикомарганец тощо) та деякі метали і неметали (Mn, Cr, Si) з мінімальним вмістом домішок. Отримують феросплави з руд або концентратів в електропечах або плавильних шахтах.

Сучасна промисловість виробляє більше 100 різних видів простих і складних феросплавів, в які в різних поєднаннях входять близько 25 хімічних елементів. Серед них можна виділити:

- легкі метали: алюміній, барій, бор, кальцій, магній, стронцій, титан;
- рідкісні і рідкісноземельні метали: ванадій, вольфрам, церій, ітрій, молібден, ніобій, тантал;
- важкі метали: кобальт, марганець, нікель, хром;
- неметали: кремній, фосфор;
- гази: азот.

Завдяки існуванню феросплавів можливий процес виробництва матеріалів з поліпшеними та спеціальними властивостями – конструкційних, корозійностійких (нержавіючих), жароміцних, жаростійких, прецизійних та електротехнічних сталей, спеціальних ливарних чавунів та інших різноманітних сплавів.

Перший феросплав був отриманий в XIX столітті у Франції. Цьому сприяло освоєння технології відновлювальної плавки в тигельних печах, а також пізніше – в доменних печах. Однак, зазначені технології були придатні лише для виплавки феросплавів з низькою концентрацією основного елементу і не дозволяли отримати високопроцентні сплави та сплави тугоплавких металів, так як не могли забезпечити досить високу температуру процесів.

Російський фізик-експериментатор В. В. Петров вперше у 1802 році застосував електричну дугу (електротермічний спосіб) для відновлення оксидів металів вуглецем, що дозволило вирішити проблему з недостатньо високою температурою, це поклало початок сучасній електрометалургії в дугових печах.

У 1907 році Ф.М. Бекет розробив електротермічний спосіб виробництва низьковуглецевих феросплавів, застосувавши в якості відновника кремній. Інший спосіб отримання низьковуглецевих феросплавів (алюмотермічний процес) було розроблено професором Харківського університету М. М. Бекетовим. Надалі цей метод набув найширшого поширення.



*Василь Володимирович
Петров*



Микола Миколайович
Бекетов

Пізніше були розроблені процеси виробництва низьковуглецевих феросплавів продувкою вуглецевих сплавів окисними газами, вакуумуванням рідких і твердих сплавів, методом змішування розплавів та шляхом змішування рідкого розплаву і твердого відновника. На теперішній час продовжуються розробки різних методів рафінування феросплавів при виплавленні їх в електронно-променевих та плазмових печах.

До *переваг* феросплавів відносяться:

- більш низька вартість в порівнянні з чистими металами;
- наявність заліза в хімічному складі зменшує температуру плавлення основного елементу, що дозволяє проводити виплавку сталей, легованих тугоплавкими металами, при більш низьких температурах.

До *недоліків* феросплавів можна віднести:

- практично кожен феросплав містить в своєму складі домішки у вигляді сірки, фосфору, вуглецю, марганцю і деяких інших компонентів, які можуть перейти в матеріал, що виробляється;
- зміст легуючого елемента в феросплавів істотно нижче, ніж в чистому вигляді.

15.1. КЛАСИФІКАЦІЯ ФЕРОСПЛАВІВ

У промисловості прийнято класифікацію феросплавів за обсягом виробництва. Виділяють «великі» та «малі» сплави.

До «великих» сплавів відносяться: крем'янисті (феросиліцій); хромисті (ферохром); марганцеві (феромарганець).

До «малих» сплавів відносяться: феровольфрам; феромолібден; ферованадій; сплави лужноземельних металів; фероніобій; феротитан та сплави, що містять титан; феробор, фероборал та лігатури з бором; сплави з алюмінієм; сплави з рідкоземельними металами; феросилікоцирконій, фероалюміноцирконій; ферокобальт; феронікель.



Рис. 15.1. Феросиліцій

Феросиліцій – феросплав, основними компонентами якого є залізо та кремній (рис. 15.1).

Процес виробництва феросиліцію заснований на відновленні кремнезему.

Феросиліцій використовують в якості розкислювача та легуючої добавки для виплавки електротехнічних, ресорно-пружинних, корозійностійких та жаростійких сталей.

Підвищення вмісту кремнію у феросиліції знижує його щільність. 45%-й феросиліцій має щільність $5,0 \text{ г/см}^3$, а 75%-й – $3,5 \text{ г/см}^3$. Температури плавлення 45%-го і 75%-го феросиліцію відповідно дорівнює $1330...1220$ та $1300...1330$ °С. Феросиліцій отримують в дугових феросплавних печах шляхом відновлення кремнію з кварциту вуглецю коксу.

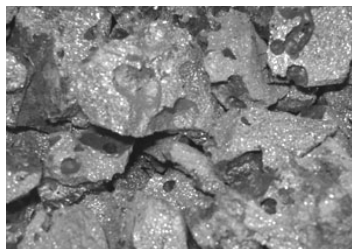


Рис. 15.2. Ферохром

Ферохром – сплав заліза та хрому (близько 60 %), застосовується для легування сталі та сплавів (рис. 15.2). Основні домішки – вуглець (до 5 %), кремній (до 8 %), сірка (до 0,05 %), фосфор (до 0,05 %). Отримують при відновленні досить багатих (з високим вмістом оксиду хрому та високим

відношенням (оксид хрому)/(оксид заліза)) хромітових руд (або концентратів) вуглецевим відновником (зазвичай кокс). Велика частина ферохрому в світі виробляється в Південній Африці, Казахстані та Індії, оскільки ці країни мають великі внутрішні ресурси хромітів. Найбільшим споживачем ферохрому є виробництво сталі, особливо – виробництво нержавіючої сталі з вмістом хрому від 10 до 20 %.

Феромарганець – феросплав, основними компонентами якого є залізо та марганець (рис 15.3).

Вуглецевий феромарганець, що містить 75...79 % Mn, до 7 % C (решта – Fe та домішки), отримують в руднотермічних або доменних печах з марганцевого концентрату. Середньо- та маловуглецевий (рафінований) феромарганець, що містить 86...89 % Mn, до 1,5 та до 0,5 % C (відповідно), отримують в рудотермічних печах силікотермічним способом з силікомарганця, марганцевих концентратів та низькофосфористого марганцевого шлаку.



Рис. 15.3. Феромарганець

Феромарганець застосовують у металургії для розкислювання та легування сталі, а також для обмазки зварювальних електродів. Додавання марганцю підвищує твердість сталі, її антикорозійні властивості та стійкість до розриву.

15.2. СИРОВИНА ДЛЯ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ

Вихідною сировиною для отримання феросиліцію, феромарганцю та ферохрому служать руди, оскільки в них досить високий вміст зазначених елементів. При виробництві феровольфраму, феромолібдену, феротитану та інших сплавів вихідною сировиною є концентрат. Для цього руду, зважаючи на малу концентрацію в ній корисного елемента, збагачують.

Феросплави отримують відновленням оксидів відповідних металів. Відновлення здебільшого ведеться в присутності заліза або його оксидів. В цьому випадку відновлений метал утворює розчин із залізом. Розчиняючи відновлений елемент або утворюючи з ним хімічну сполуку, залізо зменшує його активність, полегшує умови відновлення, перешкоджає зворотній реакції – окисленню. У більшості випадків температура плавлення сплаву із залізом нижче температури плавлення відновлюваного елемента. Тому реакція відновлення протікає при більш низькій температурі. При виплавці феросплавів, якщо вихідна сировина не містить заліза, його вводять в шихту у вигляді брукху або залізної руди.

15.3. СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ

Залежно від виду застосовуваного відновника розрізняють три основних способи отримання феросплавів

- вугіллявідновний;
- силікотермічний;
- алюмінотермічний.

Вугіллявідновний спосіб застосовується при виробництві вуглецевих феромарганця, ферохрому та всіх сплавів з кремнієм (кремній перешкоджає переходу вуглецю в сплав). Для відновлення в цьому випадку використовують вуглець, який є найбільш дешевим з відновників. При відновленні марганцю та хрому легко утворюються карбіді. Тому відповідні феросплави при використанні вуглецю в якості відновника виходять з високим вмістом вуглецю та застосовуються при виробництві вуглецевих і малолегованих сталей.

Силікотермічний та алюмотермічний способи. Для виплавки високолегованих сталей (нержавіючих, жароміцних тощо) необхідно мати мінімальний вміст вуглецю в феросплавах. Для цієї мети виплавляють феросплави з низьким вмістом вуглецю, наприклад безвуглецевий ферохром, металевий хром та марганець, феросплави з титаном, вольфрамом, ванадієм та іншими металами. В цьому випадку при виплавці феросплавів в якості відновника використовують кремній, алюміній або інший елемент, який має більшу спорідненість до кисню у порівнянні з відновлюваними.

15.4. МАРКИ ФЕРОСПЛАВІВ

Маркування феросплавів умовно можна розбити на кілька частин. Перша складається з літери «Ф» і позначає приналежність матеріалу до феросплавів. Друга частина визначає основний елемент. Він є основою феросплаву та визначає його назву і властивості. З найбільш поширених можна виділити такі: «В» – вольфрам, «Мо» – молібден, «Nb» – ніобій, «V» – ванадій. Число, яке умовно можна віднести до третьої складової марки феросплаву, визначає масову частку основного елементу. Потім можуть слідувати літери та числа, які вказують на наявність в хімічному складі додаткових елементів. Так, наприклад, позначення «(a)» в марці феровольфраму говорить про вміст декількох відсотків алюмінію, літера «U» – про вміст вуглецю.

Приклади маркування різних феросплавів:

ФМо60 – феромолібден з вмістом Мо не менше 60 %;

ФNb58 – фероніобій, кількість Nb – 50...65 %;

ФВ80(a) – феровольфрам, вміст W не менше 80 %, Al – не більше 3 %;

ФV40U0,5 – ферованадій, масова частка V – 35...48 %, C – 0,5%.

15.5. ОБЛАСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ

Основний напрямок застосування феросплавів – виробництво сталей, чавунів та сплавів. Феросплави використовуються для легування та розкислення виплавлюваних матеріалів. Перший процес дозволяє звичайно поліпшити властивості сталі шляхом додавання до її складу додаткових елементів, наприклад, вольфраму, молібдену, нікелю. Завдання другого процесу – видалення з матеріалу кисню, який є шкідливою домішкою і може значно погіршувати механічні властивості.

Крім металургії, феросплави застосовуються в якості джерел хімічних елементів в процесах нанесення захисних металевих покриттів. Також вони застосовуються для отримання особливо чистих (хімічно) речовин, як відновників в металотермічних процесах, при збагаченні корисних копалин.

Перелік продукції з феросплавів досить малий у порівнянні з аналогічним для чорних або кольорових металів. В нього входять шматки та подрібнені просіяні частинки. Такий «скромний» набір напівфабрикатів пояснюється основним застосуванням феросплаву – легуючий елемент або розкислювач, який плавиться разом зі сплавом, що виробляється. Для цих цілей немає необхідності у виготовленні листів, прутків або дроту.

**ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ**



1. Які сплави відносяться до феросплавів?
2. Надайте класифікацію феросплавів за хімічними елементами, які входять до їх складу.
3. До кого процесу у металургійному або ливарному виробництві призначені феросплави?
4. У чому складаються властивості та призначення феросиліцію?
5. У чому складаються властивості та призначення феромарганцю?
6. У чому складаються властивості та призначення ферохрому?
7. Що є сировиною для виробництва феросплавів?
8. Які, на теперішній час, існують способи отримання феросплавів?
9. Надайте приклади маркування феросплавів.
10. Перелічіть переваги та недоліки феросплавів.
11. У яких процесах металургійного або ливарного виробництва застосовуються феросплави?
12. В якому вигляді феросплави постачаються споживачу?

16. ТВЕРДІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

16.1. МЕТАЛОКЕРАМІЧНІ ТВЕРДІ СПЛАВИ

В якості матеріалів для інструментів використовуються тверді сплави, які складаються з твердих карбідів та зв'язуючої фази (*псевдосплави*). Вони виготовляються методами порошкової металургії.

Металокерамічні тверді сплави застосовують у вигляді пластинок до ріжучого інструменту та інструменту для бурів при бурінні гірських порід, а також у вигляді філь'єр для волочіння (рис. 16.1). Деякі дрібні ріжучі інструменти (свердла, розгортки, фрези) виготовляють цілком з твердих сплавів.

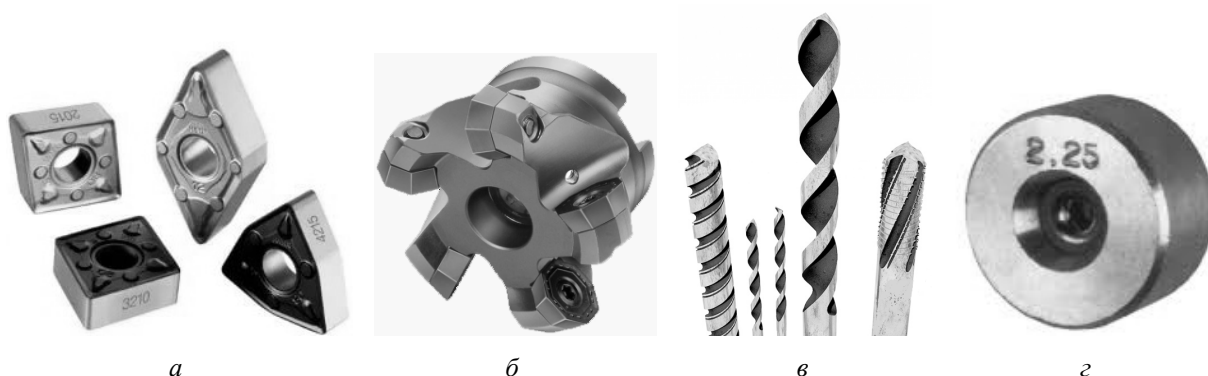


Рис. 16.1. Вироби з металокерамічних твердих сплавів: *а* – пластинки до ріжучого інструменту; *б* – бурова коронка з металокерамічними вставками; *в* – цільні інструменти; *г* – філь'єра

Зносостійкість інструментів з твердих сплавів перевищує зносостійкість інструментів з швидкорізальних сталей в 10...20 разів та зберігається до температур 800...1100 °С.

