

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ**

**Н.Е. Погребна, В.З. Куцова, Т.В. Котова**

## **СПОСОБИ ЗМІЩЕННЯ МЕТАЛІВ**

Друкується за Планом видань навчальної та методичної літератури,  
затвердженим Вченою радою НМетАУ  
Протокол № від

**Дніпро НМетАУ**

**2021**

УДК 621.91

Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В. Способи зміцнення металів:  
Навчальний посібник. – Дніпро: НМетАУ, 2021. - 89 с.

Навчальний посібник охоплює усі розділи, що викладаються за дисципліною «Способи зміцнення металів», містить питання для дистанційної та заочної форм навчання.

Навчальний посібник рекомендовано для студентів-магістрів очної та заочної форм навчання за спеціальністю 132 Матеріалознавство та викладачам і студентам інших спеціальностей усіх форм навчання.

Відповідальна за випуск Н.Е. Погребна, к.т.н., проф.

Рецензенти: Ю.М. Правдін, к.т.н., Лауреат Державної премії України, техн. директор ООО «Дніпровський завод спеціальних труб»

Д.В. Лаухін, д-р техн. наук, проф. (ПДАБА)

© Національна металургійна академія України, 2021

© Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В., 2021

## ЗМІСТ

	ВСТУП	5
1	МЕХАНІЧНІ МЕТОДИ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	7
	1.1. Параметри стану поверхневого шару деталей машин	7
	1.2. Структурна недосконалість в реальних кристалах	11
	1.3. Виникнення і розмноження дислокацій	16
	1.4. Основні види обробки поверхневою пластичною деформацією	18
	1.5 Суть зміцнення пластичною деформацією	27
2	МЕТОДИ ЛАЗЕРНОГО, ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО, ПЛАЗМОВОГО І ДЕТОНАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	30
	2.1. Лазерне зміцнення	30
	2.2. Лазерне наплавлення	31
	2.3. Електронно-променева обробка	31
	2.4. Методи детонаційного і плазмового нанесення покриття	32
	2.5. Плазмове поверхнєве зміцнення деталей	34
3	ВАКУУМНЕ ІОННО-ПЛАЗМОВЕ ЗМІЦНЕННЯ, ІОННЕ МАГНЕТРОННЕ РОЗПИЛЕННЯ, ІОННЕ ЛЕГУВАННЯ	35
	3.1. Вакуумне іонно-плазмове зміцнення	35
	3.2. Іонне розпилення	37
	3.3. Магнетронне розпилення	38
	3.4. Іонне осадження покриттів	39
	3.5. Іонно-дифузійне насичення	40
	3.6. Іонне легування (імплантація)	41
4	МАГНІТНЕ ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН	42
	4.1. Методи магнітної обробки	42
5	ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ НАПЛАВЛЕННЯМ	44
	5.1. Вібродугове наплавлення	45

	5.2. Плазмове наплавлення	46
	5.3. Газове наплавлення деталей	46
6	ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА	48
	6.1. Загальні закономірності	48
	6.2. Дифузійне насичення сплавів вуглецем і азотом	49
	6.3. Іонне азотування і цементация	53
	6.4. Одночасне насичення поверхні сталі азотом і вуглецем	54
	6.5. Дифузійне насичення сплавів металами та неметалами	55
	6.6. Поверхнєве загартування сталі	57
	6.7. Лазерна термічна обробка	59
	6.8. Лазерна хіміко-термічна обробка	61
7	ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА	63
	7.1. Механізми зміцнення конструкційних сталей	65
	7.2. Матеріалознавчі основи технології контрольованої прокатки	67
	7.3. Аналіз технологічних схем контрольованої прокатки на вітчизняних металургійних комбінатах	69
	7.4. Аналіз світового досвіду виробництва конструкційних низьколегованих сталей	72
	7.5. Третє покоління термомеханічного контрольованого процесу	79
	КОНТРОЛЬНІ ПИТАННЯ	86
	СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ	89

## ВСТУП

Одним з найважливіших показників, що визначають попит на проєктований об'єкт, є його якість. Забезпечення необхідної якості можливе при задоволенні експлуатаційних вимог, що пред'являються до деталей машин.

При ринковій економіці одним із важливих завдань є забезпечення якості деталей машин, підвищення їх експлуатаційних показників. Ці показники визначаються параметрами якості поверхневого шару та структури металу.

Працездатність і надійність деталі забезпечуються за рахунок виконання наступних основних вимог: високої міцності, жорсткості і стійкості до різних дій (зносу, вібрації, температури та ін.). Виконання вимог міцності при статичному, циклічному і ударному навантаженнях повинно виключати можливість руйнування, а також виникнення неприпустимих залишкових деформацій.

Деталі, що зазнають максимальної напруги на поверхні (вигин, контактна напруга), для підвищення опору втомі піддають поверхневому зміцненню. Існують наступні методи зміцнення: механічний, термічний, хіміко-термічний, лазерне гартування, іонна імплантація та ін.

Всі відомі методи зміцнення підрозділяються на 6 основних класів:

### *1. Зміцнення зі створенням плівки на поверхні:*

а) осадження хімічною реакцією (оксидування, сульфидування, фосфатування, нанесення зміцнюючого мастильного матеріалу, осадження з газової фази);

б) осадження з пари (термічне випаровування тугоплавких сполук, катодно-іонне бомбардування, пряме електронно-променеве випаровування, реактивне електронно-променеве випаровування, електронно-хімічне випаровування);

в) електролітичне осадження (хромування, нікелювання, електрофорез, нікельфосфатування, борування, борохромування, хромофосфатування);

г) напилення зносостійких з'єднань (плазмове напилення порошкових матеріалів, детонаційне напилення, електродугове напилення, лазерне напилення, вихрове напилення, індукційне припікання порошкових матеріалів).

### *2. Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу:*

а) дифузійне насичення (борування, ціанування, азотування, нітроцементация та ін.)

б) хімічний і фізико-хімічний вплив (хімічна обробка, іонна імплантація, електроіскрова обробка та ін.).

*3. Зміцнення зі зміною структури поверхневого шару:*

а) фізико-термічна обробка (лазерне загартування, плазмове загартування);

б) електрофізична обробка (електроконтактна, електроерозійна, магнітна обробка);

в) механічна обробка (зміцнення вібрацією, фрикційно-зміцнююча обробка, дробеструйна, обробка вибухом, термомеханічна, електромеханічна);

г) наплавка легуючим елементом (газовим полум'ям, електричною дугою, плазмою, лазерним променем, пучком іонів та ін.).

*4. Зміцнення зі зміною енергетичного запасу поверхневого шару:*

а) обробка в магнітному полі (термомагнітна обробка, імпульсним магнітним полем);

б) обробка в електричному полі.

*5. Зміцнення зі зміною мікрогеометрії поверхні і наклепом:*

а) обробка різанням (точіння, шліфування, надшвидкісне різання);

б) пластичне деформування (накочення, обкатування, розкочування, вигладжування, вібронакатування, вібровигладжування, калібрування, відцентрово-ударне зміцнення, віброударне та ін.);

в) комбіновані методи (анодно-механічна, поверхневе легування з вигладжуванням, різання з впливом ультразвукових коливань, магнітно-абразивна обробка та ін.).

*6. Зміцнення зі зміною структури всього об'єму металу:*

а) термічна обробка при позитивних температурах (загартування, відпуск, поліпшення, загартування НВЧ, нормалізація, термомагнітна обробка);

б) кріогенна обробка (загартовування з обробкою холодом, термоциклювання).

При виробництві деталей машин широко застосовують різні методи поверхневого зміцнення. Викладені в посібнику технології зміцнення деталей машин дозволяють досягати необхідної якості виробу і сформувати у студентів системний підхід до вирішення актуальних завдань підвищення довговічності деталей і вузлів машин.

# 1 МЕХАНІЧНІ МЕТОДИ ПОВЕРХНЕВОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Вимоги до створення довговічних машин можна задовольнити не лише розробкою сучасних конструкційних рішень і застосуванням нових високоміцних матеріалів, але і шляхом змін поверхневого шару деталей машин. Процесом, що забезпечує отримання стабільних показників по якості поверхні, є поверхнева пластична деформація, яка розділена на згладжуючу і зміцнюючу.

## 1.1. Параметри стану поверхневого шару деталей машин

Поверхневий шар деталі – це шар, структура, фазовий і хімічний склад якого відрізняються від основного матеріалу, з якого зроблена деталь.

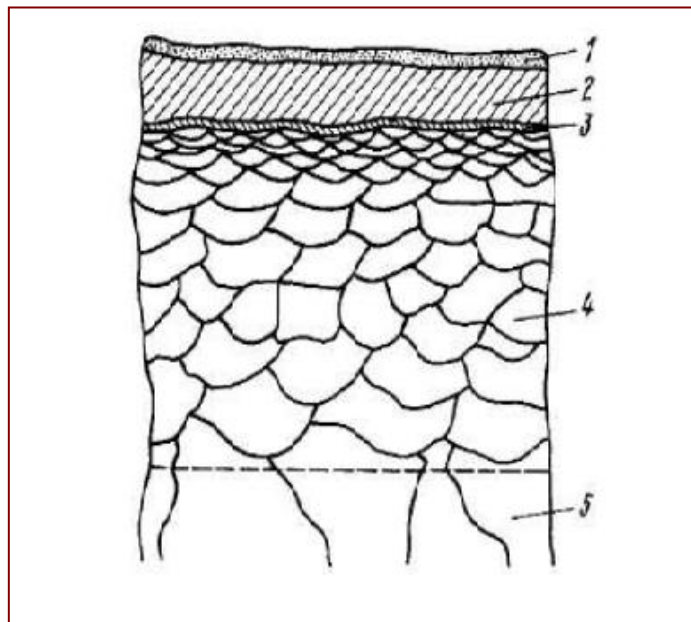


Рис.1.1. Схема поверхневого шару деталі

У поверхневому шарі можна виділити наступні основні зони (рис.1.1):

1. адсорбованих з довкілля молекул і атомів органічних і неорганічних речовин; товщина шару  $1 \div 0,001$  мкм;
2. продуктів хімічної взаємодії металу з довкіллям (зазвичай оксидів); товщина шару 1-10 мкм;
3. границя – завтовшки декілька міжатомних відстаней, що має іншу, ніж в об'ємі, кристалічну і електронну структуру;
4. зі зміненими параметрами в порівнянні з основним металом;
5. зі структурою, фазовим і хімічним складом, який виникає при виготовленні деталі і змінюється в процесі експлуатації.

Товщина і стан вказаних шарів поверхневого шару можуть змінюватися залежно від складу матеріалу, методу обробки, умов експлуатації. Оцінка цього стану здійснюється методами хімічного, фізичного і механічного аналізу. Різноманіття параметрів стану поверхневого шару і методів їх оцінки не дозволяє виділити єдиний параметр, що визначає якість поверхневого шару. На практиці стан поверхневого шару оцінюється набором одиничних або комплексних властивостей, які оцінюють якість поверхневого шару.

Ці параметри характеризують:

- геометричні параметри нерівностей поверхні;
- фізичний стан;
- хімічний склад;
- механічний стан.

Геометричні параметри нерівностей поверхні оцінюються параметрами шорсткості, регулярних мікрорельєфів, хвилястості.

Шорсткість поверхні – це сукупність нерівностей з відносно малими кроками. Приблизне відношення висоти нерівностей до кроку менше 50.

Хвилястість поверхні – це сукупність нерівностей, що мають крок більший, ніж базова довжина, яка використовується для виміру шорсткості. Відношення висоти до кроку більше 50 і менше 1000.

Регулярні мікрорельєфи – це нерівності, які, на відміну від шорсткості і хвилястості, є однаковими за формою, розмірами і взаємним розташуванням.

Регулярний мікрорельєф отримують обробкою різанням або поверхневою пластичною деформацією роликками, кульками, алмазами.

Фізичний стан поверхневого шару деталей в технології зміцнення найчастіше характеризується параметрами структури і фазового складу.

Структура – це характеристика металу, залежна від методів вивчення його будови. Виділяють наступні типи структур:

- кристалічна;
- субструктура;
- мікроструктура;

Кристалічна структура. Метали є кристалами з тривимірною періодичністю. Основою кристалічної структури є тримірні ґрати, в просторі якої розташовуються атоми. Залежно від характеру розташування атомів в кристалічних ґратах структури чистих металів розділяються на ряд типів (рис.1.2).



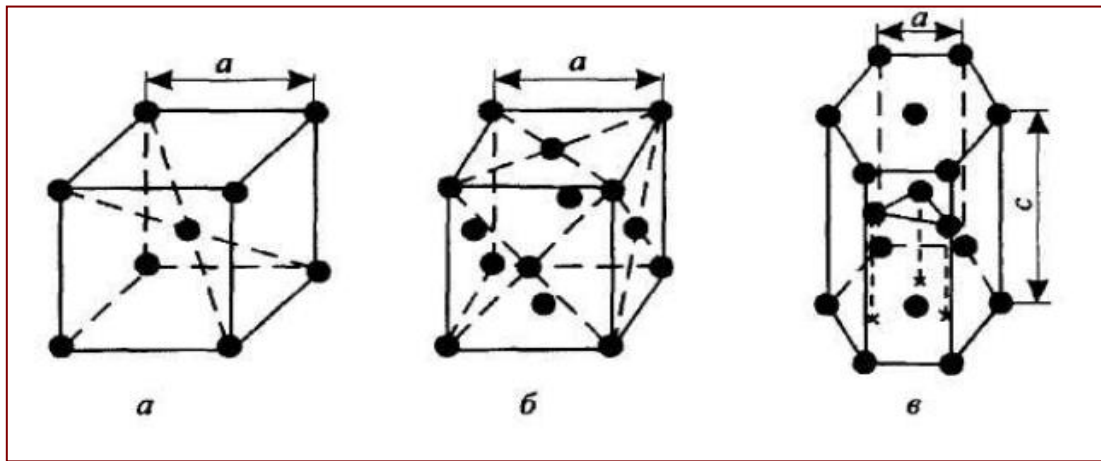


Рис.1.2. Типи кристалічної структури :

а - об'ємноцентрована кубічна; б – гранецентрована кубічна;  
в – гексагональна щільноупакована

**Субструктура.** У реальному металі кристалічна структура має безліч дефектів, які значною мірою визначають його властивості. Сукупність дефектів решіток та їх просторовий розподіл в кристалі називається субструктурою. Тут кристали можуть утворювати більші фрагменти – кристаліти, блоки, зерна, фрагменти, полігони. Розмір субмікрозерна складає:  $10^{-2} \dots 10^{-5}$  см.

**Мікροструктура** – це структура, яка визначається за допомогою металографічних мікроскопів. Цей аналіз дозволяє визначити наявність, кількість і форму структурних складових сплаву.

Розмір субзерна:  $10^{-3} \dots 10^{-4}$  см.

**Макроструктура** – це структура, яка визначається неозброєним оком або при невеликих збільшеннях. За допомогою макроаналізу визначають тріщини, неметалеві включення, домішки та ін.

*Фізичний стан* характеризується числом і концентрацією фаз, розподілом фаз по поверхневому шару, об'ємом сплаву та ін.

Дослідження фізичного стану здійснюється експериментальними методами фізики твердого тіла: дифракційними і мікроскопічними методами.

*Хімічний склад* характеризується елементним складом сплаву і фаз, концентрацією елементів в об'ємі фаз, сплаву та ін.

Дослідження хімічного складу поверхневого шару дозволяють оцінити адсорбцію із зовнішнього середовища молекул і атомів органічних і неорганічних речовин, дифузійні процеси, процеси окислення і інші, що відбуваються при обробці металів.

*Механічний стан* металу визначається наступними параметрами:

- опором деформації: межа пружності, межа пропорційності, межа плинності, межа міцності, твердість та ін.;
- пластичністю: відносне подовження, відносне звуження, ударна в'язкість і інші, встановлені спеціальними випробуваннями зразків.