Тверді сплави є композиційними матеріалами, які складаються з карбідних частинок, пов'язаних разом металевою зв'язкою. Вміст фази карбіду в таких сплавах зазвичай становить 80...97 % від загальної ваги суміші, а розмір її зерна становить від 0,4 до 10 мкм. Карбід вольфраму (WC), як тверда фаза, в кобальтовій (Co) зв'язці, – це основа структури твердого сплаву, на якій базуються інші типи сплавів (рис. 16.2). Додатково до основного карбіду вольфраму, кобальтові композиції твердого сплаву можуть містити різні пропорції карбіду титану (TiC), карбіду танталу (TaC) і карбіду ніобію (NbC). Найбільш розповсюдженим металом зв'язки є кобальт, оскільки він в процесі жидкофазного спікання сам не утворює карбідів і не руйнує карбіди інших елементів. Також в якості зв'язки використовується нікель або його сплав з молібденом.

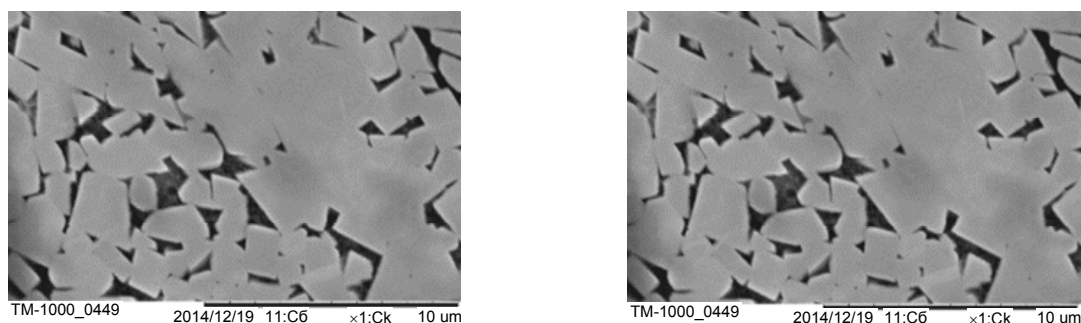


Рис. 16.2. Мікроструктура твердих сплавів групи ВК
(зерна карбіду вольфраму WC пов'язані кобальтом Co)

Для виготовлення металокерамічних твердих сплавів порошкоподібні складові ретельно перемішують. Отриману суміш пресують під тиском від 100 до 420 МПа, потім відпресовані заготовки спікають в електропечах при температурі 1500 °С в атмосфері водню або у вакуумі. При спіканні кобальт розплавляється та огортає зерна карбідів, зв'язуючи їх.

Характерною особливістю твердих сплавів є дуже висока твердість, порядку 87...92 HRC, при досить високій міцності. Крім того, тверді сплави відрізняються великою зносостійкістю та теплостійкістю (табл. 16.1). Твердість та міцність залежать від кількості зв'язуючої фази (кобальт) та величини зерен карбідів. Чим більше зерна карбідів, тим вище міцність.

Таблиця 16.1

Спечені тверді сплави

| Марка сплаву | Вміст, % | | | | Міцність на вигин, МПа | Твердість, HRA | Щільність, г/см ³ | Теплопровідність, Вт/(м·°С) | Модуль Юнга, ГПа |
|--------------|----------|-----|---------|---------|------------------------|----------------|------------------------------|-----------------------------|------------------|
| | WC | TiC | TaC | Co | | | | | |
| BK2 | 98 | — | — | 2 | 1200 | 91,5 | 15,1 | 51 | 645 |
| BK3 | 97 | — | — | 3 | 1200 | 89,5 | 15,3 | 50,2 | 643 |
| BK3-M | 97 | — | — | 3 | 1550 | 91 | 15,3 | 50,2 | 638 |
| BK4 | 96 | — | — | 4 | 1500 | 89,5 | 14,9...15,2 | 50,3 | 637,5 |
| BK4-B | 96 | — | — | 4 | 1550 | 88 | 15,2 | 50,7 | 628 |
| BK6 | 94 | — | — | 6 | 1550 | 88,5 | 15 | 62,8 | 633 |
| BK6-M | 94 | — | — | 6 | 1450 | 90 | 15,1 | 67 | 632 |
| BK6-OM | 92 | — | 2 | 6 | 1300 | 90,5 | 15 | 69 | 632 |
| BK8 | 92 | — | — | 8 | 1700 | 87,5 | 14,8 | 50,2 | 598 |
| BK8-B | 92 | — | — | 8 | 1750 | 89 | 14,8 | 50,4 | 598,5 |
| BK10 | 90 | — | — | 10 | 1800 | 87 | 14,6 | 67 | 574 |
| BK10-OM | 90 | — | — | 10 | 1500 | 88,5 | 14,6 | 70 | 574 |
| BK15 | 85 | — | — | 15 | 1900 | 86 | 14,1 | 74 | 559 |
| BK20 | 80 | — | — | 20 | 2000 | 84,5 | 13,8 | 81 | 546 |
| BK25 | 75 | — | — | 25 | 2150 | 83 | 13,1 | 83 | 540 |
| BK30 | 70 | — | — | 30 | 2400 | 81,5 | 12,7 | 85 | 533 |
| T5K10 | 85 | 6 | — | 9 | 1450 | 88,5 | 13,1 | 20,9 | 549 |
| T5K12 | 83 | 5 | — | 12 | 1700 | 87 | 13,5 | 21 | 549,3 |
| T14K8 | 78 | 14 | — | 8 | 1300 | 89,5 | 11,6 | 16,7 | 520 |
| T15K6 | 79 | 15 | — | 6 | 1200 | 90 | 11,5 | 12,6 | 522 |
| T30K4 | 66 | 30 | — | 4 | 1000 | 92 | 9,8 | 12,57 | 422 |
| TT7K12 | 81 | 4 | 3 | 12 | 1700 | 87 | 13,3 | | |
| TT8K6 | 84 | 8 | 2 | 6 | 1350 | 90,5 | 13,3 | | |
| TT10K8-Б | 82 | 3 | 7 | 8 | 1650 | 89 | 13,8 | | |
| TT20K9 | 67 | 9,4 | 14,1 | 9,5 | 1500 | 91 | 12,5 | | |
| TH-20 | — | 79 | (Ni15%) | (Mo6%) | 1000 | 89,5 | 5,8 | | |
| TH-30 | — | 69 | (Ni23%) | (Mo29%) | 1100 | 88,5 | 6 | | |
| TH-50 | — | 61 | (Ni29%) | (Mo10%) | 1150 | 87 | 6,2 | | |

Залежно від складу карбідної фази тверді сплави поділяють на три основні групи:

1. Вольфрамову (однокарбідні сплави WC-Co (типу BK)):

- BK3, BK3M, BK4, BK6, BK6M, BK8 – обробка металу, пластмас та каменю;
- BK15 – ріжучі інструменти по дереву;
- BK6, BK6B, BK4B, BK8, BK11B, BK15 – армування гірського інструменту;
- BK6, BK8, BK15 – філь'єри та матриці для волочіння і пресування;
- BK15, BK20, BKЮКС, BK20K, BK20KC – штампи.

2. Титан-вольфрамову (двохкарбідні сплави WC-TiC-Co (типу ТК)):

- T30K4, T15K6, T5K10, T5K12, T14K8 – обробка різанням металу, каменю.

3. Титан-тантал-вольфрамову (трьохкарбідні сплави WC-TiC-TaC-Co (типу ТТК)).

- TT7K12, TT7K15, TT8K6, TT20K9 – чорнова і чистова обробка важкооброблюва-

них матеріалів.

Приклади розшифрування марок металокерамічних твердих сплавів:

- BK6 – містить 6 % кобальту, решта – карбід вольфраму (94 %);
- T15K6 – містить 6 % кобальту, 15 % карбіду титану, решта – карбід вольфраму (79 %);
- TT7K12 – містить 12 % кобальту, 7 % карбіду титану та карбіду танталу, решта

карбід вольфраму (81 %).

Літера «М» означає дрібнозернисту структуру, а отже, і більш високу зносостійкість в порівнянні з тими ж марками нормальної зернистості; літери «В» або «КС» в кінці маркування визначають вищі експлуатаційну міцність та опір ударам і викришуванню за рахунок крупнозернистої структури; літера «О» вказує на вміст 2 % карбіду танталу, що трохи збільшує твердість та зносостійкість сплаву.

Сплави з малою кількістю кобальту мають підвищену твердість і зносостійкість, але мінімальну міцність, Тому їх використовують для чистового точіння (BK3, T30K4).

Сплави з підвищеним вмістом кобальту використовують для чорнового точіння (BK8, T14K8).

Сплав BK20 використовують для армування штамів, що підвищує їх зносостійкість.

16.2. АЛМАЗ ЯК МАТЕРІАЛ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТІВ

До 80 % видобутих природних алмазів та усі синтетичні алмази використовуються в якості інструментальних матеріалів.

Основна кількість алмазів використовується у вигляді алмазного порошку для виготовлення алмазно-абразивного інструменту – шліфувальних кругів, притирів, хонів, надфілів тощо, для обробки особливо твердих металів та гірських порід. Велике значення мають заточувальні алмазні круги для твердосплавного інструменту, це збільшує продуктивність праці та термін служби інструменту, тому що підвищення стійкості твердосплавного інструменту забезпечується високою чистотою леза інструменту (відсутність зазубрив, дрібних тріщин) .

Алмазний інструмент виготовляється у вигляді алмазовмісних заточувальних та шліфувальних кругів з бакелітовою або металевою зв'язкою.

Також виготовляють алмазні різці (для обробки корпусів годинників), філь'єри (для волочіння дроту з високотвердих та дорогоцінних металів) тощо.

**ПИТАННЯ
ДЛЯ
САМОКОНТРОЛЮ**



1. Якими методами виготовляються тверді сплави для ріжучого інструменту?
2. Наведіть приклади складу твердих сплавів (псевдо сплавів) для ріжучого інструменту.
3. У чому є основні переваги властивостей металокерамічних твердих сплавів?
4. Карбіді яких металів застосовуються при виготовленні металокерамічних твердих сплавів?
5. Який метал застосовується для зв'язки при виготовленні металокерамічних твердих сплавів?
6. Що є характерною особливістю твердих металокерамічних сплавів?
7. Як класифікуються тверди спечені сплави за складом карбідної фази?
8. Наведіть приклади маркування спечених твердих сплавів, які застосовуються для виготовлення різального інструменту, та їх розшифрування.
9. Яке основне застосування природних та синтетичних алмазів?
10. Для виготовлення якого інструменту застосовуються алмази?

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ТА РЕКОМЕНДОВАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Агеев Н.В. Термический анализ металлов и сплавов. Москва : Госиздат, 1936. 182 с.
2. Агеев Н.В., Шойхет Д.Н. Термический анализ металлов и сплавов. Ленинград : Кубуч, 1936. 180 с.
3. Адашкин А.М., Зуев В.М. Материаловедение (металлообработка). Москва : Академия, 2009. 288 с.
4. Азотирование стали: назначение, технология и разновидности процесса. URL: <http://met-all.org/obrabotka/himicheskaya/azotirovanie-stali-metalla-ionnoe.html> (Дата обращения 03.06.2019).
5. Александрова Т.А., Львов А.Л. Пик металловеда: Академик Бочвар. Москва : Издательский Дом МИСиС, 2009. 671 с.
6. Алюміній та сплави на його основі / В.З. Куцова та ін. Дніпропетровськ : Пороги, 2004. 135 с.
7. Аносов П.П. Собрание сочинений / под ред. А. М. Самарина. Москва : Из-во АН СССР, 1954. 212 с.
8. Анцелиович Е.С. Леонардо да Винчи: Элементы физики. Москва : Учпедгиз, 1955. 88 с.
9. Арнольд В.И. Гюйгенс и Барроу, Ньютон и Гук. Москва : Наука, 1989. 96 с.
10. Атапин В. Г. Сопротивление материалов. Новосибирск : НГТУ, 2018. 342 с.
11. Афанасьев А.М. Лабораторный Практикум по сопротивлению материалов. Москва : Наука, 1975. 287 с.
12. Афтандіянц Є.Г., Зазимко О.В., Лопатко К.Г. Матеріалознавство. Київ : Ліра-К, Олди-плюс, 2013. 612 с.
13. Барахтин Б.К., Немец А.М. Металлы и сплавы. Анализ и исследование: в 4 т. / под ред. И.П. Калинкина, В.И. Мосичева, Б.К. Барахтина. Санкт-Петербург : НПО «Профессионал», 2006. Т. 1. Физико-аналитические методы исследования металлов и сплавов. Неметаллические включения. 490 с.
14. Башнин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г. Технология термической обработки. Москва : Металлургия, 1986. 424 с.
15. Беккерт М. Железо. Факты и легенды: Пер. с нем. Москва : Металлургия, 1988. 240 с.
16. Беккерт М. Мир металла / Пер. с нем. М.Я. Аркина; под ред. В.Г. Лютцаг. Москва : Мир, 1980. 152 с.
17. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы. Состав, свойства, технология, применение: справочник / под общ. ред. И.Н. Фридляндера. Киев : КОМИНТЕХ, 2005. 365 с.
18. Беляев А.И. История алюминия, *Тр. института истории естествознания и техники*. 1959. Т. 20. С. 21–29.
19. Беляев А.И. К столетию со дня рождения Эру и Холла. *Изв. высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 1963, № 5. С. 18–25.
20. Беляев А.И. Металлургия легких металлов. Москва : Металлургия, 1970. 368 с.
21. Беляев А.И. Николай Николаевич Бекетов – выдающийся русский физико-химик и металлург. 1827–1911. Москва : Металлургиздат, 1953. С. 128.
22. Беляев А.И. Очерки по истории металлургии легких металлов. Москва : Металлургиздат, 1950. 143 с.
23. Березовская В.В., Озерец Н.Н., Гервасьев М.А. Диаграммы состояния двойных систем. Екатеринбург : УФУ им. Б.Н. Ельцина, 2018. 200 с.
24. Бериллизация. URL: <https://www.s0alex.ru/abc2c11.html#ab404> (Дата обращения 18.05.2019).

-
25. Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3 т. Т. 1. Методы испытаний и исследования. Москва : Металлургия, 1983. 352 с.
 26. Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3 т. Т. 2. Основы термической обработки. Москва : Металлургия, 1983. 368 с.
 27. Бернштейн М.Л., Рахштадт А.Г. Металловедение и термическая обработка стали. Справочник в 3 т. Т. 3. Термическая обработка металлопродукции. Москва : Металлургия, 1983. 216 с.
 28. Бильченко О.В., Дудка О.І., Лобода П.І. Матеріалознавство. Київ : Кондор, 2009. 154 с.
 29. Бобин А.Б., Бобина М.Н., Хижняк В.Г. Аршук М.В. Поверхностное упрочнение многогранных неперегатаваемых твердосплавных пластин. *Проблеми тертя та зношування*. 2015. Вип. 1(66). С. 102–107.
 30. Боголюбов А. Н. Жан Виктор Понселе, 1788–1867. Москва : Наука, 1988. 224 с.
 31. Боголюбов А.Н. Математики. Механики. Биографический справочник. Киев: Наукова думка, 1983. 639 с.
 32. Богомоллова Н.А. Практическая металлография. Москва : Высш. шк., 1982. 272 с.
 33. Богомоллова Н.А. Практическая металлография. Москва : Высш. шк., 1987. 240 с.
 34. Болеста І.М. Фізика твердого тіла. Львів : Нац. ун-т ім. І. Франка, 2003. 479 с.
 35. Бочвар, Анатолий Михайлович. *Wikimedia Commons*. URL: https://upload.wikimedia.org/wikipedia/commons/c/cb/Anatoliy_M._Bochvar.jpg?uselang=ru (Дата обращения 12.01.2018).
 36. Будник А.Ф. Типове обладнання термічних цехів та дільниць. Суми: СумДУ, 2008. 212 с.
 37. Булгакова О.Н. Методы химического анализа. Кемерово: КГУ, 2015. 146 с.
 38. Булычев С.И., Алехин В. П. Испытание материалов непрерывным вдавливанием индентора. Москва : Машиностроение, 1990. 224 с.
 39. Бунзен Роберт Вильгельм. Официальный сайт РАН. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-49728.ln-ru (Дата обращения 12.01.2018).
 40. Бунин К.П., Баранов А.А. Металлография. Москва : Металлургия, 1970. 256 с.
 41. Бухаркина Т.В., Дигуров Н.Г. Химия природных энергоносителей и углеродных материалов. Москва : РХТУ им. Д.И. Менделеева, 1999. 195 с.
 42. Бучинський М.Я., Горик О.В., Чернявський А.М., Яхін С.В. Основи творення машин. Харків : НТМТ, 2017. 448 с.
 43. Вашуль Ч. Практическая металлография. Методы изготовления образцов. Перевод с немецкого В.А. Федоровича. Москва : Металлургия, 1988. 320 с.
 44. Введенский В.Ю., Лилеев А.С., Перминов А.С. Экспериментальные методы физического материаловедения. Москва : МИСиС, 2011. 310 с.
 45. Вёлер Фридрих. Официальный сайт РАН. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-49870.ln-ru (Дата обращения 12.01.2018).
 46. Велика українська енциклопедія: словник / кер. авт. колективу А.М. Киридон. Київ : Енциклопедичне видавництво, 2015. 1408 с.
 47. Венецкий С.И. В мире металлов. Москва : Металлургия, 1982. 256 с.
 48. Венецкий С.И. Рассказы о металлах. Москва : Металлургия, 1975. 240 с.
 49. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. Москва : Металлургия, 1984. 280 с.
 50. Волков В.А., Вонский Е.В., Кузнецова Г.И. Выдающиеся химики мира. Москва : Высш. школа, 1991. 656 с.
 51. Волкова Е.Ф., Антипов В.В. Магниево деформируемые сплавы. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. № 5. URL: <https://www.viam.ru/public/files/2011/2011-205926.pdf> (Дата обращения 18.05.2019).
 52. Волчек О. Мария Склодовская-Кюри / пер. с польск. З. Бадовской. Варшава: Интерпресс, 1981. 131 с.
 53. Воронина М.М. Габриэль Ламе, 1795–1870: Французский учёный – математик, механик, инженер. Ленинград : Наука, 1987. 196 с.
 54. Вьюгов П.Н., Дмитренко О.Е. Металлические стекла. *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники* (14). 2004. № 6. С. 185–191.
 55. Ганс Крістіан Ерстед. Вікіпедія. URL: https://persons-info.com/persons/DE_BUR_IAn_KHenrik (Дата звернення 28.02.2018).
 56. Гарбанец В.М., Коваленко В.М. Конструкційне матеріалознавство. Київ: Либідь, 2007. 384 с.
-

-
57. Гарост А.И. Железоуглеродистые сплавы: структурообразование и свойства. Минск: Беларус. навука, 2010. 252 с.
 58. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. Москва : Металлургия, 1975. 447 с.
 59. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. Москва : Металлургия, 1989. 384 с.
 60. Герасимова Л.П., Ежов А.А., Маресев М.И. Изломы конструкционных сталей: справочник. Москва : Металлургия, 1987. 272 с.
 61. Главацкий М., Дашкевич Л. Павел Аносов – известный и неизвестный. *Наука и жизнь*. 2005. № 9.
 62. Глазов В.М., Вобст М., Тимошенко В.И. Методы исследования свойств жидких металлов и полупроводников. Москва : Металлургия, 1989. 384 с.
 63. Глінка М.Л. Загальна хімія. Київ : Вища школа, 1982. 608 с.
 64. Гоголинский К. В., Львова Н. А., Усеинов А. С. Применение сканирующих зондовых микроскопов и нанотвердомеров для измерения механических свойств твердых материалов на наноуровне. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. 2007. Т. 73. № 6. С. 28.
 65. Головин Г.И. Пионер высокочастотной техники: Жизнь и деятельность Валентина Петровича Вологодина / Под ред. Г.Ф. Головина и В.В. Вологодина. Москва : Связь, 1970. 112 с.
 66. Гомонай В.І., Гомонай О.В. Фізична хімія. Ужгород : Патент, 2004. 712 с.
 67. Горбовий П.М., Загричук Г.Я., Фальфушинська Г.І. Основи хімії елементів. Тернопіль : В-во Карп'юка, 2001. 276 с.
 68. Горячева Т.В., Бабенко М.О. Матеріалознавство: конспект лекцій. Красноармійськ: КП ДонНТУ, 2011. 91 с.
 69. Грешта В.Л., Климов О.В., Лисиця О.В. Кольорові метали і сплави. Запоріжжя : ЗНТУ, 2015. 335 с.
 70. Григорович В. К. Твердость и микротвердость металлов. Москва : Наука, 1976. 230 с.
 71. Гуковский М.А. Механика Леонардо да Винчи. Москва : Изд-во АН СССР, 1947. 815 с.
 72. Гуляев А.П. Металловедение. Москва : Металлургия, 1986. 544 с.
 73. Гуляев Б.Б. Теория литейных процессов. Ленинград : Машиностроение, 1976. 216 с.
 74. Гуляев, Александр Павлович. Новодевичье кладбище. URL: <http://www.nd.m-necropol.ru/gulyaev-ar.html> (Дата обращения 28.02.2018).
 75. Гумилевский Л.И. Дмитрий Константинович Чернов. Москва : Молодая гвардия, 1944. 63 с.
 76. Дальский А.М. Технология конструкционных материалов. Москва : Машиностроение, 2004. 512 с.
 77. Даниленко Т. Аналіз сучасних стандартів на металеві матеріали для залізничної техніки. *Збірник наукових праць ДЕТУТ. Серія «Транспортні системи і технології»*. 2012. Вип. 20. С. 29–37.
 78. Де Бур Ян Хенрик. Личности. URL: https://persons-info.com/persons/DE_BUR_IAn_KHenrik (Дата обращения 28.02.2018).
 79. Дебре (Debray), Анри Жюль. *Южный федеральный университет. Кафедра физической и коллоидной химии имени профессора В.А. Когана*. URL: <http://www.physchem.chimfak.rsu.ru/Source/History/Persones/Debray.html> (Дата обращения 12.01.2018).
 80. Дмитрий Константинович Чернов (1839–1921). *Люди русской науки*. / Сост. и ред. И.В. Кузнецов. Москва; Ленинград : Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1948. Т. 2. 554 с.
 81. Долгачев Ю.В., Пустовойт В.Н. Оптико-эмиссионный спектральный анализ металлов. Методические указания к лабораторному практикуму. Ростов-на-Дону: ДГТУ. 2014. 8 с.
 82. Дриц М.Е., Москалев М.А. Технология конструкционных материалов и материаловедение. Москва : Высш. шк., 1990. 447 с.
 83. ДСТУ 2444-94 Розрахунки та випробування на міцність. Опір при втомі. Терміни та визначення [Чинний від 1995-01-07]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1994. 71 с.
 84. ДСТУ 2494-94 Метали. Оброблення зміцнювальне. Терміни та визначення [Чинний від 1995-07-01]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1995. 19 с.
 85. ДСТУ 2824-94 Розрахунки та випробування на міцність. Види і методи механічних випробувань. Терміни та визначення [Чинний від 1996-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1994. 31 с.
 86. ДСТУ 2825-94 Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять [Чинний від 1996-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 1994. 40 с.
 87. ДСТУ 2825-94 Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять [Чинний від 1996-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1994. 40 с.
-

-
88. ДСТУ 2825-94 Розрахунки та випробування на міцність. Терміни та визначення основних понять [Чинний від 1996-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1994. 40 с.
 89. ДСТУ 3830-98 Корозія металів і сплавів. Терміни та визначення основних понять [Чинний від 2000-01-1]. Вид. офіц. Київ : Держстандарт України, 1999. 35 с.
 90. ДСТУ EN 10002-1:2006 Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Ч. 1. Метод випробування за кімнатної температури (EN 10002-1:2001, IDT) [Чинний від 2008-07-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2008. 40 с.
 91. ДСТУ EN 10002-5:2006. Матеріали металеві. Випробування на розтяг. Ч. 5. Метод випробування за підвищених температур (EN 10002-5:1991, IDT) [Чинний від 2007-07-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2008. 27 с.
 92. ДСТУ ISO 6506-1:2007. Матеріали металеві. Визначення твердості за Брінеллем. Ч. 1. Метод випробування (ISO 6506-1:2005, IDT) [Чинний від 2009-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2010. 12 с.
 93. ДСТУ ISO 6507-1:2007. Матеріали металеві. Визначення твердості за Віккерсом. Ч. 1. Метод випробування. (ISO 6507-1:2005, IDT) [Чинний від 2009-01-01]. Вид. офіц. Київ : Держспоживстандарт України, 2010. 20 с.
 94. Дубовий О.М., Карпеченко А.А., Бобров М.М., Жданов О.О., Макруха Т.О., Неделько Ю.С. Формування нанорозмірної полігонізаційної субструктури та її вплив на фізико-механічні властивості металів, стопів і напорошених покриттів. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2017. Т. 39, No 2. С. 209–243. DOI:10.15407/mfint.39.02.0209.
 95. Дубовий О.М., Лебедева Н.Ю., Торубарова С.М. Збірник лабораторних робіт з дисципліни «Матеріалознавство». Миколаїв : НУК, 2011. 96 с.
 96. Дурягіна З.А., Лизун О.Я., Пілюшенко В.Л. Сплави з особливими властивостями. Львів : Львівська політехніка, 2007. 236 с.
 97. Дурягіна З.А., Лизун О.Я., Пілюшенко В.Л. Сплави з особливими властивостями. Львів : Вид-во Нац. ун-ту «Львівська політехніка», 2007. 236 с.
 98. Дэви Хэмфри, сэр, баронет. *Иностранные члены Российской академии наук. XVIII–XXI в.: Геология и горные науки.* М.: Наука, 2012. С. 74–77.
 99. Егоров-Тисьменко Ю.К., Литвинская Г.П., Загальская Ю.Г. Кристаллография. Москва : МГУ, 1992. 288 с.
 100. Ежов А.А., Герасимова Л.П. Разрушение металлов. Москва : Наука, 2004. 400 с.
 101. Елагина О.Ю. Технологические методы повышения износостойкости деталей машин. Москва: Логос, 2009. 488 с.
 102. Еременко В.Н. Титан и его сплавы. Киев : Из-во АН УССР, 1960. 499 с.
 103. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань. Харків, 2003. 488 с.
 104. Жданов Г.С., Уманский Я.С. Рентгенография металлов : в 2 ч. Москва; Ленинград : ГОНТИ НКТП СССР, 1938. Ч. 2. 387 с.
 105. Жданов Г.С., Уманский Я.С. Рентгенография металлов: в 2 ч. Москва; Ленинград : Гос. научно-техн. изд-во лит. по черной и цв. металлургии, 1941. 392 с.
 106. Жубаев А.К., Бектурган Н.Б., Куватбаева К.К., Нуртазина А.С. Исследование фазово-структурного состояния нержавеющей стали с бериллием. *INTERMATIC – 2014: материалы междунар. науч.-технич. конф. г. Москва, 1 – 5 декабря 2014 г., г. Москва, 2014. Ч. 3. С. 70–73.* URL: <http://conf.mirea.ru/CD2014/pdf/p3/20.pdf> (Дата обращения 18.05.2019).
 107. Жуков А.П. Истоки научно-педагогических школ Университета Менделеева. Москва : РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2010. 128 с.
 108. Журавлёв Л.Г., Филатов В.И. Физические методы исследования металлов и сплавов. Челябинск : ЮУрГУ, 2004. – 157 с.
 109. Зварювання в автомобілебудуванні. Металознавство та технології / В.А. Косенко та ін. Київ : Університет України, 2018. 239 с.
 110. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов. Москва : Металлургия, 1983. 352 с.
 111. Зубов В.Л. Сплавы системы железо-кремний-комплексні властивості і структурні характеристики. Дніпропетровськ : Нац. металург. акад., 2012. 120 с.
 112. История материаловедения. Казанский государственный энергетический университет. URL: <https://studfiles.net/preview/4615100/page:13/> (Дата обращения 12.01.2018).
-