Наприклад, в процесі пластичної деформації, яка завжди супроводжує механічну обробку, усі характеристики механічного стану поверхневого шару змінюються: показники опору деформації збільшуються, а показники пластичності зменшуються. Це явище називають *деформаційним зміцненням*.

У інженерній практиці деформаційне зміцнення поверхневого шару визначають виміром твердості  $H$  або мікротвердості. Для цього твердість вимірюють на поверхні металу і усередині металу (за допомогою пошарового травлення). В результаті встановлюють товщину зміцненого шару  $h_n$  і міру деформаційного зміцнення  $\delta_n$ :

$$\delta_n = (H_{\text{обр}} - H_{\text{иск}}) / H_{\text{иск}} \quad (1.1)$$

де  $H_{\text{обр}}$  і  $H_{\text{иск}}$  – відповідно твердість (мікротвердість) металу після і до обробки.

Важливою характеристикою стану поверхневого шару є *залишкова напруга*.

*Залишкова напруга* – це пружна напруга, яка залишилася в деталі після обробки. Залежно від об'єму тіла, в яких розраховують залишкову напругу, умовно поділяються на залишкову напругу:

- першого роду, урівноважені в макрооб'ємах тіла;
- другого роду, урівноважені в межах розміру зерен;
- третього роду, урівноважені в межах декількох міжатомних відстаней.

Залежно від характеру і інтенсивності фізико-механічних процесів, що відбуваються при обробці, залишкова напруга може мати різний знак:

- (+) – розтягування;
- (-) – стискання.

Умова рівноваги вимагає, щоб в об'ємі деталі сума проекцій усіх сил дорівнювала нулю. Тому в деталі є область із стискаючою та розтягуючою залишковою напругою.

У інженерній практиці залишкову напругу першого роду прийнято представляти у вигляді проекції на осі заданої системи координат. Наприклад, для тіла обертання використовують поняття осьових  $\sigma_x^\circ$ , окружних

(тангенціальних)  $\sigma_{\tau}^{\circ}$ ; і радіальних  $\sigma_{r}^{\circ}$  залишкових напруг.

Узагальнено можна сказати, що залишкова напруга першого роду є результатом нерівномірних пластичних деформацій різних шарів деталі (викривлення деталі).

Залишкова напруга чинить істотний вплив на міцність і довговічність деталей машин і конструкцій. Залишкова стискаюча напруга, що виникає в поверхневому шарі, підвищує циклічну міцність деталей, оскільки вона звільняє поверхневі шари від напруги, яка викликана навантаженнями  $i$ , навпаки, розтягуюча залишкова напруга зменшує міцність деталей внаслідок підвищення напруженості поверхневого шару.

## 1.2. Структурна недосконалість в реальних кристалах

Відповідно до сучасних поглядів на будову металу, істотна відмінність теоретичної і фізичної міцності пояснюється наявністю структурної недосконалості (дефектів) кристалів.

Структурні дефекти чинять істотний вплив на зміцнення і руйнування металу при обробці.

Структурна недосконалість в кристалах виникає в результаті кристалізації металу, термічної обробки, пластичної деформації та ін.

Структурні недосконалості (дефекти) кристалу за геометричною ознакою поділяють на 4 групи:

- точкові;
- лінійні;
- поверхневі (плоскі);
- об'ємні.

Точкові дефекти за своїми розмірами порівнюються з розмірами атома. У чистих кристалах можливі два типи точкових дефектів (рис.1.3):

- вакансії;
- міжвузельні атоми.

*Вакансії* утворюються при видаленні атома з вузла решіток, а *міжвузельний атом* при введенні атома в міжвузельний простір.

Утворення вакансій і міжвузельних атомів пов'язане з тим, що атоми, які коливаються біля положення рівноваги, можуть під впливом привнесеної ззовні

енергії виходити з положення рівноваги, утворюючи після себе у вузлі кристалічної решітки порожнину (вакансію) і, відповідно, міжвузельний атом. Велика кількість вакансій і міжвузельних атомів може бути збільшена різким охолодженням металу, пластичною деформацією, опроміненням високоенергетичними променями, магнітним полем та ін.

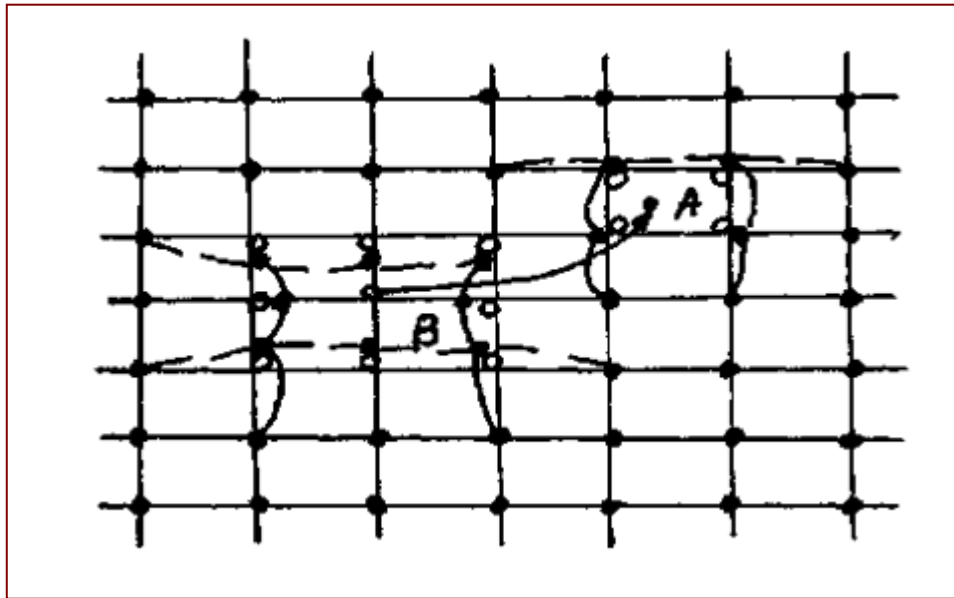


Рис.1.3. Точкові дефекти в площині простих кубічних решіток : А - дислокований атом; В - вакансії

Наприклад, кількість точкових дефектів в кристалах при пластичній деформації можна визначити за залежністю:

$$n/N = (10^{-5} \div 10^{-6}) \epsilon, \quad (1.2)$$

де:

n – граничне число рівноважних точкових дефектів;

N – загальне число атомів;

$\epsilon$  – деформація, %.

Як точкові дефекти чистих металів можна також розглядати домішкові атоми заміщення і впровадження (рис.1.4).

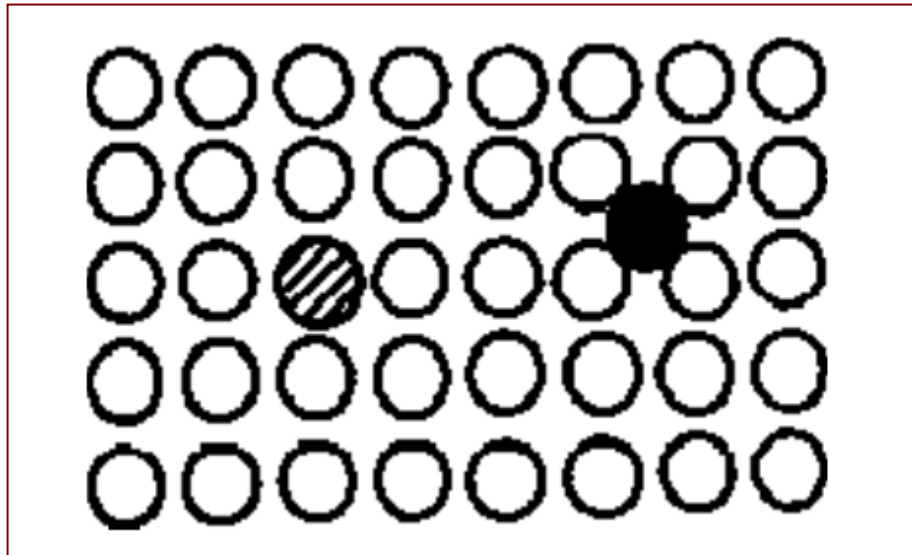


Рис.1.4. Точкові дефекти в площині простих кубічних ґраток:  
 ● - домішкові атоми впровадження; ● - атоми заміщення

Усі точкові дефекти утворюють локальні викривлення кристалічної решітки, підвищуючи тим самим енергію, що залежить від розміру введених атомів і відстані між ними.

*Лінійні дефекти* кристалічної решітки мають розміри, близькі до атомних в двох вимірах і значну протяжність в третьому. До цього виду дефектів відносяться дислокації, найпростішими з яких є крайові і гвинтові.

На рис.1.5 показана модель крайової дислокації на прикладі простого кубічного кристалу. Вона утворюється шляхом впровадження в кристал зайвої площини атомів ABCD, що називається *екстраплощиною*. Межа екстраплощини – лінія CD – є крайовою дислокацією. Екстраплощина діє як клин, створюючи сильне викривлення кристалічної решітки, особливо в районі атомів, розташованих на лінії дислокації CD.

Якщо екстраплощина розташована зверху дислокації, то дислокацію називають позитивною і позначають знаком  $\perp$ . Дислокація є негативною, якщо екстраплощина розташована під нею. В цьому випадку вона позначається знаком  $\top$ .

Гвинтова дислокація (рис.1.6) утворюється при зсуві частини кристалу, розділеної площиною ABCD, відносно іншої у напрямку АВ.

Лінія DC є гвинтовою дислокацією. Залежно від напрямку руху дислокації бувають правого і лівого обертання.

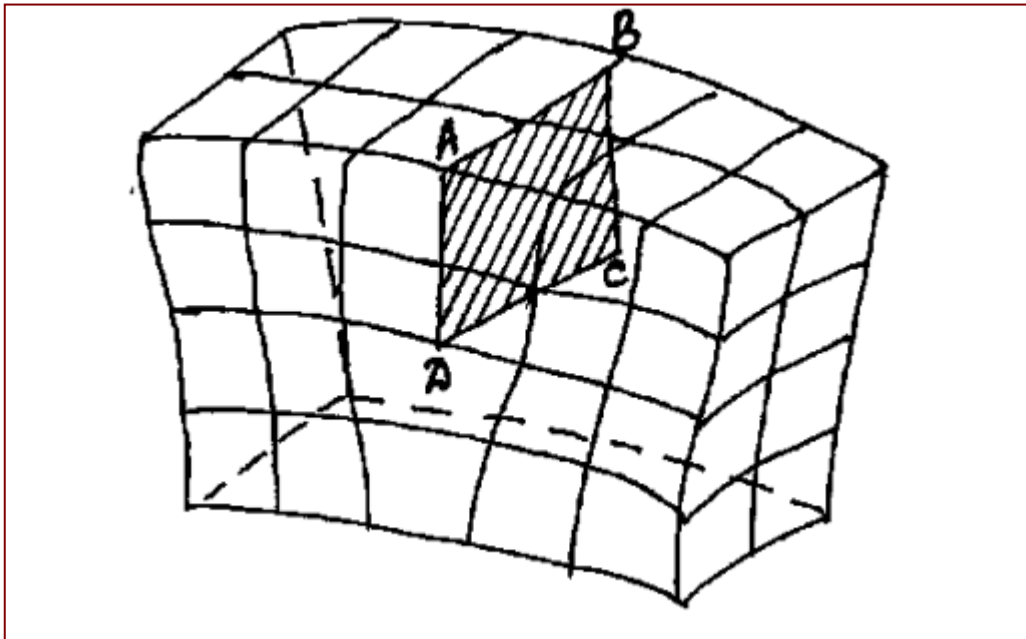


Рис. 1.5 Модель позитивної крайової дислокації

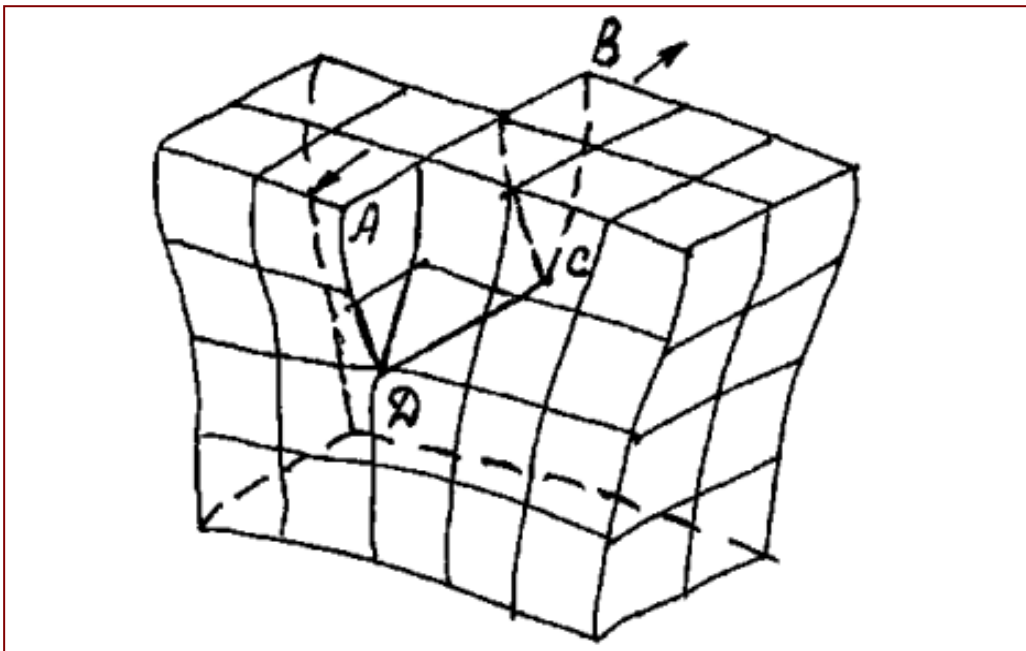


Рис. 1.6 Модель гвинтової дислокації

До *лінійних* відносять змішані дислокації, в яких містяться частини у вигляді крайової і гвинтової дислокації.

*Поверхневі дислокації* – це дефекти, що мають значну протяжність в двох напрямках. До них відносяться границі між субзернами, зернами, міжфазні границі, дефекти упаковки кристалічної решітки, скупчення дислокацій в одній площині та ін.

*Об'ємні дефекти* мають протяжність в усіх трьох вимірах. До цих дефектів відноситься сукупність точкових, лінійних і поверхневих дефектів, які призводять до викривлення кристалічної решітки у великих об'ємах кристалу.

Крім того, до об'ємних дефектів відносять наявність фаз, дисперсних виділень, різних включень, а також нерівномірність розподілу напруги і деформацій в макрооб'ємах.

Наявність дефектів кристалічної решітки викликає її викривлення. Мірою викривленої решітки є вектор Бюргерса, що характеризує енергію дислокації і сили, що діють на неї. Цей відрізок замикає контур Бюргерса.

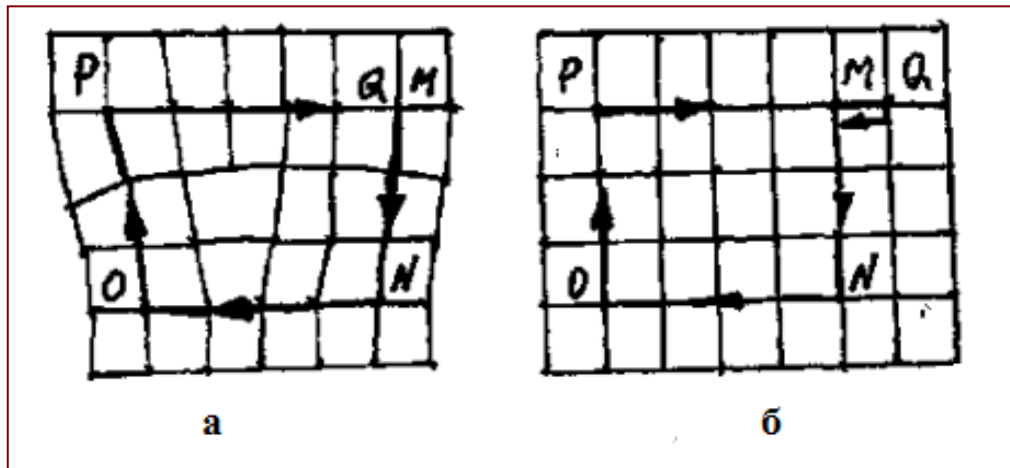


Рис.1.7. Контур Бюргерса, що включає дислокації (а); той же контур в досконалому кристалі (б)

Поняття про вектор і контур Бюргерса дає рисунок 1.7.