-
113. Інженерне матеріалознавство / О.М. Дубовий та ін. Миколаїв: НУК, 2009. 444 с.
114. Казанцев С.Г., Овчаренко Т.Н. Полярная и ретикулярная анизотропия микротвёрдости перспективных пьезоэлектриков. *Вопросы электромеханики. Труды ВНИИЭМ*. 2011. № 4. Т. 123. С. 41–50.
115. Каримов И. Сопротивление материалов: электронный учебный курс для студентов очной и заочной формы обучения. URL: <http://www.soprotmat.ru> (Дата обращения: 21.05.2019).
116. Карл Фридрих Христиан Моос: биография. URL: <http://www.people.su/76323> (Дата обращения 24.02.2018).
117. Кім Є.К., Пікула М.В. Лекції з курсу Матеріалознавство. URL: <http://bib.convdocs.org/v6742> (дата звернення 03.06.2019).
118. Клапрот Мартин Генрих. Официальный сайт РАН. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-50725.ln-ru (Дата обращения 12.01.2018).
119. Классификация магниевых сплавов и полуфабрикатов по прочности, условий работы, коррозионным свойствам, степени свариваемости, способам упрочнения, состоянию поставки. Справочник по цветным металлам. URL: https://libmetal.ru/mg/splavmg_klass.htm (Дата обращения 10.04.2019).
120. Клименко В.М. Шиліна О.П., Осадчук А.Ю. Технологія конструкційних матеріалів: в 3 ч. Вінниця : УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2005. Ч. 2: Заготівельне виробництво. 154 с.
121. Клименко В.М. Шиліна О.П., Осадчук А.Ю. Технологія конструкційних матеріалів: в 3 ч. Вінниця : УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2005. Ч. 3: Основи механічної обробки матеріалів. 2008. 90 с.
122. Клименко В.М., Шиліна О.П., Осадчук А.Ю. Технологія конструкційних матеріалів: в 3 ч. Вінниця : УНІВЕРСУМ-Вінниця, 2005. Ч. 1: Конструкційні матеріали: властивості, класифікація, виробництво. 96 с.
123. Климов О.В., Кононенко Ю.І., Грешта В.Л. Сталі та сплави з особливими властивостями. Запоріжжя : ЗНТУ, 2014. 314 с.
124. Кнаббе В.С., Менделеев Д.И. Цементация. *Энциклопедический словарь Брокгауза и Ефрона*: в 86 т. (82 т. и 4 доп.). Санкт-Петербург, 1890–1907.
125. Коваленко В.С. Металлографические реактивы: справочник. Москва : Металлургия, 1981. 120 с.
126. Колачев Б.А., Ливанов В.А., Елагин А.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Москва : МИСИС, 1999. 416 с.
127. Конспект лекцій з дисципліни «Металургійні печі» (частина 1) для студентів напрямку 050402 / Укл. І.В. Прокопович., О.А. Бондарь. Одеса : ОНПУ, 2012. 38 с.
128. Конспект лекцій з дисципліни «Металургійні печі» (частина 2) для студентів напрямку 050402 / Укл. І.В. Прокопович., О.А. Бондарь. Одеса : ОНПУ, 2013. 40 с.
129. Конспект лекцій з дисципліни «Металознавство та термічна обробка виливків» (частина 1) для студентів спеціальності 136 / Укл. І.В. Прокопович, Л.І. Солоненко. Одеса : ОНПУ, 2019. 67 с.
130. Конспект лекцій з дисципліни «Металознавство та термічна обробка виливків» (частина 2) для студентів спеціальності 136 / Укл. І.В. Прокопович, Л.І. Солоненко. Одеса : ОНПУ, 2019. 79 с.
131. Компьютерное моделирование в материаловедении. Молекулярная динамика. *Хелпикс.Орг – Интернет помощник*. URL: <https://helpiks.org/2-47376.html> (Дата обращения 10.07.2018).
132. Кондратюк С.Є., Геллер О.Л. Дивосвіт металів. Київ : Академперіодика, 2015. 204 с.
133. Конторович И.Е. Термическая обработка стали и чугуна. Москва : Металлургиздат, 1950. 683 с.
134. Котельников Семен (Симеон) Кириллович. Официальный сайт РАН. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-50842.ln-ru (Дата обращения 12.01.2018).
135. Кремерс Д., Радзиемски Л. Лазерно-искровая эмиссионная спектроскопия. Москва : Техносфера, 2009. 360 с.
136. Криль Я.А., Флюнт О.Р., Криль Г.В. Матеріалознавство (тлумачний словник): в 2 томах. Т. 1: А-М. Львів : Новий Світ-2000, 2012. 432 с.
137. Криль Я.А., Флюнт О.Р., Криль Г.В. Матеріалознавство (тлумачний словник): в 2 томах. Т. 2: Н-Я. Львів : Новий Світ-2000, 2012. 475 с.
138. Крупин Ю.А., Сухова В.Г. Компьютерная металлография. Лабораторный практикум. Москва : МИСиС, 2009. 87 с.
139. Крыжановский Л.Н. Питер ван Мюссенбрук (К 300-летию со дня рождения). Уфа : УФН. 1991. Т. 161. Вып. 3. С. 155–161.
140. Кузін О.А., Яцюк Р.А. Металознавство та термічна обробка металів. Львів : Афіша, 2002. 304 с.
-

141. Кукуста Д.О., Мельник І.М., Харченко В.С. Міжелектронні кореляції, релятивістські й ангармонічні ефекти у сплавах перехідних металів: монографія. Київ : Наук. думка, 2015. 302 с.
142. Кумок Я.Н. Жизнь замечательных людей. Евграф Фёдоров. Москва : Молодая гвардия, 1971. 320 с.
143. Кухарева Н.Г., Петрович С.Н., Галынская Н.А., Протасевич В.Ф., Смирнова Т.Н. Борирование углеродистых и легированных сталей в кипящем слое. *Наука и техника*. 2012. № 5. С. 8–12.
144. Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями. Дніпропетровськ: НМетАУ, 2008. 349 с.
145. Кучерук І.М., Горбачук І.Т., Загальний курс фізики: У трьох томах. Т.2. Електрика і магнетизм. Київ : Техніка, 2006. 452 с.
146. Лазаренко Є.К., Винар О.М. Мінералогічний словник. Київ : Наукова думка, 1975. 774 с.
147. Лапотышкин Н.М. В мире сплавов. Москва : Просвещение, 1973. 51 с.
148. Ларионов Л.Н., Юрченко Ю.Ф. Структура и свойства металлов и сплавов. Тепловые свойства металлов и сплавов: справочник / под ред. Л.Н. Ларинкова и др. Киев : Наук. думка, 1985. 439 с.
149. Лауэ М. Мой творческий путь в физике. *Успехи физических наук*. 1960. Т. 72. С. 831–840.
150. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов. Москва : Металлургия, 1976. 407 с.
151. Лахтин Ю.М. Основы материаловедения. Москва : Металлургия, 1988. 320 с.
152. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико-термическая обработка металлов. Москва : Металлургия, 1985. 256 с.
153. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. Москва : Машиностроение, 1990. 528 с.
154. Лекционный материал по материаловедению. Московская Государственная Академия Коммунального Хозяйства и Строительства. URL: <https://studfiles.net/preview/3547824/> (Дата обращения: 01.04.2019).
155. Лившиц Б.Г. Металлография. Москва : Металлургия, 1990. 337 с.
156. Лившиц Б.Г. Физические свойства металлов и сплавов. Москва : Машгиз, 1956. 352 с.
157. Лившиц В.Б., Куманин В.И., Соколова М.Л. Материаловедение: ювелирные изделия. Москва : Юрайт, 2019. 216 с.
158. Лилеев А.С., Фазовые равновесия и структурообразование: двухкомпонентные диаграммы фазового равновесия: сб. задач. Москва: МИСиС, 2012. 80 с.
159. Литвинов В.С., Гриб С.В. Физика металлов. Рекристаллизация металлов и сплавов / под науч. ред. Попова А.А. Екатеринбург : УФУ им. Б.Н. Ельцина, 2018. 85 с.
160. Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов / Мысик Р.К. и др. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. 140 с.
161. Ломоносов М.В. Первые основания металлургии, или рудных дѣлъ. Санкт-Петербург, 1763. 436 с.
162. Ломоносов, Михаил Васильевич. *Официальный сайт РАН*. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-51138.ln-ru (Дата обращения: 05.02.2017)
163. Ломоносов, Михаил Васильевич. *Русский биографический словарь* / под ред. Н.Д. Чечулина, М.Г. Курдюмова. Санкт-Петербург, 1914. Т. 10. С. 593–628.
164. Лякишев Н.П. Диаграммы состояний двойных металлических систем: справочник: в 3 т. / под ред. Н.П. Лякишева. Москва : Машиностроение, 1996.
165. Майкл Фарадей: шлях у науку. До 225-річчя з дня народження великого англійського вченого. *Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»*. URL: <https://kpi.ua/faraday-info> (Дата обращения 12.01.2018).
166. Макаревич О.П., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Виробництво виливків із спеціальних сталей. Київ : НТУУ «КПІ», 2005. 717 с.
167. Мала гірнича енциклопедія: в 3 т. Т.1: А-К / за ред. В. С. Білецький. Донецьк : Донбас, 2004. 640 с.
168. Мала гірнича енциклопедія: в 3 т. Т.2: Л-Р / за ред. В. С. Білецький. Донецьк : Донбас, 2007. 652 с.
169. Мала гірнича енциклопедія: в 3 т. Т.3: С-Я / за ред. В. С. Білецький. Донецьк : Донбас, 2013. 642 с.
170. Марукович Е.И., Карпенко М.И. Литейные сплавы и технологии: Монография. Минск : Беларус. навука, 2012. 442 с.
171. Марукович Е.И., Непокойчицкий А.Г. Эмиссионный спектральный анализ. Минск : Беларус. навука, 2013. 307 с.
172. Мастеров В.А., Саксонов Ю.В. Серебро, сплавы и биметаллы на его основе. Москва : Металлургия, 1979. 296 с.

-
173. Материаловедение. URL: <http://libraryno.ru/materialog/> (Дата обращения 03.03.2017).
174. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов и др.; под ред. Б.Н. Арзамасова. Москва : Машиностроение, 1986. 384 с.
175. Материаловедение в машиностроении: в 2 ч. / А.М. Адашкин и др. Ч. 1. Москва : Юрайт, 2018. 258 с.
176. Материаловедение в машиностроении: в 2 ч. / А.М. Адашкин и др. Ч. 2. Москва : Юрайт, 2018. 291 с.
177. Материаловедение и конструкционные материалы. \Л.М. Пинчук и др. Минск : Высш. шк., 1989. 461 с.
178. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов и др. Москва : Высш. шк., 2005. 862 с.
179. Матеріалознавство / С.С. Дяченко та ін.; за ред. С.С. Дяченко. Харків : ХНАДУ, 2007. 440 с.
180. Матеріалознавство і технологія конструкційних матеріалів / В.В. Хільчевський та ін.; за ред. В.О. Степаненко. Київ : Либідь, 2002. 237 с.
181. Матеріалознавство і технологія матеріалів / Н.В. Мережка та ін.; за ред. Г.Т. Коровніченко. Київ : Київ. нац. торг.-екон. ун-т, 2010. 351 с.
182. Матеріалознавство тугоплавких металів та сполук / Г.П. Кисла та ін. Київ : ТОВ «Видавництво» Центр навчальної літератури», 2017. 320 с.
183. Мах Э. Механика. Историко-критический очерк её развития. Ижевск : РХД, 2000. 456 с.
184. Медовар Б.И., Металлургия вчера, сегодня и завтра. Киев : Наук. думка, 1990. 189 с.
185. Мезенин Н.А. Занимательно о железе. Москва : Металлургия, 1977. 152 с.
186. Мейз Дж. Теория и задачи механики сплошных сред. Москва : Мир, 1974. 318 с.
187. Мельник Н.А. Жизнь и деятельность Марии Кюри и её вклад в развитие ядерной медицины. *Вестник Кольского научного центра РАН*. 2017. № 10. С. 98–112.
188. Мельников В.П., Давыдов С.В. Изучение микроструктуры сталей после поверхностных методов упрочнения (закалки твч, цементации, азотирования). Брянск: БГТУ, 2008. 18 с.
189. Металловедение / А.И. Самохоцкий и др. Москва : Металлургия, 1990. 416 с.
190. Металловедение алюминия и его сплавов / А.И. Беляев и др. Москва : Металлургия, 1983. 280 с.
191. Металловедение. Сталь. Справ. изд. в 2 т.: Пер. с нем. Т. 1. / В. Енихе; под ред. М.Л. Бернштейна. Москва : Металлургия, 1995. 399 с.
192. Металловедение. Сталь. Справ. изд. в 2 т.: Пер. с нем. Т. 2. / В. Енихе; под ред. С.Б. Масленкова. Москва : Металлургия, 1995. 399 с.
193. Металлография металлов, порошковых материалов и покрытий, полученных электроискровыми способами: монография / В.Н. Гадалов и др. Москва : ИНФРА-М, 2011. 468 с.
194. Металознавство / О.М. Бялік та ін. Київ : Політехніка, 2018. 384 с.
195. Металургія кольорових металів: в 7 ч. / В.П. Грицай та ін.; за ред. І.Ф. Червоного. Запоріжжя : ЗДІА, 2011. Ч. 5. Металургія важких металів. Книга 1. Технологія свинцю та цинку. 450 с.
196. Металургія кольорових металів: в 7 ч. / В.П. Грицай та ін.; за ред. І.Ф. Червоного. Запоріжжя : ЗДІА, 2009. Ч. 5. Металургія важких металів. Книга 2. Технологія міді та нікелю. 448 с.
197. Методики спектрального анализа на универсальном стилоскопе СЛУ АЛ2.851.047 ПС1: руководство пользователя. Новосибирск : Новосибирский приборостроительный завод, 2007. 44 с.
198. Медодичні вказівки до лабораторних работ з дисципліни «Металознавство та термічна обробка виливків» для студентів спеціальності 136 / Укл. І.В. прокопович, Л.І. Солоненко. Одеса, ОНПУ. 46 с.
199. Методы измерения твердости. *Все о твердомерах*. URL: <https://tverdomer.wordpress.com/2015/07/13/> (Дата обращения: 13.07.2015).
200. Методы химико-термической обработки стали в газовой атмосфере. *Центральный металлический портал РФ*. URL: http://metallcheckiy-portal.ru/articles/zashita_ot_korrozii_metalla/pokritie_stali_v_gazovoi_srede/1 (Дата обращения 20.05.2019).
201. Механические испытания материалов: лабораторный практикум / Сост.: А.Г. Кипарисов и др.; предисловие и введение: Ю.В. Глявин. Нижний Новгород : НГТУ, 2004. 81 с.
202. Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій: збірники наукових праць / за заг. ред. В. В. Панасюка. Львів : ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАНУ, 2009. 1024 с.
203. Микроструктура цветных и подшипниковых сплавов. *Металлургия. MarkMet*. URL: <https://markmet.ru/kontrol-metalla/mikrostruktura-tsvetnykh-i-podshipnikovykh-splavov> (Дата обращения 30.03.2017).
204. Микротвёрдость. *Исследовательский центр Модификатор*. URL: <http://www.modificator.ru/terms/microhardness.html> (Дата обращения: 20.05.2019).
-

-
205. Мікульонюк І.О. Виготовлення, монтаж та експлуатація обладнання хімічних виробництв. Київ : НТУУ «КПІ», 2012. 419 с.
206. Мовчан В.П., Бережний М.М. Основи металургії. Дніпропетровськ : Пороги, 2001. 336 с.
207. Модифицирование мартенситной стали редкоземельными металлами. Америкест. Вся гамма металлов. URL: <http://www.amerest.ru/redkozemelnye-metally/modifitsirovanie-martensitnoy-stali.php> (Дата обращения 17.04.2017).
208. Мозберг Р.К. Материаловедение. Москва : Высш. шк., 1991. 448 с.
209. Молотников В.Я., Молотникова А.А. Теория упругости и пластичности. Санкт-Петербург : Лань, 2017. 532 с.
210. Морозов Ю.Н. Первая модель крешерного пресса системы Гагарина. *Инженерный сборник*. 1948. Т. IV. № 2. С. 3–9.
211. Мосандер (Mosander), Карл Густав. *Южный федеральный университет. Кафедра физической и коллоидной химии имени профессора В.А. Когана*. URL: <http://www.physchem.chim-fak.rsu.ru/Source/History/Persones/Mosander.html> (Дата обращения 12.01.2018).
212. Мосичев В.И., Николаев Г.И., Калинин Б.Д. Металлы и сплавы. Анализ и исследование: в 4 т. / под ред. Б.Д. Калинина. Санкт-Петербург : НПО «Профессионал», 2006. Т. 2. Методы атомной спектроскопии : атомно-эмиссионный, атомно-абсорбционный и рентгенофлуоресцентный анализ. 716 с.
213. Мосичев В.И., Калинин И.П., Николаев Г.И. Металлы и сплавы. Анализ и исследование: в 4 т. / под ред. В.И. Мосичева, И.П. Калинина, Б.К. Барахтина. Санкт-Петербург : НПО «Профессионал», 2007. Т. 3. Аналитический контроль состава материалов черной и цветной металлургии. 1092 с.
214. Мосичев В.И., Немец В.М., Теплых В.Ф. Металлы и сплавы. Анализ и исследование: в 4 т. / под ред. В.И. Мосичева, И.П. Калинина, Б.К. Барахтина. СПб: НПО «Профессионал», 2007. Т. 4. Масс-спектрометрия. Ядерно-физические и радиохимические методы. Газы в металлах. 608 с.
215. Мосоров В.И., Сангадиев Б.Х. диффузионное насыщение углеродистой стали хромом. *Технические науки-311/2. Машиноведение и машиностроение*. URL: <https://www.sworld.com.ua/konfer24/563.htm> (Дата обращения 31.05.2019).
216. Мухина И.Ю. Структура и свойства новых литейных магниевых сплавов. *Литейное производство*. 2011. № 12. С. 12–14.
217. Мухина И.Ю., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Перспективные литейные магниевые сплавы. *Литейное производство*. 2013. № 5. С. 2–5.
218. Мысик Р.К., Сулицин А.В., Брусницын С.В. Литейные сплавы на основе тяжелых цветных металлов. Екатеринбург : УФУ им. Б.Н. Ельцина, 2016. 140 с.
219. Надійність технологічних систем та обладнання: підручник. Г.О. Оборський, О.С. Савельєва, А.В. Торопенко, О.Л. Становський. Одеса : Бахва, 2013. 560 с.
220. Назаренко В.Р. Булатна сталь. Індія, Росія, Україна. Київ; Черкаси : Інлес, 2013. 436 с.
221. Назимок М.М., Шликов О.К., Супрінювич О.С. Довідник експерта з дорогітнінх металів. Київ : Воля, 2012. 570 с.
222. Неель Луи-Ежен-Феликс. Официальный сайт РАН. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-51455.ln-ru (Дата обращения: 05.02.2017).
223. Нехендзи Юлиан Аркадьевич. *85 лет кафедре «Технология литейных процессов» НИТУ «МИСиС»*. Сост.: В.Д. Белов, А.И. Батышев. Москва : НИТУ «МИСиС», 2015. С. 43–44. URL: <http://misistlp.ru/wp-content/uploads/2015/11/85> (Дата обращения 28.02.2018).
224. Никифоров В.М. Технология металлов и других конструкционных материалов. Санкт-Петербург : Политехника, 2009. 382 с.
225. Николай Сергеевич Акулов (к 60-летию со дня рождения). *Инженерно-физический журнал*. 1960. Т. 3. № 12. С. 119.
226. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Москва : Металлургия, 1986. 480 с.
227. Новый политехнический словарь. Большая Российская энциклопедия / гл. ред. А.Ю. Ишлинский. Москва : Большая Российская энциклопедия, 2000. С. 621.
228. Огородников В.А. Деформируемость и разрушение металлов при пластическом формоизменении. Киев : УМК ВО, 1989. 152 с.
229. Опейда Й., Швайка О. Глосарій термінів з хімії. Донецьк : Вебер, 2008. 758 с.
230. Осинцев О.Е., Федоров В.Н. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки: справочник. Москва : Инновационное машиностроение, 2016. 360 с.
-

-
231. Основи металургійного виробництва металів і сплавів / Д.Ф. Чернега та ін.; за ред. Д.Ф. Чернеги. Київ : Вища школа, 2006. 503 с.
232. Основи творення машин / М.Я. Бучинський та ін.; за ред. О.В. Горика. Харків : НТМТ, 2017. 448 с.
233. Основы материаловедения / И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов, В.И. Макарова и др. Москва : Машиностроение, 1976. 436 с.
234. Павлов М.Д., Чердынцев В.В., Степашкин А.А., Данилов В.Д. Структура и свойства стали 30ХГСА после лазерно-плазменного азотирования и наноструктурирования. *Современные проблемы науки и образования*. 2013. № 6. URL: <https://science-education.ru/ru/article/view?id=10986> (Дата обращения 03.06.2019).
235. Пахаренко В.Л., Марчук М.М. Металознавство та технологія конструкційних матеріалів (металургія, ливарне виробництво). Рівне, 2009. 182 с.
236. Пахолук А.П., Пахолук О.А. Основы металознавства і конструкційні матеріали : посібник. Львів : Світ, 2005. 172 с.
237. Пикунов М.В., Курдюмов А.В., Фомин Б.А. Анатолий Григорьевич Спасский: (Специалист в обл. литейн. пр-ва. К 85-летию со дня рождения. 1895–1970). *Изв. вузов. Цв. металлургия*. 1980. № 4. С. 109–110.
238. Писаренко Г.С., Квітка О.Л., Уманський Е.С. Опір матеріалів. Київ : Вища шк., 1993. 655 с.
239. Платина, ее сплавы и композиционные материалы / Е.В. Васильева и др. Москва : Металлургия, 1980. 296 с.
240. Плоткин С.Я. Пётр Григорьевич Соболевский. Москва : Наука, 1966. 127 с.
241. Плохов А.В., Попелюх А.И., Плотникова Н.В. Физические и механические свойства материалов. Новосибирск : НГТУ, 2018. 554 с.
242. Помарін Ю.М., Бялік О.М., Григоренко Г.М. Вплив газів на структуру та властивості металів і сплавів. Київ : НТУУ «КПІ», 2007. 128 с.
243. Попович В., Голубець В. Технологія конструкційних матеріалів і металознавство: у 2 кн. Книга II. Суми : ВТД Університетська книга, 2002. 260 с.
244. Попович В. Технологія конструкційних матеріалів і металознавство : словник-довідник. Львів : Світ, 2010. 304 с.
245. Пособие к лабораторным работам / И.Г. Сизов и др. Улан-Удэ : ВСГТУ, 2006. 238 с.
246. Прокопович Л.В. Дендриты: полемика продолжается. *Труды Одесского политехнического университета*. 2006. Вып. 2(26). С. 193–197.
247. Прокошкин Д.А. Павел Петрович Аносов. Москва : Наука, 1971. 296 с.
248. Раскин Н.М. Аполлос Аполлосович Мусин-Пушкин. Ленинград : Наука, 1981. 157 с.
249. Ржонсницкий Б.Н. Николай Вениаминович Калауцкий. Люди русской науки. Техника. Москва : Наука. 1965. 208 с.
250. Рижов А.П., Соколовська І.Є. Конспект лекцій з дисципліни «Конструкційні та вогнестійкі матеріали в теплоенергетиці». Кам'янське : ДДТУ, 2016. 83 с.
251. Руденко Л.Ф., Говорун Т.П. Леговані сталі та сплави. Суми : Сум. держ. ун-т, 2012. 170 с.
252. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. Москва : Металлургия, 1976. 270 с.
253. Самохоцкий А.И., Кунявский М.Н. Лабораторные работы по металловедению. Москва : Машиностроение, 1971. 184 с.
254. Секреты крылатого металла. Ридус. URL: <https://www.ridus.ru/news/183018> (Дата обращения 12.01.2018).
255. Сент-Клер Девиль А.Э., Дебре Анри Жюль. О платине и сопутствующих ей металлах. *Известия института по изучению платины и других благородных металлов*. 1929. Вып. 7. С. 29-35.
256. Середа Б.П. Металознавство та термічна обробка чорних та кольорових металів. Запоріжжя : Запоріж. держ. інж. акад., 2008. 302 с.
257. Січкаренко К.О. Розроблення нових речовин та матеріалів у світі та в Україні. *Маркетинг і менеджмент інновацій*. 2015. № 4. С. 154–162.
258. Скворцов А.В., Схиртладзе А.Г. Основы технологии автоматизированных машиностроительных производств. Москва, Берлин : Директ-Медиа, 2017. 635 с.
259. Скуріхін В.І., Гарбуз Н.В. Металознавство та технологія матеріалів: конспект лекцій. Харків : ХНУМГ ім. О.М. Бекетова, 2018. 59 с.
260. Смолмен Р., Ашби К. Современная металлография: Перев. с англ. Москва : Атомиздат, 1970. 196 с.
-

-
261. Снядецкий Анджей (30 ноября 1768 – 12 мая 1838). *Слонимский государственный медицинский колледж*. URL: <http://slonimsmc.grodno.by/museum/Histori%20med/Belarus/Ludi/Sniadeckis.htm> (Дата обращения 12.01.2018).
262. Соловьев Ю.И. Николай Семенович Курнаков: 1860–1941. Москва : Наука, 1986. 272 с.
263. Сорби Генри Клифтон. *Личности*. URL: https://persons-info.com/persons/SORBI_Genri_Klifton (Дата обращения 28.02.2018).
264. Справочник по чугуному литью / под ред. Н.Г. Гершовича. Ленинград : Машиностроение, 1978. 758 с.
265. Станіди рідкісноземельних та перехідних металів: монографія / В.В. Ромака та ін. Львів : Вид-во Львів. політехніки, 2015. 224 с.
266. Степанов Н.П. Биографические сведения о некоторых деятелях в области русского платинового дела. *Известия Ин-та по изучению платины и других благородных металлов*. Вып. 5. 1927.
267. Степин В.В., Курбатова В.И., Федорова Н.Д. Анализ черных металлов и сплавов. Москва : Металлургия, 1980. 272. с.
268. Стоунхэм А.М. Теория дефектов в твердых телах. Т. 1. Электронная структура дефектов в диэлектриках и полупроводниках. Москва : Мир, 1978. 569 с.
269. Стрижко Л.С. Металлургия золота и серебра : учебное пособие для вузов. Москва : МИСИС, 2001. 336 с.
270. Сучасне матеріалознавство ХХІ сторіччя / редкол.: І.К. Походня та ін. Київ : Наук. думка, 1998. 659 с.
271. Тамм И.Е. Яков Ильич Френкель. *Успехи физических наук*. 1962. Т. LXXXVI, № 3. С. 414.
272. Таран Б.П. Ливарні сплави. Харків : НТУ «ХПІ», 2009. 336 с.
273. Твердые сплавы. Взаимосвязь структуры и свойств. *Poznyayka*. URL: <https://poznayka.org/s82473t1.html> (Дата обращения 10.07.2018).
274. Тейлор А. Рентгеновская металлография. Москва : Металлургия, 1965. 664 с.
275. Термічна та хіміко-термічнообробка металів. *Народна Освіта*. URL: <https://narodna-osvita.com.ua/6208-termchna-ta-hmko-termchnobrobka-metalv.html> (Дата звернення 05.05.2019).
276. Технология конструкционных материалов / О.С. Комаров и др.; под общ. ред. О.С. Комарова. Минск : Новое знание, 2007. 566 с.
277. Технология металлов и конструкционные материалы / Б.А. Кузьмин и др. Москва : Машиностроение, 1989. 496 с.
278. Технология металлов и материаловедение / Б.В. Кнорозов и др. Москва : Металлургия, 1987. 800 с.
279. Технологія конструкційних матеріалів / М.А. Сологуб та ін.; за ред. М.А. Сологуба. Київ : Вища шк., 2002. 374 с.
280. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. / В.В. Попович та ін. Львів : Світ, 2009. 551 с.
281. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство. Практикум / В. Попович та ін. Львів : Попуга, 2004. 422 с.
282. Трофименко В.В., Клименко О.П., Овчаренко В.І. Методичні вказівки з дисципліни «Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство» до виконання лабораторного практикуму з розділу «Вплив хімічного складу і температури на фазовий стан залізовуглецевих сплавів». Дніпропетровськ : УДХТУ, 2014. 46 с.
283. Трофимов Н.В., Леонов А.А., Дуюнова В.А., Уридия З.П. Литейные магниевые сплавы. *Электронный научный журнал «ТРУДЫ ВИАМ»*. 2016. № 12. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=1038 (Дата обращения 18.05.2019). DOI: [dx.doi.org/ 10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1](https://doi.org/10.18577/2307-6046-2016-0-12-1-1).
284. Углерод: неизвестное об известном / В.И. Саранчук и др. Донецк : УК Центр, 2006. 400 с.
285. Уикли Б. Электронная микроскопия для начинающих. Москва : Мир, 1975. 336 с.
286. Уильям Хеллоуз Миллер. *Официальный сайт РАН*. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=.id-51328.ln-ru (Дата обращения: 05.02.2017).
287. Улитенко А.Н., Беликов С.Б., Лунев В.В. Теория и расчеты высокотемпературных теплофизических процессов (в металлургических систе-мах / под ред. В.В. Лунева. Запорожье : МоторСич, 2003. 606 с.
288. Урусов В.С. Роль русских ученых в открытии дифракции рентгеновских лучей кристаллами. *Природа*. 2012, № 1. С. 96–99.
-