Вектор, який необхідно ввести в досконалий кристал для того, щоб замкнути контур Бюргерса (на рис. 1.7, б – це відрізок MQ), і є вектором Бюргерса.

Розрізняють одиничні, часткові і супердислокації, вектор Бюргерса яких, відповідно, дорівнює міжатомній відстані, менше або більше її. У реальному кристалі, як правило, є присутніми усі види дислокацій.

Щільність дислокацій  $\rho$  – це сумарна довжина  $L_{\Sigma}$  усіх дислокаційних ліній, віднесена до об'єму  $V$ ,  $\text{см}^{-2}$ .

$$\rho = L_{\Sigma} / V. \quad (1.3)$$

### 1.3. Виникнення і розмноження дислокацій

Дислокації виникають при кристалізації або охолодженні кристалів після зникнення рідкої фази.

У теорії дислокацій розглядаються безліч механізмів виникнення дислокацій. Усі вони зводяться до виникнення локальних ділянок концентрації напруги на межі твердих і рідких фаз. Ця концентрація виникає в результаті термічних градієнтів, зміни складу і структури кристалу, наявності домішок, вакансій, різних випадковостей роду кристалів, розмноження дислокацій, що зародилися на перших етапах кристалізації та ін.

У полікристалічних тілах (металах) кристали (зерна) відрізняються просторовою орієнтацією. У середині зерен існують субзерна, в яких є блоки, що разорієнтовані один відносно одного на кут менше, ніж  $10^\circ$ . Межі зерен і блоків є джерелами зародження дислокацій.

На рис.1.8 показана малокутова межа блоків. Гратки блоків пружно сполучаються в усіх областях, окрім тих, в яких знаходяться дислокації.

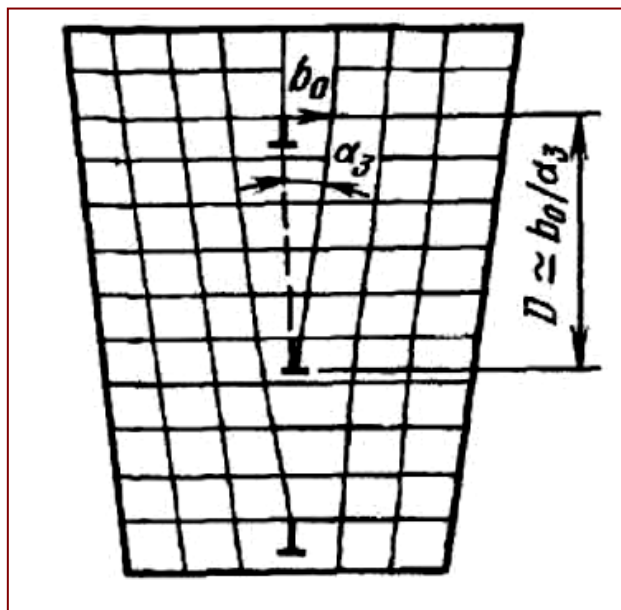


Рис.1.8. Схема малокутової межі

Відстань між дислокаціями в межі визначається за формулою:

$$D = b / \alpha_3, \quad (1.4)$$

де  $b$  - вектор Бюргерса;

$\alpha_3$  - кут разорієнтування зерен.

Виникнення дислокацій призводить до виникнення дефектів упаковки,



тобто порушення чергування шарів кристалічної решітки.

Дислокації, що виникли при кристалізації, мають властивість розмножуватися або зникати при пластичній деформації, термообробці або інших видах енергетичної дії. Одна з моделей розмноження дислокацій при пластичній деформації, що запропонована Франком і Ридом, представлена на рис.1.9.

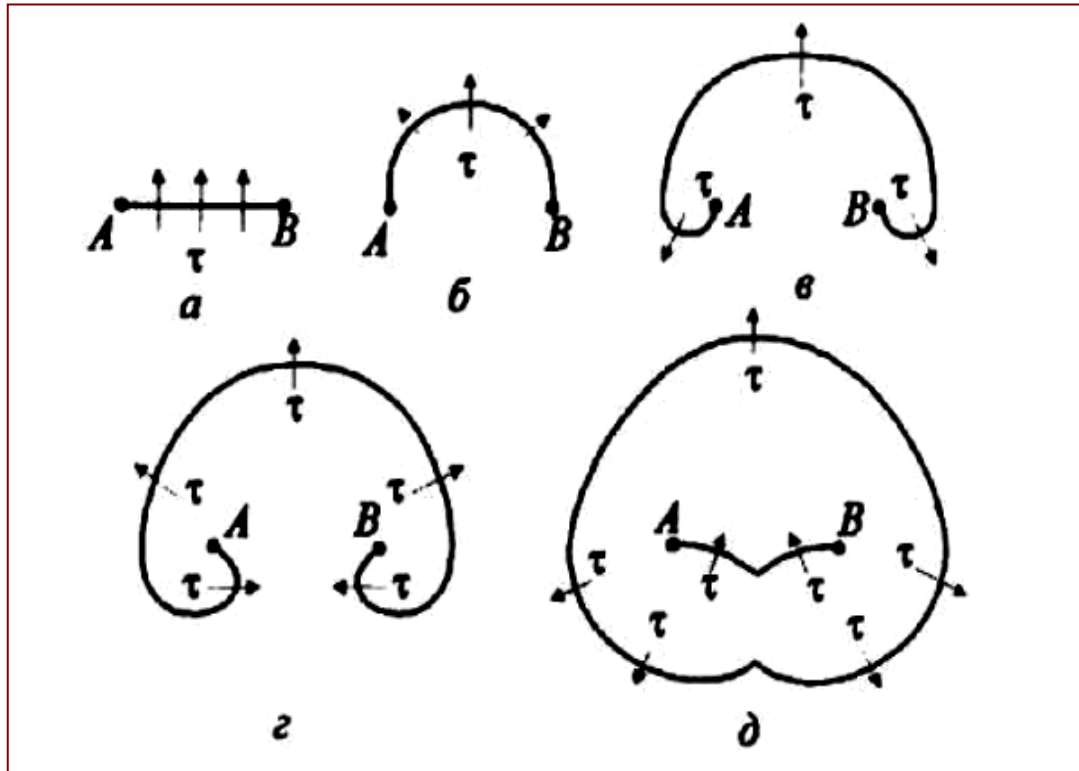


Рис.1.9. Схема дії джерела Франка- Ріда

Маємо відрізок дислокації  $AB = L$  (а), закріплений на кінцях. На цей відрізок діє нормальна сила  $\tau b$ . Під дією зростаючої напруги лінійна дислокація веде себе як пружна нитка – вона вигинається. За умови рівноваги напруга, що перешкоджає цьому вигину, визначається за формулою:

$$\tau = 0,5Gb/R, \quad (1.5)$$

де  $G$  – модуль зсуву;

$b$  – вектор Бюргерса;

$R$  – радіус кривизни.

Максимальне значення цієї напруги  $\tau_{\max}$  відповідає  $R=L/2$  (рис.1.9, б).

Подальше збільшення довжини відбуватиметься при напрузі, що менша за  $\tau_{\max}$ . Подальший цикл розмноження дислокацій показаний на рис.1.9, в, г. Цикл

завершується утворенням замкнутої петлі дислокації, а ділянка АВ готується для генерації нової петлі.

Пластична деформація і термічна обробка призводять до збільшення щільності дислокацій:

- монокристал –  $10^2 \dots 10^4 \text{ см}^{-2}$ ,
- монокристал після відпалу –  $10^4 \dots 10^6 \text{ см}^{-2}$ ,
- полікристал після відпалу –  $10^7 \dots 10^8 \text{ см}^{-2}$ .

Метали після холодної пластичної деформації мають щільність дислокацій  $10^9 \dots 10^{12} \text{ см}^{-2}$ .

#### **1.4. Основні види обробки поверхневою пластичною деформацією**

*Алмазне випрасовування* відрізняється порівняно малою площею контакту інструмент-деталь, тому застосовується при обробці нежорстких деталей, міцних і загартованих матеріалів. Алмазне випрасовування зовнішніх, внутрішніх і фасонних поверхонь є аналогічним обробці роликками і кулями. При алмазному випрасовуванні обробка поверхневою пластичною деформацією проводиться в умовах тертя ковзання (з малим коефіцієнтом тертя), а при обкатці роликками і кулями – тертя кочення. Робочим інструментом служать прості за конструкцією державки з наконечниками з природних і штучних алмазів у вигляді півсфери, циліндра або конуса. Вигладжують деталі жорстким або нежорстким (підпружиненим) інструментом. Номенклатура деталей, що обробляються алмазними випрасовувачами, є надзвичайно великою.

*Випрасовування* є одним з методів обробно-зміцнюючої обробки поверхні пластичною деформацією і полягає в пластичній деформації оброблюваної поверхні інструментом, що ковзає по ній – випрасовувачем, закріпленим в оправці алмазним кристалом, який має наступні властивості:

- високу твердість;
- низький коефіцієнт тертя;
- високу міру чистоти;
- високу теплопровідність.

Випрасовування проводять для зменшення шорсткості поверхні (обробка), зміцнення поверхневого шару, підвищення точності розмірів і форм деталей (калібрування).

Притиснутий до оброблюваної поверхні з силою інструмент впроваджується в неї на глибину  $R_d$  і при своєму русі згладжує початкові нерівності. Висота шорсткості у напрямі швидкості (подовжня шорсткість) зазвичай є значно меншою, ніж висота поперечної шорсткості (у напрямі подання). Після проходу інструменту відбувається часткове пружне відновлення поверхні. Попереду випрасовувача утворюється наплив пластично деформованого металу, передня поверхня випрасовувача навантажується значно більше, чим задня поверхня. З цієї причини, а також внаслідок адгезійної взаємодії між деталлю і інструментом в процесі випрасовування виникає тангенціальна складова сили.

Розглянемо тепер деформацію поверхневого шару у напрямі подання.

При подовжньому переміщенні випрасовувач розсовує метал поверхневих нерівностей, що деформуються, в сторони. При цьому з боку початкової поверхні утворюється наплив деформованого металу, а з боку вигладженої поверхні відбувається викривлення профілю канавок, що утворилися при попередніх оборотах деталі в результаті пластичної течії металу, який видавлюється з-під випрасовувача у бік вигладженої поверхні. Найбільшою мірою викривляється профіль канавки, яка утворена на попередньому обороті.

Після кожного обороту оброблюваної деталі канавка-слід випрасовувача пересувається в осьовому напрямку на величину подання  $S$ . При цьому відбувається багатократне перекриття її при подальших обробках оброблюваної деталі, оскільки ширина канавки більше величини подання. З боку невідгладженої поверхні утворюється наплив деформованого металу, права напівповерхня (у напрямі подання) навантажена значно більше, ніж ліва напівповерхня. Тому в процесі випрасовування виникає осьова сила.

В результаті пластичної деформації оброблюваної поверхні відбувається згладжування початкових нерівностей і утворення нового мікрорельєфу поверхні зі значно меншою висотою нерівностей. Розмір деталі зменшується на величину залишкової деформації. На величину і форму нерівностей, що утворюються, впливає також неоднорідність шорсткості поверхні і твердість оброблюваної поверхні, коливання сили випрасовування, які викликані биттям деталі та ін. Це викликає відхилення початкового мікрорельєфу від отриманого при деформації поверхні.

Мікрорельєф поверхні, що утворюється в результаті алмазного

випрасовування, обумовлюється наступними чинниками:

- кінематикою процесу (напрямом взаємного переміщення інструменту і оброблюваної деталі);
- величиною початкової шорсткості;
- формою і розміром робочої частини алмазу;
- величиною впровадження алмазу в оброблювану поверхню;
- пластичною течією матеріалу, що обумовлює появу вторинної шорсткості;
- шорсткістю робочої частини алмазу;
- величиною пружного відновлення поверхні після випрасовування.

Формування поверхневого шару при алмазному випрасовуванні відбувається внаслідок пластичної деформації оброблюваної поверхні. Під дією радіальної сили, що діє на поверхню контакту алмазу з деталлю, виникають контактні тиски. Якщо їх величина перевищує межу плинності, виникає пластична деформація тонких поверхневих шарів. При пластичній деформації поверхневий шар має специфічну волокнисту будову, початкова кристалічна решітка викривляється.

Ефективність алмазного випрасовування різних матеріалів значною мірою визначається їх початковою структурою.

Дослідженнями встановлено, що при випрасовуванні найбільш інтенсивно виникає деформація у фериті, менш інтенсивно – в перліті і мартенситі.

Висока ефективність зміцнення пояснюється більш високою щільністю дефектів, що утворюються в поверхневому шарі, за рахунок концентрації дислокацій. При цьому створюється тонкий структурний стан металу, який забезпечував би максимальну затримку дислокацій і мінімальний їх вихід на поверхню. При алмазному випрасовуванні щільність дислокацій в поверхневому шарі є близькою до граничного значення. Зі збільшенням відстані від поверхні щільність дислокацій зменшується.

Особливість процесу алмазного випрасовування: якщо при інших видах зміцнення повністю або частково видаляється шар металу, деформований на попередній операції, то при алмазному випрасовуванні той шар не видаляється, а зазнає додаткової пружної деформації.

Оптимальне зусилля  $P_y = 300-200\text{H}$ . При  $P_y = 300\text{H}$  зростає глибина зміцненого шару, збільшується мікротвердість в нижніх шарах, проте зменшення мікротвердості у верхньому тонкому поверхневому шарі відбувається за рахунок

зменшення пластичності.

Сили, що виникають при алмазному випрасовуванні. При випрасовуванні сила  $P$  розкладається на складові: нормальну  $P_y$ , тангенціальну  $P_z$  і силу подання  $P_x$ .

Величина сил випрасовування залежить від радіусу форми робочої частини випрасовувача, пластичності і шорсткості оброблюваної поверхні, від глибини впровадження випрасовувача, подання та ін.

$$P_x = C_x R^{0,5} h^{4,5} \sigma_T, \quad P_y = C_y R h \sigma_T, \quad P_z = C_z R^{0,5} h^{4,5} \sigma_T, \quad (1.6)$$

де  $C_x$ ;  $C_y$ ;  $C_z$  – коефіцієнти, що враховують конкретні умови обробки;

$R$  – радіус робочої частини випрасовувача;

$h$  – глибина впровадження випрасовувача;

$\sigma_T$  – межа плинності оброблюваного матеріалу.

Дослідженнями встановлено, що основною силою, яка створює необхідний тиск в зоні контакту інструменту з деталлю, є нормальна складова  $P_y$ . Складові  $P_x$  і  $P_z$  у 10-20 разів менші за  $P_y$ . Тому як силу випрасовування приймають  $P_y$ . Для розрахунків беруть:

$$P = C \varepsilon \sigma_T R^2, \quad (1.7)$$

де  $\varepsilon = h/R$

Оскільки величина  $\sigma_T$  незручна для розрахунків, то зручніше виражати опір деформації поверхневого шару металу через величину його твердості  $HV$ .

Замінімо  $R$  приведеним радіусом:

$$R = (DR)^2 / (D+R)^2, \quad (1.8)$$

де  $D$  – діаметр оброблюваної деталі.

Остаточно:

$$P = \pi \varepsilon HV (DR)^2 / (D+R)^2. \quad (1.9)$$

*Інструменти для випрасовування.* Для виготовлення випрасовувателів використовують природні і синтетичні алмази.

Стійкість природних і штучних алмазів є приблизно однаковою.