-
289. Усеинов А. С. Измерение модуля Юнга сверхтвердых материалов с помощью сканирующего зондового микроскопа “НаноСкан”. *Приборы и техника эксперимента*. 2004. № 1. С. 134.
290. Усеинов А., Усеинов С. Измерение механических свойств методом царапания. Нано индустрия. 2010. Вып. 6. URL: <http://www.nanoindustry.su/journal/article/1831> (дата обращения: 19.05.2019).
291. Ушакова Н.Н. Карл Карлович Клаус (1796–1864). Москва : Наука, 1972. 152 с.
292. Фёдоров А. С. Творцы науки о металле. Москва : Наука, 1980. 218 с.
293. Фиалков Ю.Я. Физико-химический анализ жидких систем и растворов. Киев : Наук. думка, 1992. 245 с.
294. Франценюк И.В., Франценюк Л.И. Альбом микроструктур чугуна, стали, цветных металлов и их сплавов. Москва : Академкнига, 2004. 192 с.
295. Фульц Б., Хау Дж. Просвечивающая электронная микроскопия и дифрактометрия материалов. Москва : Техносфера, 2011. 904 с.
296. Фурманова Н.І., Фарафонов О.Ю. Конспект лекцій з дисципліни «Матеріалознавство та матеріали електронних апаратів». Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. Ч. 2. 46 с.
297. Фурманова Н.І., Фарафонов О.Ю. Конспект лекцій з дисципліни «Матеріалознавство та матеріали електронних апаратів». Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. Ч. 1. 62 с.
298. Химия гиперкоординированного углерода = Supercarbon chemistry / Д.А. Ола и др.; пер с англ. В.И. Минкина. Москва : Мир, 1990. 336 с.
299. Хисаева З.Ф. Повышение стойкости металла печных труб к коксоотложению силицированием поверхности: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.02.01. Уфа, 2003. 23 с. URL: <http://docplayer.ru/64634875-Hisaeva-zemfira-fanilovna-povyshenie-stoykosti-metalla-pechnyh-trub-k-koksootlozheniyu-silicirovaniem-poverhnosti.html> (Дата обращения 18.05.2018).
300. Холл, Чарлз Мартин. *Энциклопедия Кругосвет*. URL: https://www.krugosvet.ru/enc/ nauka_i_tehnika/tehnologiya_i_promyshlennost/HOLL_CHARLZ_MARTIN.html (Дата обращения 12.01.2018).
301. Храмов Ю.А. Физики: Биографический справочник / Под ред. А.И. Ахиезера. Москва : Наука, 1983. 400 с.
302. Хубка В. Теория технических систем: пер. с нем. Москва : Мир, 1987. 208 с.
303. Черненко В.С., Кіндрачук М.В., Дудка О.І. Променеві методи обробки. Київ : Кондор, 2004. 166 с.
304. Черток Б.Е. Лабораторные работы по технологии металлов. Киев, Южное отделение Машгиза, 1961. 183 с.
305. Чижевский Николай Прокопьевич. *Официальный сайт РАН*. URL: http://www.ras.ru/win/db/show_per.asp?P=id-52704.In-ru (Дата обращения 28.02.2018).
306. Шаскольская М.П., Шафрановский И.И. Рене Жюст Гаюи / Отв. ред. Г.Б. Бокий. Москва : Наука, 1981. 153 с.
307. Шваб'юк В.І. Опір матеріалів. Київ : Знання, 2016. 407 с.
308. Школа профессора Хрущева М.М. «В области трения и износа машин и триботехнического материаловедения». *Институт машиноведения им. А.А. Благонравова Российской академии наук*. URL: <http://www.imash.ru/about/schools/school-hruwev/> (Дата обращения 28.02.2018).
309. Штекли А.Э. Жизнь замечательных людей. Галилей. Москва : Молодая гвардия, 1935. 304 с.
310. Штремель М.А. Прочность сплавов. Ч. I. Дефекты решетки. Москва : Металлургия, 1982. 278 с.
311. Шубина Н.Б. Материаловедение. *Bstudy*. 2016. URL: <https://bstudy.net/> (Дата обращения 13.03.2017).
312. Энциклопедический словарь юного химика / Сост. В.А. Крицман, В.В. Станцо. Москва : Педагогика, 1982. С. 46.
313. Юхан Гадолин. *Wikimedia Commons* URL: <https://commons.wikimedia.org/wiki/File:Johan-Gadolin-1960.jpg?uselang=ru> (Дата обращения 12.01.2018).
314. About us. *Outokumpu. Fagersta Stainless*. URL: <https://www.fagersta-stainless.se/en/about-us/history/> (Date of the application 28.02.2018).
315. Antoine Alexandre Brutus Bussy, 1794–1882. French chemist. *Alamy*. URL: <https://www.alamy.com/stock-photo-antoine-alexandre-brutus-bussy-1794-1882-french-chemist-89075192.html> (Date of the application 28.02.2018).
316. Anton Eduard van Arkel. URL: <https://periodieksysteem.com/biografie/anton-eduard-van-arkel> (Date of the application 28.02.2018).
317. ASTM E384: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials.
-

-
318. Bauschinger, Johann (1834–1893). *Institute of Materials Science and Mechanics of Materials. TUM Department of Mechanical Engineering. Technical University of Munich*. URL: <https://www.wkm.mw.tum.de/en/history/bauschinger-johann/minnesmedalj> (Date of the application 28.02.2018).
 319. Biography: «Light Is A Messenger, the life and science of William Lawrence Bragg» by Graeme Hunter. Oxford: Oxford University Press, 2010. 338 p.
 320. Burgers, Johannes Martinus (1895-1981). URL: <http://resources.huygens.knaw.nl/bwn1880-2000/lemmata/bwn5/burgers> (Date of the application 28.02.2018).
 321. Cartlidge, Edwin (2015). Non-magnetic metals turned into magnets. *Nature*. DOI: 10.1038/nature.2015.1812.
 322. Charpy V-notch Impact Testing, History & Process. Laboratory Testing INC. URL: <https://www.labtesting.com/resources/testing-methods/charpy-v-notch-impact-testing-history-process/> (Date of the application 28.02.2018).
 323. Charpy V-notch Impact Testing, History & Process. *Materials Testing, Nondestructive Testing & Calibration Services / Since 1984*. URL: <https://www.labtesting.com/resources/testing-methods/charpy-v-notch-impact-testing-history-process/> (Date of the application 18.05.2019).
 324. David Kirkaldy (1820-1897). *Grace's Guide to British Industrial History*. URL: [https://www.gracesguide.co.uk/David_Kirkaldy_\(1820-1897\)](https://www.gracesguide.co.uk/David_Kirkaldy_(1820-1897)) (Date of the application 28.02.2018).
 325. Edgar Collins Bain, 1891–1971. A Biographical Memoir by James B. Austin. Washington D.C., National Academy of Sciences, 1978.
 326. Egon Orowan 1901–1989. A Biographical Memoir by Nabarro F.R.N., Argon A.S. Washington D.C. : National Academies press, 1996. P. 259–319. URL: <http://www.nasonline.org/publications/biographical-memoirs/memoir-pdfs/orowan-egon.pdf> (Date of the application 28.02.2018).
 327. Grunewald V., Guntau M. Bibliographie der Arbeiten von Abraham Gottlob Werner und der Publikationen zu seinen wissenschaftlichen Auffassungen und seiner Person. *Abraham Gottlob Werner: Gedenkschrift aus Anlaß der Wiederkehr seines Todestages nach 150 Jahren am 30. Juni 1967*. Leipzig: Deut. Verl. Grundstoffindustrie, 1967. S. 305–317.
 328. Hong, J.; Hu, Z.; Probert, M.; Li, K.; Lv, D.; Yang, X.; Gu, L.; Mao, N.; Feng, Q.; Xie, L.; Zhang, J.; Wu, D.; Zhang, Z.; Jin, C.; Ji, W.; Zhang, X.; Yuan, J.; Zhang, Z. (2015). Exploring atomic defects in molybdenum disulphide monolayers. *Nature Communications*. DOI: 10.1038/ncomms7293.
 329. Hugh M. Rockwell (1890-1957). *Early Aviators*. URL: <http://earlyaviators.com/erockhu1.htm> (Date of the application 28.02.2018).
 330. Isaac Babbitt. *Wikipedia*. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Isaac_Babbitt (Date of the application 28.02.2018).
 331. ISO 2039-2: Plastics – Determination of hardness – Part 2: Rockwell hardness.
 332. ISO 6507-1:2005 Metallic materials. Vickers hardness test. Part 1: Test method.
 333. ISO 6508-1: Metallic materials – Rockwell hardness test – Part 1: Test method (scales A, B, C, D, E, F, G, H, K, N, T).
 334. ISO 868 Plastics and ebonite – Determination of indentation hardness by means of a durometer (Shore hardness).
 335. Jean Perronet. *Encyclopædia Britannica*. URL: <https://www.britannica.com/biography/Jean-Perronet> (Date of the application 28.02.2018).
 336. Jędrzej Sniadecki. *Wikipedia*. URL: https://pl.wikipedia.org/wiki/Plik:Jędrzej_Sniadecki.jpg (Date of the application 28.02.2018).
 337. Johan August Brinell. *Svenskt biografiskt lexikon*. URL: <https://www.geni.com/people/Johan-August-Brinell/6000000020308037536> (Date of the application 28.02.2018).
 338. Johannes Martinus Burgers. 13 January 1895 to 7 June 1981. URL: <http://www.burgers.umd.edu/burgers.html>. (Date of the application 28.02.2018).
 339. Karl Auer von Welsbach (1858-1929). *Wikipedia*. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/Carl_Auer_von_Welsbach#/media/File:Auer_von_Welsbach.jpg (Date of the application 28.02.2018).
 340. Kehl G.L., The Principles of Metallographic Laboratory Practice, 3rd Ed., McGraw-Hill Book Co. 1949. 229 p.
 341. Knoop F., Peters C.G., Emerson W.B. A sensitive pyramidal-diamond tool for indentation measurements. *Journal of Research of the National Bureau of Standards*. 1939. Vol. 23. P. 39–61.
 342. Louis Joseph Troost. *Wikipédia*. URL: https://pt.wikipedia.org/wiki/Louis_Joseph_Troost (Date of the application 28.02.2018).
-

-
343. Metallothermic Reactions – Past, Present and Future. *Research and Reports on Metals*. URL: https://www.scitechnol.com/peer-review/metallothermic-reactions-past-present-and-future-lUnd.php?article_id=7214 (Date of the application 28.02.2018).
344. Minnesmedalj. Slagen av K. Vetenskapsakademien. URL: <https://digitaltmuseum.se/021026347917/minnesmedalj> (Date of the application 28.02.2018).
345. Pátranie po cestovnej správe A. Ruprechta do Škandinávie , ktorá prispela k jeho menovaniu za profesora Banickej akadémie. *Staré a nové hutnicke technológie*. URL: <http://starhuttech.blogspot.com/2012/10/patranie-po-cestovnej-sprave-ruprechta.html> (Date of the application 28.02.2018).
346. Portella P.D. Adolf Martens and his contributions to materials engineering. URL: <https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/2002/Martens.pdf> (Date of the application 28.02.2018).
347. Promoting Physics and Supporting Physicists : The Physical Society and the Institute of Physics 1874 – 2002. Paperback, 2003. 247 p.
348. Scott W.T., Moleski M.X. Michael Polanyi: scientist and philosopher. Oxford: University Press, 2005. 394 p.
349. Smith, William F.; Hashemi, Javad. Foundations of Material Science and Engineering (4th). McGraw-Hill. 2001. 229 p.
350. Smithson Tennant – discoverer of iridium & osmium elements. *World of Chemicals*. URL: <https://www.worldofchemicals.com/462/chemistry-articles/smithson-tennant-discoverer-of-iridium-osmium-elements.html> (Date of the application 28.02.2018).
351. Stanley Pickett Rockwell. *Alu Stir*. URL: <https://www.alustir.com/english/did-you-know/stanley-rockwell/> (Date of the application 28.02.2018).
352. The History and Origins of the Durometer. *DuroPrüf*. URL: <http://shore-durometer-history.blogspot.com/> (Date of the application 28.02.2018).
353. Useinov A., Gogolinskiy K., Reshetov V. Mutual consistency of hardness testing at micro- and nanometer scales. *J. Mater. Res.* 2009. No 7. P. 968.
354. Walther Fischer. Ledebur, Adolf. *Neue Deutsche Biographie (NDB)*. Band 14. Berlin: Duncker & Humblot, 1985. 39 s.
355. Wheeler, Lynde Phelps. Josiah Willard Gibbs – the History of a Great Mind. Woodbridge, CT: Ox Bow Press, 1998. 230 p.
356. William Hyde Wollaston. *Wikimedia Commons*. URL: https://commons.wikimedia.org/wiki/File:William_Hyde_Wollaston._Stipple_engraving_by_F._C._Lewis,_18_Wellcome_V0006361.jpg?uselang=ru (Date of the application 28.02.2018).
357. William Phillips, William Hallowes Miller, & Henry James Brooke. An Elementary Introduction to Mineralogy. London, 1852. 700 p.
358. William Watson. *Wikipedia*. URL: https://en.wikipedia.org/wiki/File:William_Watson.jpg (Date of the application 28.02.2018).
359. Wilson, Edwin Bidwell. Reminiscences of Gibbs by a Student and Colleague. *Bulletin of the American Mathematical Society*, 1931, No 37. P. 401–416.
360. Wyrzykowski J.W., Pleszakow E., Sieniawski J.. Odkształcanie i pękanie metali. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 1999. 406 s.
-