Інструмент зі *сферичною* (рис.1.10, а) формою заточування дозволяє обробляти зовнішні, внутрішні і плоскі поверхні як методом випрасовування, так і вібровипрасовуванням.

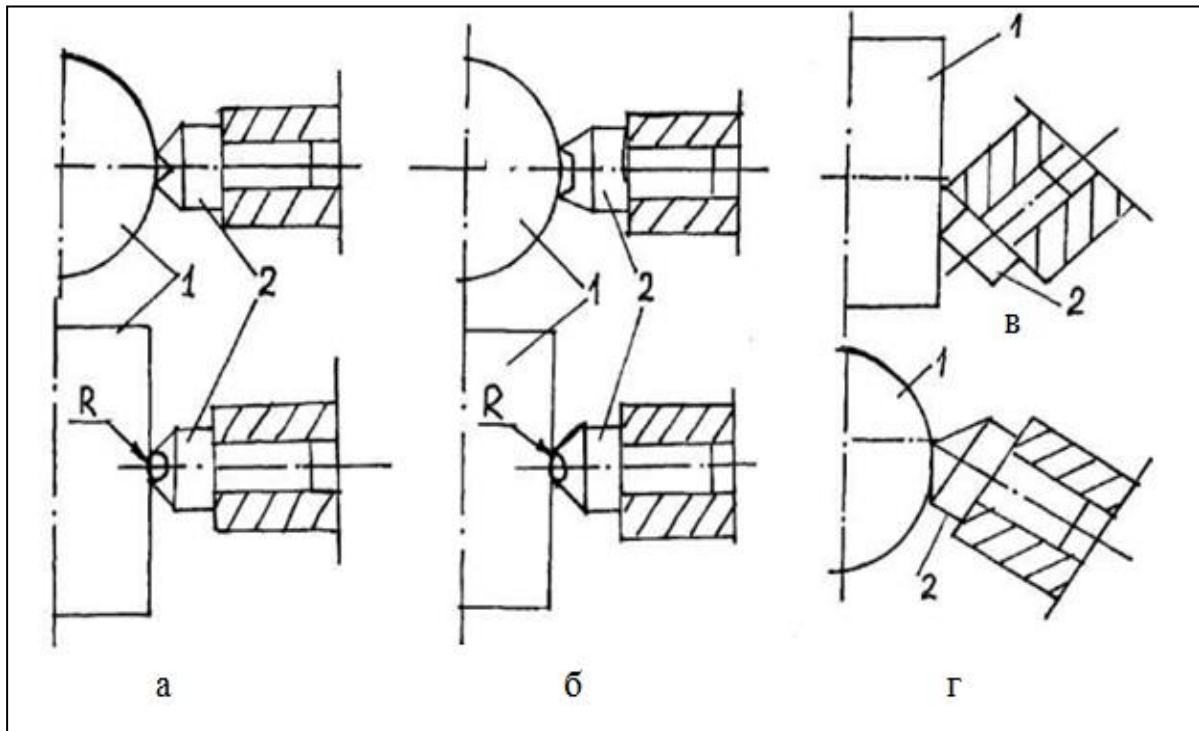


Рис. 1.10. Схема установок випрасовувателів при обробці циліндричної поверхні: а - сферична форма заточування, б - циліндрична, в - тороїдальна, г - конічна; 1 - оброблювана поверхня, 2 – заточування

*Циліндричну* форму (рис.1.10, б) застосовують тільки для обробки зовнішніх циліндричних поверхонь.

*Тороїдальна* форма (рис.1.10, в) широкого застосування не знайшла через відсутність природних і синтетичних алмазів великого розміру.

*Конічний* випрасовувач (рис.1.10, г) працює великою поверхнею конуса.

*Застосування.* Алмазним випрасовувачем можна обробляти майже усі метали, що застосовуються в промисловості, і сплави, за винятком титану, цирконію і ніобію, оскільки вони налипають на робочу частину випрасовувача.

*Деталі:* усі види поверхонь (зовнішні, внутрішні, плоскі, профільні) валів, штоків, циліндрів, поршневих пальців і так далі.

Не можна використати для деталей, що мають нерівномірну твердість.

### *Вібровипрасовування.*

При вібраційному випрасовуванні інструменту у вигляді сфери (інші форми заточування є непридатними) додатково надається зворотно-поступове переміщення по поверхні деталі (рис.1.11).

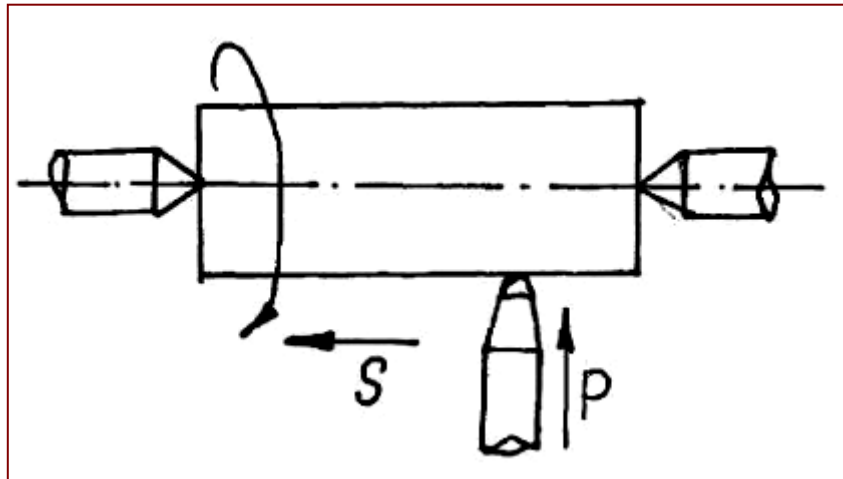


Рис.1.11. Схема вібровипрасовування

В результаті на поверхні утворюється синусоїдальний канал. При обробці інструмент ковзає або по початковій, або по частково вигладженій поверхні, а при кожному подвійному ході змінюється напрям руху інструменту і дуга контакту інструменту з оброблюваною поверхнею.

Мікрорельєф, що отримується при вібровипрасовуванні, за характером щільності синусоїдальних каналів поділяється на 4 види. Варіювання форм, розмірів і розташування мікронерівностей по поверхні досягається зміною режимів обробки:

- швидкості обертання деталі;
- подання інструменту;
- амплітуди і частоти його коливань;
- сили підтиску інструменту до деталі;
- радіусу сферичної частини інструменту.

В якості інструменту тут застосовують кульки діаметром 4-10 мм, і сферичні наконечники з алмазів. У першому випадку обробку ведуть тертям кочення, в другому — тертям ковзання. У першому випадку називається *віброобкатування*, в другому - *вібровипрасовування*.

Переваги вібровипрасовування перед випрасовуванням:

- збільшення залишкової напруги в 1,3-1,7 разів;

- збільшення довжини каналу в 1,5-2 рази;
- підвищення зносостійкості деталі в 1,5 рази;
- можливість виготовлення будь-якого мікрорельєфу для контактуючих тіл;
- можливість утримання масляної плівки в каналах при терті;
- зміцнення з оплавленням поверхні деталі.

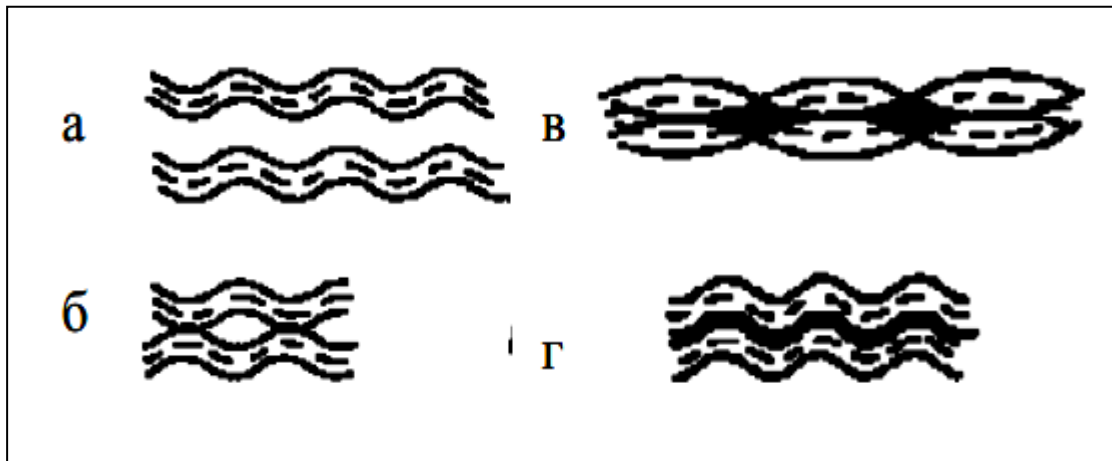


Рис.1.12. Мікрорельєф, що отримується при вібровипрасовуванні:  
 а – канали, що не торкаються один одного; б – канали, що перетинаються;  
 в – канали, що торкаються один одного; г – канали, що накладаються

**Дорнування** – ефективний метод калібрування і обробки внутрішніх поверхонь деталей машин. Інструмент переміщається в отворі з натягом, він є основним технологічним параметром процесу. Процес виконується за один або декілька проходів інструменту. Калібрування підвищує точність отворів і забезпечує високу якість поверхні; процес продуктивний. Дорнування застосовується для обробки отворів (рис.1.13). Формотворна обробка застосовується для отримання на поверхні деталі дрібних шліців і інших рифлень. Товщина зміцненого шару при дорнуванні регулюється натягом, тобто різницею діаметрів дорну "Д" і отворів "d" заготовки.

Методи накочення, випрасовування і деформуючого простягання відносяться до методів *статичної поверхневої деформації*.

Характерною ознакою цих методів є стабільність форми і розмірів ОД в стаціонарній фазі процесу.



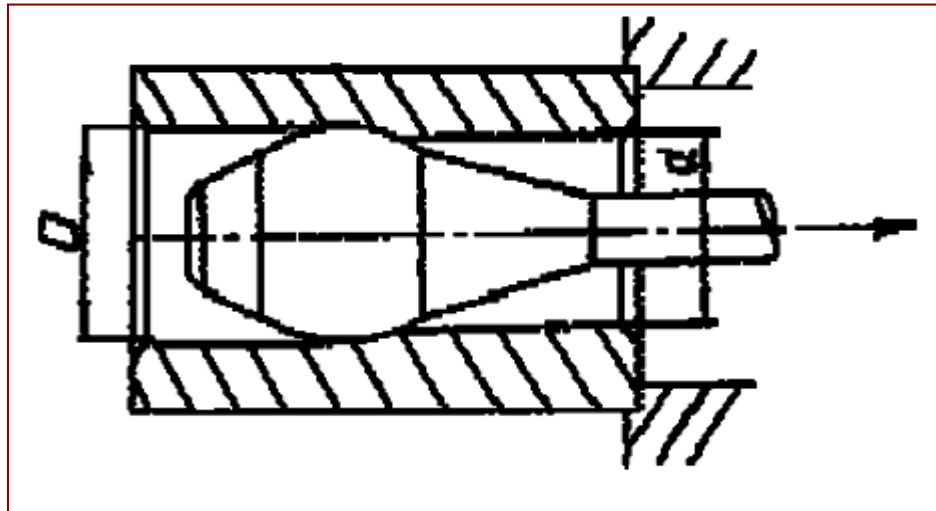


Рис.1.13. Дорнування

Разом з цими методами в машинобудуванні існує велике число методів поверхневої пластичної деформації, що ґрунтуються на динамічній (ударній) дії інструменту на поверхню деталі (рис.1.14).

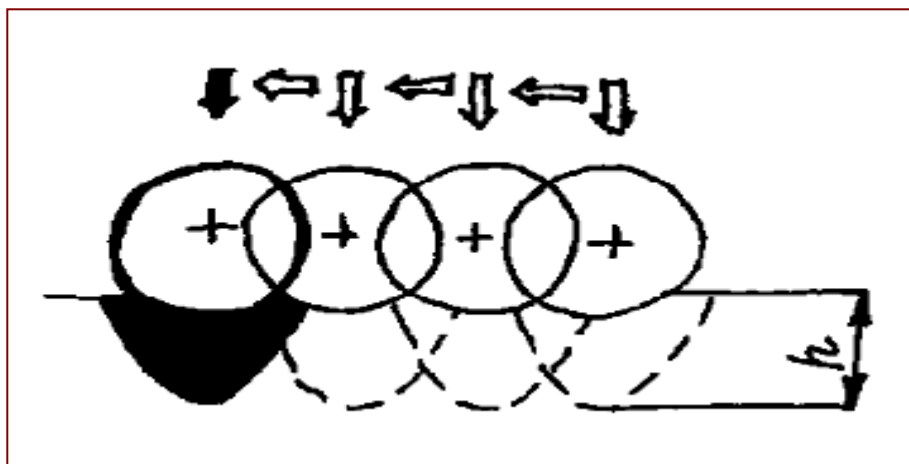


Рис.1.14. Схема обробки поверхневою пластичною деформацією при ударній дії інструменту

У цих процесах інструмент впроваджується в поверхневий шар деталі перпендикулярно профілю поверхні або під деяким кутом до неї. Численні удари, що наносяться інструментом по деталі за заданою програмою або хаотично, залишають на ній велике число локальних пластичних відбитків, які в результаті покривають (з перекриттям або без нього) усю поверхню. Розміри осередку деформації залежать від матеріалу деталі, розмірів і форми інструменту і від енергії удару по поверхні.

При **карбуванні** завдають ударів ударниками з бойками по оброблюваній поверхні за допомогою механічних, пневматичних або електромеханічних

спеціальних пристосувань. Після карбування твердість поверхні зростає на 30...50%, глибина зміцнення – до 30 мм. Карбування ефективно для обробки деталей машин, таких як зубчасті колеса, шліцьові вали з різних матеріалів. Добре зміцнюються карбуванням зварні шви. До методів ударної поверхневої пластичної деформації відносяться карбування, обробка дробом, віброударна, ультразвукова, відцентрово-ударна обробка та ін.

**Дробеструйна обробка** (наkleп) здійснюється за рахунок кінетичної енергії потоку чавунним, сталевим або іншим дробом, який спрямовується, наприклад, роторним дробеметом (рис.1.15).

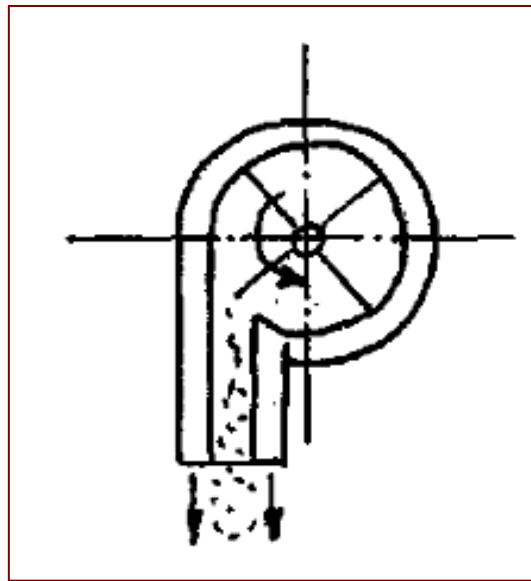


Рис.1.15. Дробеструйна обробка деталі

При обертанні диску під дією відцентрової сили кульки відкидаються до периферії обода, взаємодіють з оброблюваною поверхнею і відкидаються всередину гнізда.

Поверхнева пластична деформація:

- підвищує щільність дислокацій в зміцненому шарі;
- подрібнює початкову структуру;
- підвищує величину твердості поверхні;
- зменшує величину шорсткості;
- підвищує зносостійкість деталей;
- збільшує опір захопленню поверхонь;
- збільшує межу витривалості.

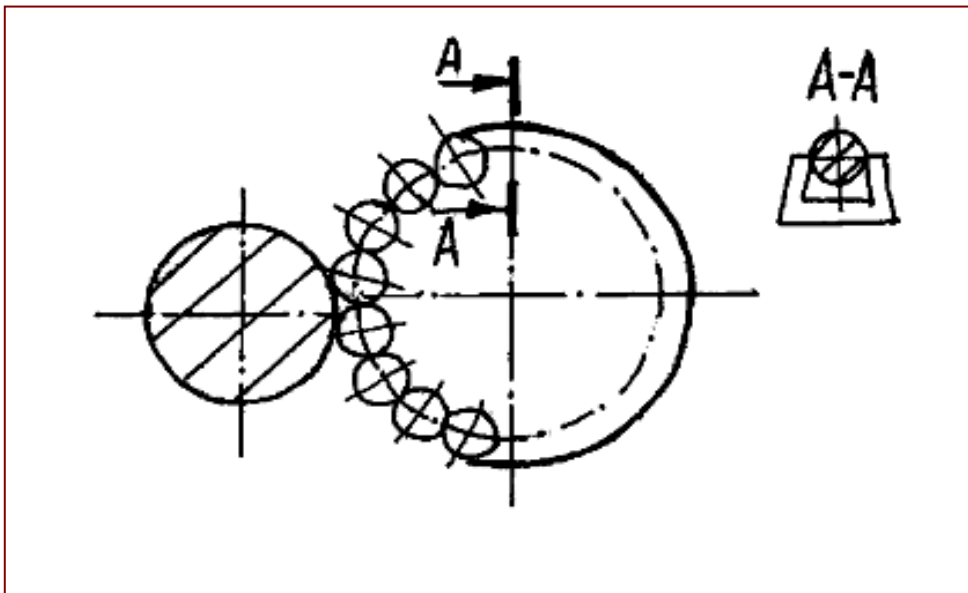


Рис.1.16. Відцентрово-кульова обробка

### 1.5. Суть зміцнення пластичною деформацією

Полікристалічні тверді тіла складаються з великого числа зерен (кристалів), розділених між собою межами. Кожне зерно містить дефекти.

Зерна мають різне орієнтування (рис. 1.17). При додатковій зовнішній нарузі на метал, пластична деформація, в першу чергу, відбудеться в зерні, яке найбільш сприятливо орієнтоване до зовнішньої напруги (тобто з найбільшою дотичною напругою). Зі зростанням зовнішньої напруги спостерігається поступове залучення інших зерен в процес пластичної деформації при збереженні суцільності зерна.

На рис. 1.17 показана схема передачі пластичної деформації від зерна до зерна. Під дією зовнішньої зсувної напруги  $\tau_s$  дислокації, генеровані активним джерелом В, приходять до межі зерна і затримуються біля неї. У міру накопичення дислокацій у точки "Р" росте напруга. Проте цього недостатньо, щоб перейти з одного зерна в інше через кордон MN. Тому поширення ковзання від одного зерна до іншого здійснюється за рахунок того, що при досягненні певного значення напруги в точці "Р", збуджується джерело дислокації в сусідньому зерні, наприклад в точці А.

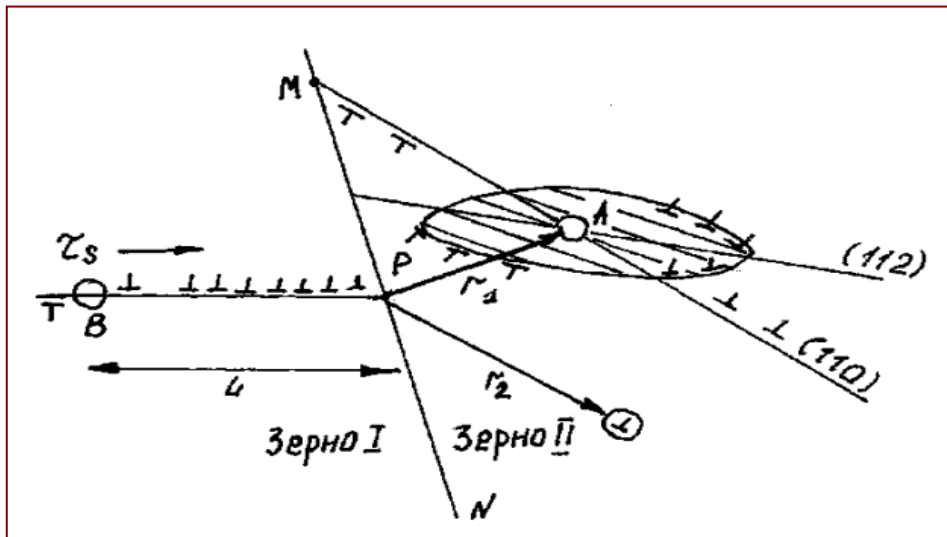


Рис. 1.17 Схема ініціації ковзання (чи двійникування) в сусідньому зерні полікристалу в деякій точці А, що віддалена від вершини плоского нагромадження дислокацій  $\rho$  на відстань  $r_1$

Рух дислокацій, генерованих джерелом А, відбуватиметься по найсприятливіше орієнтованій площині ковзання.

Розглянутий механізм гальмування дислокацій біля кордонів зерна називається *бар'єрним зміцненням*.

Зміцнення більше інтенсивно відбувається на межах зерен, дрібне зерно зміцнюється більш інтенсивно, ніж велике.

Напруга плинності  $\tau_T$  в зерні діаметром  $d$ , відповідно до співвідношень Холла-Петча, залежить від складових:

$$\tau_T = \tau_0 + kd^{0,5}, \quad (1.10)$$

де,  $\tau_0$  – напруга як результат опору руху дислокацій в тілі зерна, не залежного від розміру зерна (внутрішнє тертя);

$k$  – константа, що характеризує труднощі естафетної передачі пластичної деформації від зерна до зерна.

Напруга плинності (опір деформації) зростає зі зменшенням розміру зерна не через наявність межі самої по собі, а через взаємодію між зернами, що розділені цією межею.

Якщо дислокація надійно затримується межею і можливості естафетної передачі деформації є обмеженими, то деформація локалізується в мікрооб'ємах, а напруга плинності зростає.

Істотна локалізація деформацій підвищує концентрацію напруги, що призводить до передчасного руйнування, тобто зниження пластичності.

Разом з величиною зерна на деформаційне зміцнення металів великий вплив чинить кількість і розмір внутрішньозеренних блоків (осередків). З підвищенням міри деформації і зростанням щільності дислокацій відбувається дроблення зерна на блоки по площинах скупчення дислокацій.

Разом з дробленням зерна на блоки відбувається разорієнтація блоків по межах на деякий кут  $\Theta$ . При  $\Theta=2,5-50^\circ$  межа блоків чинить опір руху дислокацій.

За типом опору дислокацій "лісу". Якщо  $\Theta = 2-5^\circ$ , то межі блоків стають місцем скупчення дислокацій, які підвищують деформуючу напругу.

## **2 МЕТОДИ ЛАЗЕРНОГО, ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОГО, ПЛАЗМОВОГО І ДЕТОНАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН**

Існує чотири групи методів зміцнення поверхонь деталей машин концентрованими потоками енергії:

- електронно-променева обробка;
- плазмове і детонаційне напилення;
- вакуумна іонно-плазмова обробка;
- лазерна обробка.

До першої групи відносяться методи, основою яких є перенесення енергії від променевого джерела до оброблюваної поверхні, яка в результаті потужної локальної енергетичної дії набуває нових властивостей.

До другої групи відносяться методи, основу яких складає перенесення речовини від деякого джерела до заздалегідь очищеної оброблюваної поверхні, на якій ця речовина осідає, формуючи захисне покриття.

У третій групі використовується джерело речовини, великі частки якої розігріваються і розганяються до високої енергії і впроваджуються або прилипають до оброблюваної поверхні, формуючи на ній шар нанесеної речовини.

### **2.1. Лазерне зміцнення**

Основою процесу лазерного зміцнення є швидкий нагрів до високої температури (температури плавлення) поверхневого шару металу з подальшим швидким охолодженням шляхом відведення тепла в основний об'єм металу, який залишається практично холодним.

Взагалі необхідне підвищення температури металу можна отримати і стандартними методами – нагрівом в термічній або індукційній печі. Проте ці методи часто є непридатними через неоднорідність нагріву. Крім того, у великогабаритних деталях дуже часто необхідно загартувати тільки частину поверхні, а не увесь об'єм деталі. Поверхневу обробку деталі можна зробити тільки лазерною термообробкою, яка може проводитися з оплавленням і без оплавлення поверхневого шару. Найчастіше використовують обробку без оплавлення зі збереженням початкової шорсткості  $R_a = 0,16-1,25$  мкм. Глибина зміцнюваного шару металу визначається величиною допустимого лінійного

зносу.

Продуктивність лазерного зміцнення визначається:

$$G_{\text{лаз.терм.}} = K_{\text{п}} V d_0, \quad (2.1)$$

де  $K$  – коефіцієнт перекриття;

$V$  – швидкість руху променя (деталі);

$d_0$  – діаметр пучка (ширина доріжки зміцнення),  $d_0 = 1-1,5$  мм. і більше

Можлива обробка доріжками, що перекриваються і не перекриваються. При накладенні доріжки зміцнення відбувається частковий нагрів попередньої зміцненої зони, що може привести до відпуску і зниження твердості. При обробці доріжками, що не перекриваються, проміжок між ними складає 10-30% від площі оброблюваної поверхні, відбувається зменшення зносу в 2-3 рази.

Лазерне зміцнення застосовується для обробки колінчастих валів двигунів, гільз циліндрів, зубчастих коліс, деталей хімічного, нафтового і бурильного устаткування.

## 2.2. Лазерне наплавлення

Лазерне наплавлення порошкових матеріалів забезпечує отримання наплавленого шару високої міри однорідності і якості без значного термічного впливу на шари металу, що пролягають нижче. Застосовують порошки хрому, бору, нікелю, кремнію.

Суть процесу наплавлення полягає в нанесенні на поверхню деталі шару порошку і подальшого його розплавлення променем лазера. Порошок дифундує в основний метал, а швидке охолодження дозволяє отримати однорідну структуру поверхневого шару. Після подальшої шліфовки товщина наплавлення може досягати 0,2-0,4 мм, підвищується зносостійкість наплавленого шару в 2-3 рази

## 2.3. Електронно-променева обробка

Обробка поверхні за цим методом здійснюється потужним електронним пучком у вакуумному середовищі. При цьому потрібний захист оператора від рентгенівського випромінювання, що перешкоджає широкому масовому поширенню такого зміцнення.

Переваги в порівнянні з лазерною обробкою:

- більш високий ККД;
- більш висока потужність;
- менша вартість.

Застосовують наплавлення з порошком алюмінію, заліза і нікелю в середовищі азоту. Знос зменшується в 2 - 4 рази.

Лазерне зміцнення застосовується для обробки колінчастих валів двигунів, гільз циліндрів, зубчастих коліс, деталей хімічного, нафтового і бурильного устаткування.

#### **2.4. Методи детонаційного і плазмового нанесення покриття**

Ці методи відносяться до газотермічних методів, дія яких ґрунтується на повному або частковому нагріві матеріалу покриття до стану плавлення і розпиленням його газовим струменем. Матеріал, що напилюється, може бути у вигляді дроту або порошку. Матеріал, що напилюється, нагрівається від газового полум'я, плазми електричної дуги або від детонації вибухової газової суміші.

У детонаційному методі використовується енергія киснево-ацетиленових вибухів, яка забезпечує необхідне розігрівання і прискорення напилюваного матеріалу, а при плазмовому – енергія плазмового струменя. Розпилені частки матеріалу ударяються в підкладку і розплющуються, утворюючи тонкі шари частинок, що закріплюються на поверхневому шорсткому шарі шляхом механічної і фізико-механічної взаємодії з матеріалом основи. В результаті взаємодії окремих частинок утворюється своєрідна структура напилюваного покриття. Чим більшою є швидкість зіткнення часток, тим вищою є міцність покриття, що наноситься. При детонаційному напиленні швидкість руху напилюваного порошку складає 600-1000 м/с, що в 4-7 разів більше, ніж при плазмовому і газополум'яному методах напилення.

Особливість цих методів зміцнення – можливість наносити тугоплавкі матеріали на металеву підкладку без значного її нагріву (не більше 150°С), тобто наносити покриття на остаточно термооброблені і зміцнені сталі, алюмінієві, титанові і інші сплави після фінішної механічної обробки, не побоюючись зміни властивостей структури поверхневого шару.

Процес плазмового напилення відбувається в два етапи:



- 1) політ і розпилення часток напилюваного матеріалу;
- 2) удар об оброблювану поверхню, з'єднання часток з нею і між собою.

Утворення покриття відбувається внаслідок зіткнення часток з поверхнею оброблюваної деталі, їх сильної деформації, розплющення і розбризкування. В результаті отримують покриття, так само як і у разі детонаційного напилення, яке складається з шарів напилюваного матеріалу, сполучених між собою по контактній поверхні ділянками зварювання, тому міцність і щільність покриття нижче міцності і щільності початкового матеріалу.

При детонаційному напиленні кінетика і механізм формування покриттів визначаються пластичною деформацією часток порошку і підкладки у зоні зіткнення, де відбувається локальне підвищення активності твердої підкладки під дією тиску від удару твердих часток, що викликає пружні сполучення ґраток і пластичну деформацію. Це призводить до збільшення міцності зчеплення покриття з основним металом.

Для підвищення фізико-механічних властивостей напиленого шару і поліпшення адгезії до підкладки застосовують додаткову операцію *оплавлення*. Суть цієї операції: напилений шар нагрівають до температури, близької до його плавлення. В результаті нагріву між напиленим шаром і основним металом протікає дифузійний процес, і при охолодженні утворюється щільне покриття. Пори, що залишаються після напилення, заповнюються розплавленою частиною напиленого матеріалу. Після охолодження створюється рівномірний тонкий однорідний шар. При цьому охолодження ведуть разом з піччю.

Способи оплавлення:

- плазмовим або газовим пальником;
- в електричній печі;
- в соляній ванні;
- ТВЧ.

Методом детонації напилюють пластичні метали і сплави (Cu, Ni, Fe та ін.), тверді непластичні метали і тугоплавкі з'єднання (W, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> та ін.)

Застосування: моторобудування; авіаційне, хімічне і металургійне машинобудування; інструментальне виробництво; ракетна, космічна і ядерна техніка; станко- і приладобудування; При плазмовому напиленні в якості плазмоутворюючих газів використовують аргон, неон, азот, водень, гелій, аміак, природний газ і їх суміші. Порошок вводиться в плазмовий струмінь.

## 2.5. Плазмове поверхнєве зміцнення деталей

Однією з найбільш перспективних обробок є плазмова технологія, що інтенсивно розробляється як в нашій країні, так і за кордоном. Використання низькотемпературної плазми ефективно не лише для переплавки металів і сплавів; напилення зносостійких, жароміцних і корозійностійких покриттів, різання і зварювання різних матеріалів, але і для поверхневого зміцнення різних виробів.

Плазмове поверхнєве зміцнення знаходить широке застосування як в умовах дрібносерійного і одиничного (у тому числі ремонтного), так і великосерійного і масового виробництва. Суть його полягає в термічних фазових і структурних перетвореннях, що відбуваються при швидкому концентрованому нагріві робочої поверхні деталі плазмовим струменем (дугою) і тепловідводі в матеріал деталі.

## **3 ВАКУУМНЕ ІОННО-ПЛАЗМОВЕ ЗМІЦНЕННЯ, ІОННЕ МАГНЕТРОННЕ РОЗПИЛЕННЯ, ІОННЕ ЛЕГУВАННЯ**

### **3.1. Вакуумне іонно-плазмове зміцнення**

Серед методів нанесення захисних покриттів, заснованих на впливі на поверхню деталі потоків частинок і квантів з високою енергією, велика увага приділяється вакуумним іонно-плазмовим методам. Характерною їх рисою є пряме перетворення електричної енергії в енергію технологічного впливу, засноване на структурно-фазових перетвореннях в осадженому на поверхні конденсаті або в самому поверхневому шарі деталі, що вміщена в вакуумну камеру.