ЗМІСТ

| | |
|--|----|
| ВСТУП | 3 |
| 1. МЕТАЛИ | 6 |
| 1.1. ОСОБЛИВОСТІ АТОМНО-КРИСТАЛІЧНОЇ БУДОВИ МЕТАЛІВ | 6 |
| 1.1.1. Кристалічна будова металів..... | 6 |
| 1.1.2. Поняття про ізотропію і анізотропію..... | 8 |
| 1.1.3. Алотропія або поліморфні перетворення..... | 10 |
| 1.1.4. Магнітні перетворення..... | 11 |
| 1.2. БУДОВА РЕАЛЬНИХ МЕТАЛІВ | 12 |
| 1.2.1. Точкові дефекти кристалічної будови..... | 13 |
| 1.2.2. Лінійні дефекти кристалічної будови..... | 14 |
| Крайові дислокації..... | 15 |
| Гвинтові дислокації..... | 16 |
| Щільність дислокацій..... | 17 |
| 1.2.3. Поверхневі дефекти кристалічної будови..... | 18 |
| 1.3. КРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ | |
| 1.3.1. Перехід з рідкого стану у твердий стан..... | 19 |
| 1.3.2. Механізм і закономірності кристалізації металів..... | 20 |
| 1.3.3. Умови отримання дрібнозернистої структури..... | 22 |
| 1.3.4. Будова металевих злитків..... | 22 |
| 1.3.5. Дендритна кристалізація..... | 23 |
| Питання для самоконтролю..... | 25 |
| 2. СПЛАВИ | |
| 2.1. ПОНЯТТЯ ПРО СПЛАВИ ТА МЕТОДИ ЇХ ОТРИМАННЯ | 26 |
| 2.2. ОСНОВНІ ПОНЯТТЯ В ТЕОРІЇ СПЛАВІВ | 26 |
| 2.3. СПЛАВИ: ОСОБЛИВОСТІ БУДОВИ, КРИСТАЛІЗАЦІЯ, ВЛАСТИВОСТІ | 27 |
| 2.3.1. Механічні суміші..... | 27 |
| 2.3.2. Хімічні сполуки..... | 28 |
| 2.3.3. Тверді розчини..... | 28 |
| 2.4. КРИСТАЛІЗАЦІЯ СПЛАВІВ | 29 |
| 2.5. ДІАГРАМА СТАНУ СПЛАВІВ | 30 |
| 2.5.1. Діаграми стану двокомпонентних сплавів..... | |
| Діаграма стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів у твердому стані (сплави «тверді розчини» з необмеженою розчинністю)..... | 31 |
| Діаграма стану сплавів з відсутністю розчинності компонентів у твердому стані (механічні суміші)..... | 33 |

| | |
|--|-----------|
| Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані..... | 34 |
| Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічні сполуки..... | 35 |
| Діаграма стану сплавів, що зазнають фазових перетворень у твердому стані (змінна розчинність)..... | 36 |
| 2.5.2. Зв'язок між властивостями сплавів і типом діаграми стану | 37 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 39 |
| 3. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ | 41 |
| 3.1. ВСТАНОВЛЕННЯ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ | 41 |
| 3.1.1. Кількісний аналіз | 41 |
| Гравіметричний аналіз | 41 |
| Титриметричний аналіз..... | 42 |
| 3.1.2. Спектральний аналіз | 42 |
| Оптико-емісійний аналіз..... | 42 |
| Рентгеноспектральний аналіз | 44 |
| 3.2. ВИВЧЕННЯ СТРУКТУРИ..... | 46 |
| 3.2.1. Макроструктурний аналіз..... | 46 |
| 3.2.2. Мікроструктурний аналіз | 47 |
| 3.2.3. Вивчення атомно-кристалічної будови | 51 |
| 3.3. Фізичні методи дослідження..... | 55 |
| 3.3.1. Термічний аналіз..... | 55 |
| 3.3.2. Дилатометричний метод..... | 56 |
| 3.3.3. Магнітний аналіз..... | 57 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 59 |
| 4. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ | 60 |
| 4.1. НАВАНТАЖЕННЯ, НАПРУЖЕННЯ ТА ДЕФОРМАЦІЇ | 60 |
| 4.1.1. Фізична природа деформації металів..... | 60 |
| 4.1.2. Природа пластичної деформації | 62 |
| 4.1.3. Дислокаційний механізм пластичної деформації..... | 63 |
| 4.1.4. Руйнування металів..... | 64 |
| 4.2. МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА СПОСОБИ ВСТАНОВЛЕННЯ ЇХ КІЛЬКІСНИХ ХАРАКТЕРИСТИК | 66 |
| 4.2.1. Міцність | 67 |
| Встановлення міцності | 67 |
| Істинний опір руйнуванню | 70 |
| 4.2.2. Пластичність..... | 71 |
| 4.2.3. Твердість | 72 |
| Метод визначення твердості за Брінеллем | 72 |
| Метод визначення твердості за Роквеллом | 74 |
| Метод визначення твердості за Віккерсом..... | 75 |
| Метод визначення мікротвердості | 76 |
| Визначення твердості методом дряпання..... | 79 |
| Визначення твердості за Шором | 80 |
| 4.2.4. В'язкість..... | 83 |
| Вплив температури на в'язкість | 83 |
| Способи оцінки в'язкості..... | 84 |

| | |
|---|-----|
| 4.3. КОНСТРУКЦІЙНА МІЦНІСТЬ МАТЕРІАЛІВ, ОСОБЛИВОСТІ ДЕФОРМАЦІЇ ПОЛІКРИСТАЛІЧНИХ ТІЛ, НАКЛЕП, ПОВЕРНЕННЯ ТА РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ | |
| 4.3.1. Конструкційна міцність матеріалів | 86 |
| 4.3.2. Особливості деформації полікристалічних тіл | 87 |
| 4.3.3. Вплив пластичної деформації на структуру і властивості металу: наклеп..... | 88 |
| 4.3.4. Вплив нагрівання на структуру та властивості деформованого металу: повернення і рекристалізація..... | 89 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 91 |
| 5. ОСНОВНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРІАЛІВ | |
| 5.1. ТЕХНОЛОГІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ | 93 |
| 5.1.1. Ливарні властивості..... | 93 |
| Рідкоплинність металів та сплавів..... | 93 |
| Усадка металів та сплавів | 96 |
| Ліквация (сегрегация) сплавів | 98 |
| 5.1.2. Здатність матеріалу до обробки тиском..... | 100 |
| 5.1.3. Зварюваність і здатність до паяння | 100 |
| 5.1.4. Здатність до зміцнювання термічним обробленням..... | 101 |
| 5.1.5. Здатність до обробки різанням | 102 |
| 5.1.6. Здатність до електрофізичної та електрохімічної обробки..... | 102 |
| 5.1.7. Здатність до спікання (металокераміка) | 102 |
| 5.2. ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ | 103 |
| 5.2.1. Зносостійкість | 103 |
| 5.2.2. Корозійна стійкість | 103 |
| 5.2.3. Жаротривкість, жароміцність, хладностійкість | 104 |
| 5.2.4. Антифрікційність | 105 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 105 |
| 6. ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВІ СПЛАВИ | 107 |
| 6.1. ВИРОБНИЦТВО СТАЛІ ТА ЧАВУНУ | |
| 6.1.1. З історії отримання залізовуглецевих сплавів..... | 107 |
| 6.1.2. Виплавка чавуну | 110 |
| 6.1.3. Виплавка сталі..... | 112 |
| Мартенівський спосіб виплавки сталі | 113 |
| Конверторні спосіб виплавки сталі..... | 114 |
| Електротермічний спосіб виплавки сталі..... | 116 |
| 6.2. ДІАГРАМА СТАНУ «ЗАЛІЗО – ЦЕМЕНТИТ» | 118 |
| 6.2.1. Компоненти залізовуглецевих сплавів..... | 119 |
| 6.2.2. Фази залізовуглецевих сплавів | 120 |
| 6.2.3. Процеси при структуроутворенні залізовуглецевих сплавів | 121 |
| 6.2.4. Критичні точки діаграми стану «залізо – цементит»..... | 123 |
| 6.3. СТРУКТУРИ ЗАЛІЗОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ | 124 |
| 6.3.1. Структура вуглецевих сталей | 124 |
| 6.3.2. Структура чавунів..... | 125 |
| 6.3.3. Фазовий склад сталей та чавунів..... | 126 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 126 |
| 7. ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ | |
| 7.1. ВИДИ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ | 127 |
| 7.2. ПЕРЕТВОРЕННЯ, ЯКІ ВІДБУВАЮТЬСЯ В СТРУКТУРІ СТАЛІ ПРИ НАГРІВАННІ ТА ОХОЛОДЖЕННІ | 128 |

| | |
|---|------------|
| 7.2.1. Механізм основних перетворень | |
| Перетворення перліту в аустеніт | 129 |
| Перетворення аустеніту в перліт при повільному охолодженні | 132 |
| Перетворення аустеніту в мартенсит при високих швидкостях охолодження | 135 |
| Перетворення мартенситу в перліт | 138 |
| 7.3. ТЕХНОЛОГІЧНІ МОЖЛИВОСТІ ТА ОСОБЛИВОСТІ ВІДПАЛУ, НОРМАЛІЗАЦІЇ, ГАРТУ ТА ВІДПУСКУ | 139 |
| 7.4. ВІДПАЛ І НОРМАЛІЗАЦІЯ: ПРИЗНАЧЕННЯ ТА РЕЖИМИ | 141 |
| 7.4.1. Відпал першого роду | 141 |
| 7.4.2. Відпал другого роду | 141 |
| 7.5. Загартування | 143 |
| 7.5.1. Охолодження при загартуванні | 144 |
| 7.5.2. Способи загартування | 146 |
| 7.6. ВІДПУСК ТА ВІДПУСКНА КРИХКІСТЬ | 147 |
| Питання для самоконтролю | 148 |
| 8. ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ | 150 |
| 8.1. ЦЕМЕНТАЦІЯ | 150 |
| 8.1.1. Цементация у твердому карбюризаторі | 151 |
| 8.1.2. Газова цементация | 152 |
| 8.1.3. Цементация в кипячому шарі (псевдокипячому середовищі) | 152 |
| 8.1.4. Цементация в розчинах електролітів | 153 |
| 8.1.5. Цементация в пастах | 153 |
| 8.1.6. Структура цементованого шару | 153 |
| 8.1.7. Термічна обробка після цементации | 154 |
| 8.2. АЗОТУВАННЯ | 156 |
| 8.3. ЦІАНУВАННЯ ТА НІТРОЦЕМЕНТАЦІЯ | 159 |
| 8.3.1. Ціанування | 159 |
| 8.3.2. Нітроцементация | 160 |
| 8.4. ДИФУЗІЙНА МЕТАЛІЗАЦІЯ | 162 |
| 8.4.1. Методи дифузійного насичення металами | 163 |
| 8.4.2. Види дифузійного насичення металами | 164 |
| Питання для самоконтролю | 169 |
| 9. МЕТОДИ ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ | 170 |
| 9.1. ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА СТАЛІ | 170 |
| 9.2. ПОВЕРХНЕВЕ ЗМІЦНЕННЯ СТАЛЕВИХ ДЕТАЛЕЙ | 171 |
| 9.2.1. Загартування струмами високої частоти | 172 |
| 9.2.2. Газополум'яний гарт | 173 |
| 9.3. СТАРІННЯ | 173 |
| 9.4. ОБРОБКА СТАЛІ ХОЛОДОМ | 174 |
| 9.5. ЗМІЦНЕННЯ МЕТОДОМ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ | 175 |
| Питання для самоконтролю | 175 |
| 10. СТАЛІ | 176 |
| 10.1. КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛЕЙ | 176 |
| 10.2. ВПЛИВ ВУГЛЕЦЮ ТА ДОМІШОК НА ВЛАСТИВОСТІ СТАЛЕЙ | 177 |
| 10.2.1. Вплив вуглецю на властивості сталей | 177 |
| 10.2.2. Вплив домішок | 178 |
| 10.3. КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ | 179 |
| Вуглецеві сталі | 180 |