Основною перевагою даних методів є можливість створення вельми високого рівня фізико-механічних властивостей матеріалів в тонких поверхневих шарах, нанесення щільних покриттів з тугоплавких хімічних сполук, а також алмазоподібних, які неможливо отримати традиційними методами. Крім того, ці методи дозволяють:

- забезпечувати високу адгезію покриття до підложки;
- отримувати рівномірні покриття по товщині на великій площі;
- варіювати склад покриття в широкому діапазоні, в межах одного технологічного циклу;
- отримати високу чистоту поверхні покриття;
- забезпечувати екологічну чистоту виробничого циклу.

Методи вакуумної іонно-плазмової технології:

1) Зміна поверхневих шарів:

- іонно-дифузійне насичення; (іонне азотування, коксування, борування і ін.);
- іонне (плазмове) травлення (очищення);
- іонна імплантація (впровадження);
- відпал у тліючому розряді;

2) Нанесення покриттів:

- полімеризація в тліючому розряді;
- іонне осадження (в тріодній розпилювальній системі, діодній розпилювальній системі, з використанням розряду в катоді);
- електродугове випаровування;

- іонно-кластерний метод;
- катодного розпилення (на постійному струмі, високочастотне);
- хімічне осадження в плазмі тліючого розряду.

Сучасні вакуумні іонно-плазмові методи зміцнення (модифікування) поверхонь деталей машин включають наступні етапи:

- генерацію (утворення) корпускулярного потоку речовини;
- активізацію, прискорення і фокусування;
- конденсацію і впровадження в поверхню деталей (підложок).

*Генерація:* корпускулярного потоку речовини можлива його випаровуванням (сублімацією) і розпиленням.

*Випаровування:* перехід конденсованої фази в пар здійснюється в наслідок підведення теплової енергії до речовин, що випаровуються.

Тверді речовини зазвичай при нагріванні розплавляються, а потім переходять в газоподібний стан. Деякі речовини переходять в газоподібний стан, минаючи рідку фазу. Такий процес називається *сублімацією*.

Нагрівання матеріалу, який випаровує речовину може здійснюватися:

- за рахунок виділення Джоулевого тепла при проходженні електричного струму через випаровуваючий матеріал або через випарник;
- в результаті бомбардування поверхні металу прискореним потоком електронів (електронно-променевої нагрів) або квантами електромагнітного випромінювання (лазерний нагрів);
- високочастотним електричним магнітним полем (індукційний нагрів);
- електричною дугою.

Вибір способу нагрівання і конструкція установки залежать від природи випаровування, його вихідної форми (гранули, порошок, дріт), необхідної швидкості випаровування, сталості в часі і т.д.

Найбільшого поширення набув нагрів за допомогою електронного бомбардування, що дозволяє досягати температури 4000°C і щільності енергії в промені до  $5 \times 10^8$  Вт /см<sup>2</sup>.

Електронно-променевої спосіб нагріву полягає в тому, що на зразок металу направляють потік електронів від катода, прискорених електричним полем до енергії 5-25 кеВ. Потік електронів (електронний промінь) отримують за допомогою електронно-променевих гармат.

Середня енергія частинок в потоці, утвореному випаровуванням, невисока, тому необхідно збільшити енергію частинок, які прибувають на підкладку.

Простим способом прискорення заряджених частинок є електричне поле, але так як для створення потоків в основному використовуються нейтральні частинки, їх активацію можна здійснювати дією на атоми потоком електронів, іонів, атомів або фотонів.

В результаті утворення активованого корпускулярного потоку в контакт із підложкою металу деталі, входять нейтральні частинки (збуджені і не збуджені) з високою енергією і іони. Процес взаємодії такого складного за складом потоку з поверхнею металу зводиться до протікання взаємопов'язаних фізичних явищ: конденсація, впровадження і розпилення.

### 3.2. Іонне розпилення

Іонні розпилювачі поділяють на дві групи:

- плазмоіонні розпилювачі, в яких мішень знаходиться в газорозрядній плазмі, що створюється за допомогою тліючого, дугового і високочастотного розряду. Розпилення відбувається в результаті бомбардування мішені іонами, що вилучаються з плазми;
- автономні джерела без фокусування і з фокусуванням іонних пучків, бомбардують мішень.

У найбільш простому випадку система розпилення складається з двох електродів, поміщених в вакуумну камеру (рис. 4.1).

Розпилюючи мішень з матеріалу, що наноситься, розташовують на катоді. На іншому електроді, на відстані в кілька сантиметрів від катода, встановлюють деталі (підложки).

Камеру вакуумують, а потім наповнюють робочим газом (найчастіше аргоном) до тиску 1,33Па. На електрод з підложки подають негативний потенціал, запалюють газорозрядну плазму і бомбардуванням іонами проводять очищення їх від поверхневих забруднень. Далі негативний потенціал прикладають до мішені і розпилюють її. Розпилені частки рухаються через плазму розряду, осідають на деталях і утворюють покриття. Велика частина енергії іонів, що бомбардують мішень (до 25%), переходить в тепло, яке відводиться водою, що охолоджує катод.

Переваги: можливість отримання покриттів з тугоплавких металів, сплавів і хімічних сполук.

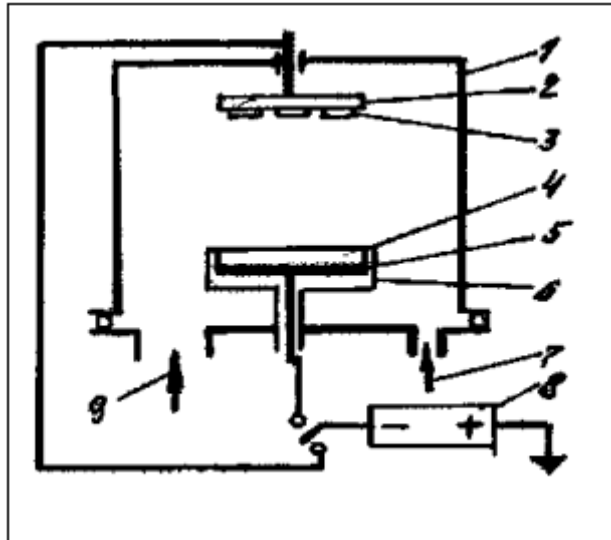


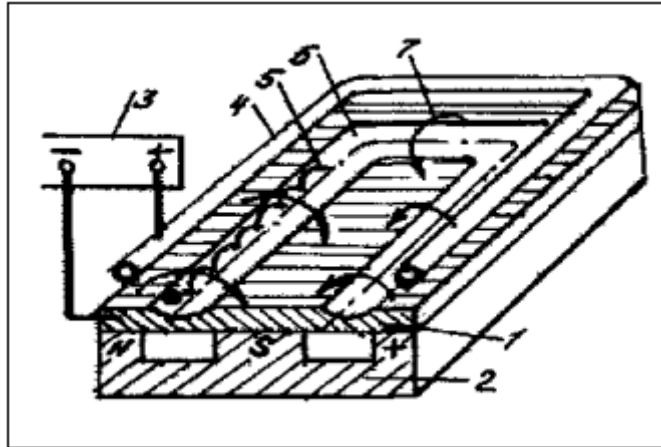
Рис. 3.1. Принципова система розпилення:

- 1 – камера; 2 – підложкотримач; 3 – деталі (підложки);  
 4 – мішень; 5 – катод; 6 – екран; 7 – підведення робочого газу;  
 8- джерело живлення; 9- відкачка

### 3.3 Магнетронне розпилення

Нанесення покриттів у вакуумі за допомогою магнетронних систем полягає в розпиленні твердої мішені напилюваного матеріалу іонами інертного газу, що утворюються в плазмі аномального тліючого розряду при накладанні на нього магнітного поля, силові лінії якого ортогонально перетинають силові лінії магнітного поля. Основними елементами магнетрона є катод - мішень, анод і магнітна система (рис.3.2). Силові лінії магнітного поля замикаються між полюсами магнітної системи. Поверхня мішені, розташована між системами входу і виходу силових ліній магнітного поля, інтенсивно розпорошується і має вигляд замкнутої доріжки, геометрія якої визначається формою полюсів магнітної системи. При подачі постійної напруги між мішенню (негативний потенціал) і анодом (позитивний потенціал) виникає неоднорідне електричне поле і збуджується тліючий розряд.

Наявність замкнутого магнітного поля на розпилюючій поверхні мішені дозволяє локалізувати плазму розряду безпосередньо у мішені. Емітовані з катода під дією іонного бомбардування електрони захоплюються магнітним полем, і їм надається складний циклоїдальний рух по замкнутих траєкторіях у поверхонь мішені.



1 – катод (мішень); 2 – магнітна система; 3 – джерело живлення; 4 – анод;  
5 – траєкторія руху електрона; 6 – зона розпилення; 7 – силова лінія магнітного поля

Рис. 3.2. Схема магнетронної розпилювальної системи з плоскою мішенню:

Електрони опиняються «в пастці», яка створюється, з одного боку, магнітним полем, що повертає їх на катод, а з іншого боку – поверхнею мішені, що їх відштовхує. Електрон циркулює в цій пастці до тих пір, поки не відбудеться кілька іонізуючих зіткнень з атомами робочого газу, в результаті яких він втратить отриману від електричного поля енергію. Таким чином, більша частина енергії електрона, перш ніж він потрапляє на анод, використовується на іонізацію і збудження, що значно збільшує ефективність процесу іонізації і призводить до зростання концентрації позитивних іонів біля поверхні мішені. Це, в свою чергу, призводить до збільшення інтенсивності іонного бомбардування мішені і значного зростання швидкості осадження покриття.

### 3.4. Іонне осадження покриттів

До покриттів іонного осадження відносять методи, в яких осаджена плівка піддається інтенсивному впливу іонного компонента корпускулярного потоку, що забезпечує зміни в структурі і властивостях як перехідної зони, так і самого покриття. Такий результат можливий або при високому ступені іонізації корпускулярного потоку (газоподібного або металевого) речовини, яка осаджується, або при високій енергії іонного компонента корпускулярного потоку.

За типом джерела генерації металевого компонента потоку розрізняють іонно-термічні системи розпилення і холодні системи. В перших системах переведення матеріалу, що переноситься, з твердого в пароподібний стан здійснюється в результаті термічного нагріву, по-друге – розпиленням з поверхні інтегрально - холодної мішені (катода).

Ці методи дозволяють одержувати покриття з високими службовими характеристиками, кристалізацією плівок і їх властивостями. У машинобудуванні вони знайшли застосування для отримання зносостійких і корозійностійких покриттів як з чистих металів, так і зі з'єднань.

Недолік: низький відсоток іонізованих частинок в загальному потоці випаровується, що впливає на адгезійні властивості, характеристики покриття і умови протікання реакції з реактивним газом.

### **3.5. Іонно-дифузійне насичення**

Система іонного насичення представляє собою вакуумну камеру, яка в електричному плані реалізована як двохелектродна схема: катод-електрод з деталями; другий електрод (анод) – заземлений корпус вакуумної камери. Для проведення процесу іонами насичення в вакуумну камеру подається легуючий матеріал (елемент або хімічна сполука) в газоподібному (пароподібному) стані, а до деталей прикладається негативний потенціал 300÷1000 В. Поверхня деталі бомбардується позитивними іонами легуючого елемента з газорозрядної плазми, що дозволяє значно скоротити тривалість процесу насичення поверхні.

Цей метод найбільш широко застосовується при азотуванні сталей і металів.

Переваги над печами звичайного газового азотування:

- скорочення тривалості циклу в 3-5 разів;
- зменшення деформації деталей в 3-5 разів;
- можливість проведення регульованих процесів азотування з отриманням шарів із заданим складом і структурою;
- можливість зменшення температури процесу азотування до 350-400<sup>0</sup>С, що дозволяє уникнути пониження міцності матеріалу серцевини виробів;
- зменшення крихкості шару і підвищення його службових характеристик;
- простота захисту окремих ділянок деталей від азотування;
- усунення небезпеки вибуху печі;



- зниження питомих витрат електричної енергії в 1,5-2 рази і робочого газу в 30-50 разів;
- поліпшення умов праці термістів.

Недоліки:

- неможливість прискорення процесу шляхом збільшення щільності іонного потоку, тому що в результаті перегріву деталей знижується поверхнева твердість;
- інтенсифікація процесу іонного азотування;
- накладення магнітного поля з метою збільшення щільності струму і зниження тиску газу;
- за рахунок створення поверхні деталі заданої конфігурації відбувається попереднє пластичне деформування, термічна обробка.

### **3.6. Іонне легування (імплантація)**

При імплантації тонкий поверхневий шар насичується елементом, потоком іонів якого поверхня обробляється (бомбардується). Імплантований елемент може входити в кристалічну решітку основи у вигляді твердого тіла або утворювати дрібнокристалічні виділення хімічних сполук з компонентами матеріалу основи. Крім того, при впровадженні іона в кристалічну решітку ініціюється зміщення атомів, що призводять до утворення великої кількості дефектів кристалічної решітки. Товщина цього шару, насиченого дефектами і внаслідок цього зміцненого, у багато разів перевищує глибину проникнення іонів. Товщина модифікованого шару складає кілька мікронів.

Імплантація істотно знижує знос і тертя, збільшує антикорозійні властивості металу.

## 4 МАГНІТНЕ ЗМІЦНЕННЯ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Електромагнітне поле успішно застосовують в сучасній техніці і технології для управління властивостями тіла і рідини. У передових країнах світу магнітну обробку використовують для поліпшення властивостей конструкційних матеріалів, води, розчинів, дисперсних систем, гуми, ріжучого і вимірювального інструмента, зубчастих коліс, тросів, заклепок, станин, бурів і т.п. Впровадження магнітної обробки дозволяє зменшити залишкові і втомні напруги в деталях і конструкціях, підвищити зносостійкість і довговічність різних деталей.

### 4.1. Методи магнітної обробки

Застосовані на практиці методи магнітної обробки матеріалів розрізняються за своїми фізичними методами і технології виробництва.

Методи магнітної обробки:

- одним імпульсом постійного магнітного поля напруженістю  $100 \div 1000 \text{ кА/М}$  при різній тривалості впливу:  $10 \div 300 \text{ с}$  і більше;
- імпульсним магнітним полем напруженістю  $50 \div 2000 \text{ кА / М}$  при тривалості імпульсу  $0,1 \div 10 \text{ с}$  і з різною кількістю імпульсів.

Методи обробки постійним магнітним полем:

- обробка одним імпульсом з подальшим розмагнічуванням через  $8 \div 24$  години;
- обробка спрямованою (локальною) концентрацією магнітного потоку на заготовку;
- обробка без подальшого розмагнічування;
- динамічна обробка, коли деталь в полі постійної напруженості обертається з деяким прискоренням частоти обертання ( $1 \div 50 \text{ с}$ ) протягом  $1 \div 5$  секунд;
- обробка при вільному переміщенні заготовки всередині індуктора;
- обробка деталі при вільному переміщенні в безпосередній близькості від середини індуктора.

Методи імпульсної магнітної обробки:

- обробка без подальшого розмагнічування;
- багатоциклова обробка ( $2 \div 10$  циклів) з витримкою між циклами  $1 \div 20$

хвилин;

- обробка із застосуванням феромагнітних сердечників і локальних концентраторів магнітного поля;
- обробка в металевих контейнерах або камерах із застосуванням феромагнітної рідини або феромагнітного порошку;
- комбіновані методи.

Перспективні методи імпульсної магнітної обробки:

- з наростаючою амплітудою імпульсу. Застосовують для зняття напружень у виробках, що працюють при ударних навантаженнях. Режим:  $H=100 \div 800 \text{кА} / \text{М}$ , час циклу обробки  $0,1 \div 1,0 \text{с}$ , число циклів  $2 \div 10$ , час витримування між циклами  $1 \div 20$  хвилин.