| | |
|---|-----|
| Вуглецеві сталі звичайної якості..... | 180 |
| Якісні вуглецеві конструкційні сталі..... | 181 |
| 10.4. ЛЕГОВАНІ СТАЛІ | 181 |
| 10.4.1. Маркування легованих сталей | 183 |
| 10.4.2. Класифікація легованих сталей | 184 |
| 10.4.3. Розподіл легуючих елементів в сталях | 185 |
| 10.4.4. Вплив легуючих елементів на властивості сталі..... | 186 |
| 10.4.5. Вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза | 186 |
| 10.4.6. Вплив легуючих елементів на перетворення в сталі | |
| Вплив легуючих елементів на перетворення перліту в аустеніт..... | 187 |
| Вплив легуючих елементів на перетворення переохолодженого аустеніту | 187 |
| Вплив легуючих елементів на мартенситне перетворення..... | 188 |
| Вплив легуючих елементів на перетворення при відпуску | 189 |
| 10.5. СТАЛІ, ЩО ЦЕМЕНТУЮТЬСЯ | 189 |
| 10.6. ПОЛІПШУВАННІ СТАЛІ | 190 |
| 10.7. ВИСОКОМІЦНІ СТАЛІ | 191 |
| 10.8. ПРУЖИННІ СТАЛІ | 191 |
| 10.9. КУЛЬКОПІДШИПНИКОВІ СТАЛІ | 192 |
| 10.10. СТАЛІ ДЛЯ ВИРОБІВ, ЩО ПРАЦЮЮТЬ ПРИ НИЗЬКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ | 193 |
| 10.11. ЗНОСОСТІЙКІ СТАЛІ | 193 |
| 10.12. АВТОМАТНІ СТАЛІ | 194 |
| 10.13. ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ | |
| 10.13.1. Сталі для ріжучого інструменту..... | 194 |
| Вуглецеві інструментальні сталі..... | 194 |
| Леговані інструментальні сталі..... | 195 |
| Швидкорізальні сталі | 196 |
| 10.13.2. Сталі для вимірювальних інструментів | 197 |
| 10.14. ШТАМПОВІ СТАЛІ | 198 |
| 10.14.1. Сталі для штампів холодного деформування..... | 198 |
| 10.14.2. Сталі для штампів гарячого деформування..... | 198 |
| 10.15. КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ | |
| 10.15.1. Корозія електрохімічна та хімічна | 199 |
| 10.15.2. Хромовмісні корозійностійкі сталі та сплави | 200 |
| 10.16. ЖАРОСТІЙКІ ТА ЖАРОМІЦНІ СТАЛІ Й СПЛАВИ | |
| 10.16.1. Жаростійкість, жаростійкі сталі та сплави | 202 |
| 10.16.2. Жароміцність, жароміцні сталі та сплави..... | 202 |
| Питання для самоконтролю | 205 |
| 11. ЧАВУНИ | 207 |
| 11.1. ДІАГРАМА СТАНУ «ЗАЛІЗО – ВУГЛЕЦЬ» | 207 |
| 11.2. ПРОЦЕС ГРАФІТИЗАЦІЇ | 208 |
| 11.3. КЛАСИФІКАЦІЯ, БУДОВА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНІВ | |
| 11.3.1. Класифікація та будова чавунів..... | 209 |
| 11.3.2. Вплив складу чавуну на процес графітизації | 211 |
| 11.3.3. Вплив графіту на механічні властивості виливків | 211 |
| 11.4. МАРКУВАННЯ ТА СТРУКТУРИ ЧАВУНІВ | |
| 11.4.1. Сірий чавун з пластинчастим графітом | 212 |
| 11.4.2. Сірий чавун з вермікулястим графітом..... | 213 |
| 11.4.3. Високоміцний чавун з кулястим графітом | 215 |
| 11.4.4. Ковкий чавун..... | 216 |

| | |
|---|------------|
| 11.4.5. Вибілені та інші чавуни | 218 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 219 |
| 12. КОЛЬОРОВІ МЕТАЛИ ТА СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ | 221 |
| 12.1. ТИТАН ТА ЙОГО СПЛАВИ | 221 |
| 12.1.1. Титан | 221 |
| 12.1.2. Титанові сплави | 223 |
| 12.2. АЛЮМІНІЙ ТА ЙОГО СПЛАВИ | 226 |
| 12.2.1. Алюміній | 226 |
| 12.2.2. Алюмінієві сплави | 229 |
| Алюмінієві сплави, що деформуються, які не зміцнюють термічною обробкою | 229 |
| Алюмінієві сплави, що деформуються, які зміцнюють термічною обробкою | 229 |
| Ливарні алюмінієві сплави | 232 |
| 12.3. МАГНІЙ ТА ЙОГО СПЛАВИ | 234 |
| 12.3.1. Магній | 234 |
| 12.3.2. Магнієві сплави | 236 |
| Магнієві сплави, що деформуються | 236 |
| Ливарні магнієві сплави | 238 |
| Високоміцні ливарні магнієві сплави | 239 |
| Корозійностійкі ливарні магнієві сплави | 240 |
| Жароміцні ливарні магнієві сплави | 240 |
| 12.4. МІДЬ ТА ЇЇ СПЛАВИ | 241 |
| 12.4.1. Мідь | 241 |
| 12.4.2. Латуні | 243 |
| 12.4.3. Бронзи | 245 |
| Класифікація бронз | 246 |
| Олов'яні бронзи | 246 |
| Алюмінієві бронзи | 248 |
| Крем'янисті бронзи | 251 |
| Свинцеві бронзи | 252 |
| Сурм'яні бронзи | 254 |
| Берилієві бронзи | 256 |
| 12.5. ПІДШИПНИКОВІ (АНТИФРИКЦІЙНІ) СПЛАВИ | 258 |
| 12.5.1. Сплави на основі олова або свинцю | 258 |
| 12.5.2. Цинкові антифрикційні сплави | 260 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 261 |
| 13. БЛАГОРОДНІ МЕТАЛИ ТА ЇХНІ СПЛАВИ | 264 |
| 13.1. ЗОЛОТО, СРІБЛО І СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ | 267 |
| 13.2. ПЛАТИНА, ПЛАТИНОЇДИ І СПЛАВИ НА ЇХ ОСНОВІ | 270 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 273 |
| 14. РІДКОЗЕМЕЛЬНІ МЕТАЛИ | 274 |
| 14.1. КЛАСИФІКАЦІЯ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ | 274 |
| 14.2. ВЛАСТИВОСТІ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ | 275 |
| 14.3. ЗАСТОСУВАННЯ РІДКОЗЕМЕЛЬНИХ МЕТАЛІВ | 275 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | 278 |
| 15. ФЕРОСПЛАВИ | 279 |
| 15.1. КЛАСИФІКАЦІЯ ФЕРОСПЛАВІВ | 280 |

| | |
|---|------------|
| 15.2. СИРОВИНА ДЛЯ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ..... | 281 |
| 15.3. СПОСОБИ ОТРИМАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ..... | 281 |
| 15.4. МАРКИ ФЕРОСПЛАВІВ..... | 282 |
| 15.5. ОБЛАСТІ ЗАСТОСУВАННЯ ФЕРОСПЛАВІВ | 282 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | <i>283</i> |
| 16. ТВЕРДІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ | |
| 16.1. МЕТАЛОКЕРАМІЧНІ ТВЕРДІ СПЛАВИ..... | 284 |
| 16.2. АЛМАЗ ЯК МАТЕРІАЛ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ІНСТРУМЕНТІВ..... | 286 |
| <i>Питання для самоконтролю</i> | <i>287</i> |
| СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ТА РЕКОМЕНДОВАНИХ ДЖЕРЕЛ | 288 |

Навчальне видання

ПРОКОПОВИЧ Ігор Валентинович

МЕТАЛОЗНАВСТВО

НАВЧАЛЬНИЙ ПОСІБНИК

Надруковано в авторській редакції

В оформленні обкладинки використано малюнок Д. К. Чернова
дендритних ростків на стінках усадкової раковини сталевого злитку

Комп'ютерна верстка *Ігор Прокопович*

Дизайн обкладинки *Павло Прокопович*

Формат 60 x 84 / 8. Ум. друк. арк. 35,81. Тираж 300 прим. Зам. № 54(5).

Видавництво та друкарня «Екологія»
65091, м. Одеса, вул. Разумовська, 23/1
Тел. (048) 33-07-17, 37-14-25, (048) 7-855-855
e-mail: astro_print@ukr.net www.astroprint.ua www.stranichka.in.ua
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 1873 від 20.07.2004 р.

Надруковано з готового оригінал-макету
ФОП Побута М.І.
5044, м. Одеса, пр. Шевченка, 1-а
Тел. (048) 770-34-74

Періодична система хімічних елементів Д.І. Менделєєва

| Період | Ряд | Г Р У П И | | | | | | | | | | | | |
|-----------------------|------------------|--|--|---|--|---|---|---|--------------------------------------|-------------------------------------|--|---------------------------------|-------------------|---------------------|
| | | I | II | III | IV | V | VI | VII | VIII | | | | | |
| 1 | 1 | <div>Н1 Гідроген Водень 1,0079</div> | | | | | | | | <div>He2 Гелій 4,0026</div> | <div>Порядковий номер</div> <div>Символ елемента</div> <div>Атомна маса</div> <div>Назва елемента</div> <div>2655,847FeФерумЗалізо</div> | | | |
| 2 | 2 | <div>Li3 Літій 6,941</div> | <div>Be4 Берилій 9,012</div> | <div>B5 Бор 10,81</div> | <div>C6 Карбон Вуглець 12,011</div> | <div>N7 Нітроген Азот 14,0067</div> | <div>O8 Оксиген Кисень 15,999</div> | <div>F9 Флуор Фтор 18,998</div> | <div>Ne10 Неон 20,179</div> | | | | | |
| 3 | 3 | <div>Na11 Натрій 22,990</div> | <div>Mg12 Магній 24,305</div> | <div>Al13 Алюміній 26,981</div> | <div>Si14 Силіцій Кремній 28,086</div> | <div>P15 Фосфор 30,973</div> | <div>S16 Сульфур Сірка 32,06</div> | <div>Cl17 Хлор 35,453</div> | <div>Ar18 Аргон 39,948</div> | | | | | |
| 4 | 4 | <div>K19 Калій 39,098</div> | <div>Ca20 Кальцій 40,08</div> | <div>2144,956ScСкандій</div> | <div>2247,90TiТитан</div> | <div>2350,941VВанадій</div> | <div>2451,996CrХром</div> | <div>2554,938MnМанганМарганець</div> | | <div>2655,847FeФерумЗалізо</div> | <div>2758,933CoКобальт</div> | <div>2858,70NiНіколНікель</div> | | |
| | 5 | <div>2963,546CuКупрумМідь</div> | <div>3065,39ZnЦинк</div> | <div>3169,72GaГалій</div> | <div>3272,59GeГерманій</div> | <div>3374,921AsАрсенМиш'як</div> | <div>3478,96SeСелен</div> | <div>3579,904BrБром</div> | <div>3683,80KrКриптон</div> | | | | | |
| 5 | 6 | <div>Rb37 Рубідій 85,468</div> | <div>Sr38 Стронцій 87,62</div> | <div>3988,906YІтрій</div> | <div>4091,22ZrЦирконій</div> | <div>4192,906NbНіобій</div> | <div>4295,94MoМолібден</div> | <div>43[98,906]TcТехнецій</div> | | <div>44101,07RuРутеній</div> | <div>45102,905RhРодій</div> | <div>46106,4PdПаладій</div> | | |
| | 7 | <div>47107,868AgАргентумСрібло</div> | <div>48112,41CdКадмій</div> | <div>49114,82InІндій</div> | <div>50118,71SnСтанумОлово, цина</div> | <div>51121,75SbСтибійСурма</div> | <div>52127,60TeТелур</div> | <div>53126,904IІодЙод</div> | <div>54131,30XeКсенон</div> | | | | | |
| 6 | 8 | <div>Cs55 Цезій 132,91</div> | <div>Ba56 Барій 137,33</div> | <div>57138,905*LaЛантан</div> | <div>72178,49HfГафній</div> | <div>73180,948TaТантал</div> | <div>74183,85WВольфрам</div> | <div>75186,207ReРеній</div> | | <div>76190,2OsОсмій</div> | <div>77192,22IrІридій</div> | <div>78195,09PtПлатина</div> | | |
| | 9 | <div>79196,967AuАурумЗолото</div> | <div>80200,59HgМеркурійРтуть</div> | <div>81204,37TlТалій</div> | <div>82207,2PbПлюмбумСвинець, оливо</div> | <div>83208,980BiБісмутВісмут</div> | <div>84[209]PoПолоній</div> | <div>85[210]AtАстат</div> | <div>86[222]RnРадон</div> | | | | | |
| 7 | 10 | <div>Fr87[223]Францій</div> | <div>Ra88226,025Радій</div> | <div>89[227]**AcАктиній</div> | <div>104[261]UnqУннілквадій</div> | <div>105[262]UnpУннілпентій</div> | <div>106[263]UnhУннілгексій</div> | <div>107[264]UnsУннілсептій</div> | | <div>108[265]UnoУннілоктій</div> | <div>109[266]UneУнніленій</div> | <div>110[272]UunУнуннілій</div> | | |
| Вищі оксиди | | R ₂ O | RO | R ₂ O ₃ | RO ₂ | R ₂ O ₅ | RO ₃ | R ₂ O ₇ | RO ₄ | | | | | |
| Леткі водневі сполуки | | | | | RH ₄ | RH ₃ | H ₂ R | HR | | | | | | |
| *Ланта-ноїди | 58140,12CeЦерій | 59140,908PrПразеодим | 60144,24NdНеодим | 61[145]PmПрометій | 62150,36SmСамарій | 63151,96EuЄвропій | 64157,25GdГадоліній | 65158,925TbТербій | 66162,50DyДиспрозій | 67164,93HoГольмій | 68167,26ErЕрбій | 69168,934TmТулій | 70173,04YbІтербій | 71174,97LuЛютецій |
| **Акти-ноїди | 90232,038ThТорій | 91[231]PaПротактиній | 92238,029UУран | 93[237]NpНептуній | 94[244]PuПлутоній | 95[243]AmАмерицій | 96[247]CmКюрій | 97[247]BkБерклій | 98[251]CfКаліфорній | 99[254]EsЕйнштейній | 100[257]FmФермій | 101[258]MdМенделєвій | 102[259]NoНобелій | 103[260]LrЛоуренсій |



Ігор Валентинович Прокопович, д-р техн. наук,
доцент, професор кафедри технології та управління
ливарними процесами Одеського національного
політехнічного університету, член ГО «Асоціація
ливарників України», автор и співавтор понад
170 наукових та науково-методичних робіт.