- з обертанням деталі в соленоїдах. Застосовують для зняття напружень в місцях зварювання різнорідних матеріалів. Режим:  $H = 100 \div 800 \text{кА} / \text{М}$ , число циклів  $2 \div 10$ , час витримування  $1 \div 20$  хвилин, частота обертання деталі в соленоїді  $1000 \div 10000 \text{хв}^{-1}$  протягом 1-5 хв;

- обертовим магнітним полем. Застосовують для підвищення довговічності готових виробів. Режим:  $H = 100 \div 800 \text{кА} / \text{М}$ , час циклу  $0,1 \div 1,0 \text{с}$ , число циклів  $2 \div 10$ ;

- холодом і імпульсним магнітним впливом. Застосовують для зміцнення відповідальних деталей, що працюють при низьких температурах. Режим: обробка в контейнерах при  $100 \div 2000 \text{С}$ ,  $H = 400 \div 2000 \text{кА} / \text{М}$ , час циклу  $0,3 \div 2 \text{с}$ , число циклів  $1 \div 10$ , час між імпульсами  $30 \div 3000 \text{с}$ , розмагнічування;

- імпульсна магнітна обробка у вакуумі із застосуванням захисних покриттів. Застосовують для зміцнення деталей, що працюють в вакуумі:  $H=400 \div 2000 \text{кА} / \text{М}$ , час циклу  $0,3 \div 2,0 \text{с}$ , число циклів  $1 \div 10$ , час між імпульсами  $30 \div 3000 \text{с}$ .

- термічна обробка металів в магнітному полі.

## 5 ЗМІЩЕННЯ ДЕТАЛЕЙ НАПЛАВЛЕННЯМ

Застосування наплавлення робочих поверхонь дозволяє підвищити їх довговічність і зносостійкість шляхом нанесення металу відповідного хімічного складу і фізико-механічних властивостей.

Сутність процесу наплавлення полягає в тому, що з джерел нагріву присадний метал розплавляється і переноситься на поверхню, що наплавляється. При цьому розплавляється метал поверхневого шару основного металу і разом з розплавленим присадним металом утворює шар наплавленого металу.

Одним з важливих параметрів процесу наплавлення є глибина проплавлення основного металу: чим менше глибина проплавлення, тим менше основного металу в наплавленому. Хімічний склад наплавленого металу буде ближче до присадних. Зазвичай хімічний склад присадочного металу і металу наплавлення вирівнюється в другому – третьому шарі.

На глибині проплавлення розташовується перехідна зона від основного металу до наплавленого. Ця зона вважається найбільш небезпечною, з точки зору руйнування металу. Метал перехідної зони крихкий через велику швидкість охолодження металу шва, має підвищену схильність до утворення холодних тріщин через велику неоднорідність хімічного складу металу і, відповідно, велику різницю коефіцієнтів лінійного розширення. З цього виходить, що чим більша глибина проплавлення, тим більша зона ослабленої ділянки і тим нижче міцність деталі. І навпаки, чим менша глибина проплавлення, тим щонайменше втрачається міцність деталі. Метал наплавлення за хімічним складом наближається до присадних, при цьому відпадає необхідність в накладенні другого шару.

Виходячи з розглянутого, вибір обладнання для наплавлення, режимів і технології повинен проводитися з умови забезпечення мінімальної глибини проплавлення основного металу.

При товщині наплавленого шару більше 5 мм наплавку бажано вести в два шари для зменшення глибини проплавлення.

Вибір режимів наплавлення залежить від товщини наплавленого шару.

Вибір матеріалів для наплавлення проводиться згідно з вимогами до деталі в залежності від виду зношування. Наприклад, для умов абразивного зношування потрібна висока твердість наплавленого металу, яка забезпечується використанням матеріалів з підвищеним вмістом вуглецю, хрому, марганцю,

вольфраму.

Для умов корозійного зношування стійкість досягається легуванням металу хромом у кількості більше 12% (нержавіючі сталі).

Виконання наплавних робіт здійснюється різними способами, основними з яких є ручне дугове напавлення, автоматичне дугове напавлення під флюсом, напавлення в середовищі вуглекислого газу, вібродугове, плазмове і газове напавлення.

Ручне дугове напавлення застосовується при індивідуальному способі виконання ремонтних робіт.

Для відновлення деталей типу валів, що працюють при нормальних умовах, рекомендують електроди ОЗН 400, що забезпечують твердість HB 375 - 425 без термічної обробки.

Напавлення деталей, що працюють при корозійному зношуванні, виконується електродами ЦН-6М, хімічний склад напавленого металу 08X17H8C6Г або ЦН-5 (24X12).

Для деталей, що працюють в умовах абразивного зносу, рекомендуються електроди Т-590 (Е-320, Х25С3ГР).

Для напавлення можуть застосовуватися і зварювальні електроди, але механічні властивості напавленого металу низькі; автоматична напавлення під флюсом рекомендується при великому обсязі ремонтних робіт.

Сутність процесу напавлення полягає в тому, що дуга горить під шаром флюсу. Під дією тепла дуги розплавляються електродний дріт, основний метал і частина флюсу. Розплавлений метал електрода переноситься на основний, утворюючи шар напавленого флюсу, який надійно захищає рідкий метал від контакту з повітрям.

Напавлення в середовищі вуглекислого газу досить широко застосовується для відновлення розмірів зношених деталей.

Сутність процесу полягає в тому, що зварювальна дуга горить в середовищі вуглекислого газу, який оберігає розплавлений метал від контакту з повітрям.

### **5.1. Вібродугове напавлення**

Суть методу вібродугового напавлення полягає в тому, що електродному дроту при русі в зону дуги надаються додаткові поздовжні коливання великої

частоти. Такі коливання забезпечують більш високу стабільність горіння дуги і дозволяють значно знизити параметри режиму наплавлення (силу зварного струму і напругу) в порівнянні з наплавленням в середовищі вуглекислого газу. На цьому принципі розроблено багато конструкцій автоматів для наплавлення.

## **5.2. Плазмове наплавлення**

Сутність плазмового наплавлення полягає в розплавленні присадного металу струменем плазми і перенесенням його на основний метал. Плазма являє собою спрямований потік іонізованих частинок газу, які мають температуру  $(10-30) \cdot 10^3$ °C. Отримують плазму в спеціальних пристроях - плазмотронах при пропусканні газу через стовп електричної дуги.

Для здійснення процесу наплавлення електродний дріт подають в зону плазмової дуги, метал електрода плавиться і переноситься на деталь.

Для припинення процесу наплавлення плазмотрон відривають від деталі, основна дуга гасне, але продовжує горіти чергова дуга.

В якості наплавленого матеріалу можуть використовуватися не тільки порошки металів, але і неметалів (керамічний порошок). Це дозволяє нанести кераміку на метали.

## **5.3. Газове наплавлення деталей**

Газове наплавлення застосовується рідко, в основному при індивідуальному способі виконання ремонтних робіт, через труднощі механізації процесу.

Плавлення металу здійснюється газовим полум'ям, що утворюється при згорянні кисню в середовищі ацетилену. Температура полум'я в зоні ядра становить 3100 – 3200°С.

Захист розплавленого металу від окислення здійснюється самим газовим полум'ям і флюсами. Як матеріал використовують буру або суміш борної кислоти.

Як присадочний метал при газовому наплавленні використовують прутки того ж складу, що й основний метал.

Режим наплавлення визначається потужністю газового пальника, тобто витратою ацетилену. Потужність залежить від товщини шару, що наплавляється.

Газове наплавлення найчастіше застосовується для заправлення дефектів на корпусних деталях.

При наплавленні на чавунні вироби в якості наплавлених матеріалів використовують чавунні прутки приблизно того ж складу. Процес виконується вуглецевим полум'ям, тобто з великою витратою ацетилену.

При наплавленні металу на алюмінієві вироби в якості присадного матеріалу використовують алюмінієві прутки.

## 6 ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА

### 6.1. Загальні закономірності

*Хіміко-термічною обробкою* називають обробку, яка полягає в поєднанні термічного та хімічного впливу з метою зміни складу, структури і властивостей поверхневого шару деталі в необхідному напрямку. При цьому відбувається поверхневе насичення металевих матеріалів відповідним елементом (С, N, В, Al, Cr, Si, Ti і ін.) шляхом його дифузії в атомарному стані із зовнішнього середовища (твердого, газового, парового, рідкого) при високій температурі.

Широке застосування хіміко-термічної обробки в різних областях техніки пояснюється тим, що більшість деталей машин і механізмів працюють в умовах зносу, кавітації, циклічних навантажень, корозії при криогенних або високих температур, при яких максимальні напруження виникають в поверхневих шарах металу.

Мета хіміко-термічної обробки металів та їх сплавів є їх поверхневе зміцнення, захист від корозії, підвищення надійності і довговічності деталей машин.

Хіміко-термічна обробка включає наступні основні взаємопов'язані стадії:

- 1) утворення активних атомів в насиченому середовищі і дифузію їх до поверхні оброблюваного металу;
- 2) адсорбцію активних атомів, що утворилися, поверхнею насичення;
- 3) дифузію – переміщення адсорбційних атомів всередині металу.

Розвиток процесу дифузії призводить до утворення дифузійного шару, під яким розуміють шар матеріалу деталі у поверхні насичення, відрізняється від вихідного матеріалу за хімічним складом, структурою і властивостями (рис. 6.1). Матеріал деталі під дифузійним шаром, не порушений впливом активного середовища, називається серцевиною.

Найкоротша відстань від поверхні насичення до серцевини становить загальну товщину дифузійного шару. При контролі хіміко-термічної обробки користуються ефективною товщиною дифузійного шару, під якою розуміють найкоротшу відстань від поверхні насичення до ділянки, що характеризується встановленим граничним номінальним значенням базового параметра. Під базовим параметром дифузійного шару розуміють параметр матеріалу, що служить у даному випробуванні критерієм зміни якості в залежності від відстані



від поверхні насичення. В якості базового параметру приймають концентрацію дифундуючого елементу, або властивості, або структурну ознаку.

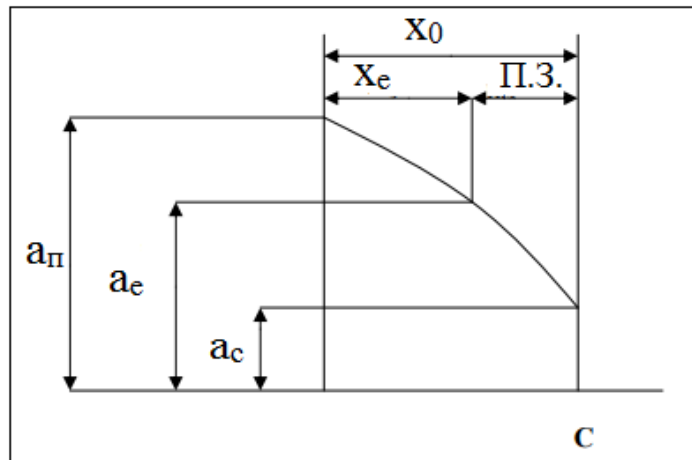


Рис. 6.1. Схема дифузійного шару: П.З. – перехідна зона; С – серцевина;  $x_0$  – загальна товщина дифузійного шару;  $x_e$  – ефективна товщина дифузійного шару;  $a_p$  – значення базового параметру у поверхні;  $a_e$  – граничне значення базового параметру, встановлене для ефективної товщини;  $a_c$  – значення базового параметру для серцевини

Прилеглу до серцевини внутрішню частину дифузійного шару, протяжність якої визначається різницею загальної та ефективної товщини, називають перехідною зоною дифузійного шару (рис. 6.1).

Важливий етап хіміко-термічної обробки - дифузія. У металах утворення твердих розчинів заміщення в основному відбувається за вакансійним механізмом. При утворенні твердих розчинів впровадження реалізується механізм дифузії по міжвузловинам.

## 6.2. Дифузійне насичення сплавів вуглецем і азотом

Дифузійне насичення сталі вуглецем, азотом і спільно цими елементами – широко поширені в промисловості процеси хіміко-термічної обробки.

*Цементациєю* називається хіміко-термічна обробка, яка полягає в дифузійному насиченні поверхневого шару сталі вуглецем при нагріванні у відповідному середовищі – карбюризаторі. Цементацию проводять при температурах вище точки  $A_{c3}$  (930 - 950°C), коли стійкий аустеніт, що розчиняє вуглець у великих кількостях.

Для цементації використовують низьковуглецеві (0,1 – 0,18%С), частіше леговані сталі (15Х, 18ХГТ, 20ХНМ, і ін.). Деталі надходять на цементацію після механічної обробки з припуском на шліфування (50 – 100 мкм). У багатьох випадках цементації піддають тільки частину деталі: тоді ділянки, які не підлягають зміцненню, захищають тонким шаром малошпаристої міді (0,02 - 0,05 мм), яку наносять електролітичним способом або ізолюють спеціальними обмазками.

Цементований шар має змінну концентрацію вуглецю по товщині, спадаючу від поверхні до серцевини деталі (рис.6.2). У зв'язку з цим у структурі цементованого шару можна розрізнити (від поверхні до серцевини) три зони: заевтектоїдну, яка складається з перліту і вторинного цементиту, що утворює сітку по колишньому зерну аустеніту; евтектоїдну, яка складається з пластинчастого перліту; доевтектоїдну – з перліту і фериту. Кількість фериту в цій зоні невпинно зростає.

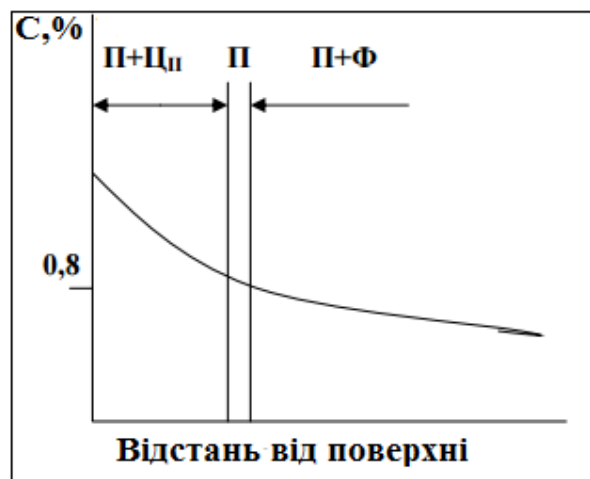


Рис. 6.2. Зміна концентрації вуглецю по глибині цементованого шару

При високій концентрації вуглецю (більше 1,2 – 1,3%) на поверхні шару утворюється груба сітка або цементит, який виділяється у вигляді голок, що негативно позначається на міцності дифузійного шару. Основні види цементації – тверда і газова. Газова цементація є більш досконалим технологічним процесом, ніж тверда. Вона має ряд переваг в порівнянні з цементацією в твердому карбюризаторі. У разі газової цементації можна отримати задану концентрацію вуглецю в шарі, скорочується тривалість процесу, забезпечується можливість повної механізації і автоматизації процесу, значно спрощується подальша термічна обробка деталей, так як загартування можна проводити

безпосередньо з цементацийної печі (процес ведуть при 910 - 930°C 6 - 12 год).



Остаточні властивості цементовані вироби набувають внаслідок термічної обробки після цементациї. Ця обробка необхідна для того, щоб виправити структуру і подрібнити зерно серцевини і цементованого шару, яке неминуче збільшується під час тривалої витримки при високій температурі цементациї, отримати високу твердість в цементованому шарі і гарні механічні властивості серцевини.

У більшості випадків, особливо при обробці спадково дрібнозернистих сталей, застосовують загартування вище точки  $A_{c1}$  (серцевини) при 820-850°C. Це забезпечує подрібнення зерна, повне загартування цементованого шару, часткову перекристалізацію і подрібнення зерна серцевини.

При газовій цементациї часто застосовують загартування без повторного нагріву, а безпосередньо з цементацийної печі після підстижування виробів до 840 - 860°C. Така обробка не виправляє структуру цементованого шару і серцевини, тому її застосовують лише для виробів, виготовлених зі спадково дрібнозернистих сталей.

Після цементациї термічна обробка іноді складається з загартування і відпуску. Перше загартування (або нормалізацію) з нагрівом до 880 – 900°C (вище точки  $A_{c3}$  серцевини) призначають для виправлення структури серцевини. Друге загартування проводять з нагріванням до 760 – 780°C для усунення перегріву цементованого шару і надання йому високої твердості.

Недолік такої термообробки – складність технологічного процесу, можливість окислення і знеуглецювання.

Заключною операцією термічної обробки цементованих виробів є низький відпуск при 160 – 180°C, що переводить мартенсит загартування в поверхневому шарі в відпущений мартенсит та знімає напруги і поліпшує механічні властивості.

В результаті термічної обробки цементований шар повинен мати структуру дрібногочастого мартенситу і ізольованих ділянок залишкової кількості надлишкових карбідів у вигляді глобулів.

Твердість на поверхні цементованого шару знаходиться в межах HRC~58 - 62 і в серцевині HRC ~ 30 - 45. При цементациї частіше контролюють не загальну,

а ефективну товщину шару. Ефективна товщина відповідає зоні шару від поверхні насичення до межі зони з твердістю HRC ~ 50 або HV~550. Товщина ефективного шару становить 0,4- 1,8 мм.

*Азотуванням* називається хіміко-термічна обробка, яка полягає в дифузійному насиченні поверхневого шару сталі азотом при нагріванні у відповідному середовищі. Азотуванню піддають гільзи циліндрів двигунів внутрішнього згоряння, деталі арматури турбін і цілий ряд інших деталей, що працюють на знос при підвищених температурах в агресивних середовищах. Твердість азотованого шару сталі вище, ніж цементованого, і зберігається при нагріванні до високих температур (450–500°C), тоді як твердість цементованого шару, що має мартенситну структуру, зберігається тільки до 200–225°C.

Азотування частіше проводять при 500-600°C (низькотемпературне азотування). Сталі феритного і аустенітного класів і тугоплавкі метали (Ті, Мо та ін.) піддають високотемпературному азотуванню (600 – 1200°C). Найбільш поширене газове азотування. Його зазвичай проводять в герметичних камерах (ретортах), куди надходить з певною швидкістю аміак, який дисоціює за реакцією:



Для зниження крихкості і економії аміаку рекомендується азотування в аміаку, розбавленому азотом. Атомарний азот адсорбується поверхнею металу і дифундує в його кристалічні ґратки, утворюючи різні азотисті фази. У сплавах заліза з азотом утворюються такі фази:  $\alpha$ -фаза - твердий розчин азоту в  $\alpha$ -залізі;  $\gamma$ -фаза – азотистий аустеніт, який утворюється при температурі вище евтектоїдної (591°C);  $\gamma'$ -фаза – тв.ердий розчин на основі нітриду заліза  $\text{Fe}_4\text{N}$  (5,7 – 6,1% N);  $\epsilon$ -фаза – твердий розчин на основі нітриду  $\text{Fe}_{23}\text{N}$  (8,0 – 11,% N).

Отже, в разі азотування при температурі нижче евтектоїдної, дифузний шар складається з трьох шарів:  $\epsilon + \gamma' + \alpha$ . Носієм твердості є нижній  $\alpha$ -шар (внаслідок виділення дисперсних нітридів);  $\gamma'$  - шар дуже тонкий, часто навіть не виявляється, а  $\epsilon$  - шар не міцний і крихкий.

У разі азотування при температурі вище евтектоїдної, наприклад 650°C, шар при цій температурі складається з наступних фаз:  $\epsilon + \gamma' + \gamma + \alpha$ . При повільному охолодженні азотований  $\gamma$ -аустеніт розпадається на евтектоїд:  $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$ , а при швидкому охолодженні зазнає мартенситного перетворення. В цьому

випадку максимальній твердості відповідає мартенситний підшар.

При азотуванні легованих сталей утворюються леговані  $\epsilon$ - і  $\gamma'$  фази. Легуючі елементи W, Mo, Cr, Ni, V, які розчиняються в фериті, підвищують розчинність азоту в  $\alpha$ -фазі і утворюють спеціальні нітриди MeN, Me<sub>2</sub>N (VN, NiN, Cr<sub>2</sub>N і ін.). Виділяючись в дрібнодисперсному стані, ці нітриди сприяють підвищенню твердості азотованого шару.

В останні роки набуло застосування азотування з добавками вуглецевмісних газів, яке проводять при 570°C на протязі 1,5 – 3,0 год в атмосфері, що містить 50 об.% ендогазу і 50 об. % аміаку. В результаті такої обробки утворюється карбонітридна (Fe, Me)<sub>23</sub>(N, C) зона товщиною 7-25 мкм, що має меншу крихкість і більш високу зносостійкість, ніж чисто азотиста  $\epsilon$ -фаза (Fe, Me)<sub>23</sub>N. Твердість карбонітридного шару на легованих сталях HV 600 – 1100. Загальна товщина шару – 0,15 – 0,5 мм.

### **6.3. Іонне азотування і цементація**

Для активізації процесів в газовому середовищі і поверхні, що насичується, застосовують іонне азотування. При цьому досягається істотне скорочення загального часу процесу (в 2 – 3 рази) і підвищення якості азотованого шару. Іонне азотування здійснюють в сталевому контейнері, який є анодом. Катодом будуть деталі для азотування. Через контейнер при низькому тиску пропускається азотовмісне газове середовище. Спочатку поверхня, що азотується, очищується катодним розпиленням в розрідженому азотовмісному газі або водні. При напрузі близько 1000В і тиску 13,33 – 26,33 Па іони газу бомбардують і очищають поверхню катода (деталі). Поверхня при цьому нагрівається до температури не більше 200°C. Потім встановлюється робочий режим: напруга 300 – 800 В, тиск 133,3 – 1333 Па, питома потужність 0,7 – 1 Вт/см<sup>2</sup>. Поверхня деталі нагрівається до необхідної температури (450 – 500°C) в результаті бомбардування позитивними іонами газу. Іони азоту поглинаються поверхнею катода (деталі), а потім дифундують в її середину. Паралельно з цим протікає процес катодного розпилення поверхні, що дозволяє проводити азотування важкоазотованих сплавів, поверхня яких покривається захисною оксидною плівкою, що перешкоджає проникненню азоту при звичайному азотуванні.

Поряд з іонним азотуванням застосовують іонну цементацію. При цементації і іонному азотуванні спостерігається прискорення дифузійних процесів, особливо в початковій стадії, і скорочується загальна тривалість насичення в порівнянні з традиційними способами цементації і азотування.

#### **6.4. Одночасне насичення поверхні сталі азотом і вуглецем**

Численні дослідження показали, що в ряді випадків спільне дифузійне насичення сталі азотом і вуглецем має певні переваги. Так, азот сприяє дифузії вуглецю, тому можна знизити температуру дифузійного насичення до 850°C. Такий процес називається нітроцементацією, так як вихідним середовищем є суміш цементуючого газу і аміаку. Тривалість процесу 4 – 10 год.

Основне призначення *нітроцементації* – підвищення твердості і зносостійкості сталевих виробів.

У порівнянні з цементацією нітроцементація має ряд істотних переваг. При легуванні аустеніту азотом знижується температура  $\alpha \leftrightarrow \gamma$  – перетворення, що дозволяє вести процес насичення при більш низьких температурах. Одночасно в присутності азоту різко зростає дифузійна рухливість вуглецю в аустеніт. Швидкість зростання нітроцементованого і цементованого шарів практично однакова, хоча температура нітроцементації майже на 100°C нижче. Зниження температури насичення без збільшення тривалості процесу дозволяє знизити деформацію оброблюваних деталей, зменшити нагрів пічного обладнання. Для газової цементації і нітроцементації застосовують практично однакове устаткування.

Для нітроцементації легованих сталей використовують контрольовану ендотермічну атмосферу, до якої додають 1,5 – 5,5 об. % природного газу і 1,0 – 3,5 об. % аміаку. Після нітроцементації відбувається загартовування безпосередньо з печі, рідше – після повторного нагріву. Після загартовування проводять відпуск при 160 – 180°C.

За оптимальних умов насичення структура нітроцементованого шару складається з дрібноголчатого мартенситу, невеликої кількості дрібних рівномірно розподілених карбонітридів і 25 – 30% залишкового аустеніту.

Твердість шару після загартовування і низького відпуску – HRC~58-60, HV~570 – 690. Товщина нітроцементованого шару становить 0,2 – 0,8 мм.

Нітроцементації зазвичай піддають деталі складної форми, наприклад зубчасті колеса.

Одночасне насичення сталі вуглецем і азотом відбувається також при ціануванні в розплавлених солях, що містять ціанід натрію при 820 – 860°C. Однак токсичність розплаву солей є серйозним недоліком, перешкоджає впровадженню цього процесу. Для отримання активного розплаву використовується ціанат калію.

При температурі нагріву і плавлення в атмосферних умовах відбувається окислення ціанокислового калію по реакції



При температурі нижче 600°C оксид вуглецю розпадається по реакції



Для інтенсифікації процесу карбонітрації застосовується продування повітрям. Тривалість витримки при температурі нагріву в розплаві становить від декількох хвилин до декількох годин. В результаті карбонітрації (температура розплаву 530 – 570°C, час витримки 5 – 30 хв) довговічність інструменту зі швидкорізальної сталі підвищується в 1,5 – 4 рази.

## 6.5. Дифузійне насичення сплавів металами та неметалами

*Борування* – насичення поверхні металів і сплавів бором з метою підвищення твердості, зносостійкості і корозійної стійкості. Боруванию піддають сталі перлітного, феритного і аустенітного, класів, тугоплавкі метали і нікелеві сплави. При боруванні заліза зміцнений шар складається з ромбічного бориду FeB і тетрагонального бориду Fe<sub>2</sub>B, що утворюють стовпчасті кристали. Під шаром боридів розташовується перехідний шар з твердого розчину бору в α-залізі. При нагріванні бориди стійкі: FeB – до 800°C, Fe<sub>2</sub>B – до 1000°C. Встановлено, що вуглець сталей повністю виштовхується із зони боридів в середину і, залежно від легуючих елементів в сталі, утворює перехідну зону. Хром і марганець при боруванні дифундують в зону боридів, утворюючи (Fe, Mn, Cr)B і (Fe, Mn, Cr)<sub>2</sub>B, які за будовою аналогічні боридам FeB і Fe<sub>2</sub>B.

Кремній при боруванні дифундує із зони боридів в середину шару, збагачуючи зону  $\alpha$ -фази, а при великій кількості кремнію в перехідній зоні можуть утворитися графіт і ферит. У цьому випадку буде спостерігатися сколювання боридного шару. Взагалі боридний шар є крихким. Найбільшу крихкість має борид FeB (мікротвердість 2000 Н<sub>50</sub>) в порівнянні з Fe<sub>2</sub>B (мікротвердість 1450 Н<sub>50</sub>). При боруванні інструментальних сталей Р18, Р9, ХВГ мікротвердість досягає 2450 – 3435 Н<sub>50</sub>. Висока мікротвердість боридних шарів зберігається до 700°C, що дозволяє застосовувати борування для підвищення зносостійкості деталей, які працюють при високих температурах.

Борування сталі забезпечує високу корозійну стійкість у водних розчинах соляної, сірчаної та фосфорної кислот, причому при однаковій товщині шару однофазні боридні шари мають більшу кислотність, ніж двофазні. В азотній кислоті боридні шари нестійкі, проте швидкість руйнування борованих сталей в 1,5-5 разів нижче, ніж неборованих. Боровані шари на вуглецевих сталях стійкі до впливу киплячих водних розчинів NaOH і KOH, а також розплавів цинку, свинцю, олова, кадмію.

*Силіціювання.* В результаті дифузійного насичення поверхні кремнієм (силіціювання) підвищується корозійна стійкість, жаростійкість, твердість і зносостійкість металів і сплавів. При силіціюванні заліза і сталі на поверхні утворюється  $\alpha$ -фаза (твердий розчин кремнію в  $\alpha$ -залізі). Іноді дифузійний шар складається з двох фазових шарів: на поверхні утворюється шар зміцненої  $\alpha'$ -фази (Fe<sub>3</sub>Si), а далі йде  $\alpha$ -фаза. Якість силіційованого шару значно знижується через виникнення пористості. Безпористі шари кремністого фериту на сталі 20 при 1100 – 1200°C на протязі 3 – 5 год. були отримані в суміші моносілану SiH<sub>4</sub> (6 – 10 л/год) з дисоційованим аміаком або аргоном або азотом (15 – 20 л / год). Найбільший інтерес представляє силіціювання легованих сталей, так як Cr, Al і Ti, потрапляючи в силіційований шар, підвищують його жаростійкість.

*Хромування* – насичення поверхні виробів хромом. Дифузійному хромуванню піддають чавуни, сталі різних класів, сплави на основі нікелю, молібдену, вольфраму, ніобію, кобальту і металокерамічні матеріали. Хромування виробляють в вакуумних камерах (10 – 10<sup>-1</sup> Па) при 1420°C. За 18-24 год отримують хромований шар товщиною 2,0 – 2,5 мм з концентрацією на поверхні до 70% хрому.

Цей процес забезпечує підвищену стійкість сталі проти газової корозії (жаростійкість) до 800°C. Хромування сталей, які містять понад 0,3 – 0,4% С,



підвищує твердість і зносостійкість. Твердість шару, отриманого при хромуванні заліза, сягає HV 250 – 300, а при хромуванні сталі HV – 1200 – 1300. Хромування використовують для зміцнення деталей паросилового обладнання, пароводяної арматури, клапанів, різних деталей, що працюють на знос в агресивних середовищах.

*Алітування* – процес дифузійного насичення поверхні виробів алюмінієм з метою підвищення жаростійкості, корозійної і ерозійної стійкості. При алітуванні заліза і сталей спостерігається плавне падіння концентрації алюмінію по товщині шару. Залежно від методу і режиму насичення алюмінієм може доходити до 58% (по масі) на поверхні і відповідати утворенню фазового шару  $FeAl_3$ . В результаті алітування сталь набуває високої жаростійкості (до 850 – 900°C), так як в процесі нагрівання поверхні алітованих виробів утворюється щільна плівка оксиду алюмінію ( $Al_2O_3$ ), що оберігає метал від окислення. Алітований шар має також значний опір корозії в атмосфері і морській воді. Товщина алітованого шару досягає 0,2 – 1,0 мм, твердість (на поверхні) – до HV 500, зносостійкість є низькою. Алітуванню піддають різні вироби, що працюють при високих температурах.

## **6.6. Поверхнєве загартування сталі**

Призначення *поверхневого загартовування сталі* – підвищення твердості, зносостійкості і межі витривалості оброблюваних виробів. При цьому серцевина залишається в'язкою, а поверхня сприймає ударні навантаження.

Найбільшого поширення набув метод поверхневого гартування під час нагрівання струмами високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище індукції і поверхневого розподілу індукваного струму в деталі. Деталь встановлюється в індуктор (соленоїд), що представляє один або кілька витків порожньої водоохолоджуваної мідної трубки. При пропусканні через індуктор змінного струму високої частоти створюється магнітне поле, що викликає появу в оброблюваному виробі індукваного струму тієї ж частоти, але зворотного напрямку. Індукований струм викликає розігрів виробу. Особливістю індукваного струму є його неоднакова щільність по перетину виробу. Значна кількість струму концентрується в поверхневому шарі виробу. Товщина (м) загартованого шару може бути підрахована за формулою:

$$Y = 4,46 \cdot 10^5 \sqrt{(\rho / \mu f)^{1/2}}, \quad (6.5)$$

де  $\rho$  – електроопір, Ом\*м,

$\mu$  – магнітна проникність, Гн / м,

$f$  – частота, Гц.

Чим меншою є  $f$  (частота струму), тим більшою є глибина шару, що нагрівається. Якщо застосовувати струм малої частоти (промисловий), то індукований струм буде текти по всьому перетину деталі і викликати наскрізний нагрів. Індукований нагрів забезпечує високу швидкість нагріву. Швидкість нагріву НВЧ в залежності від  $f$ ,  $\rho$ ,  $\mu$  становить  $50 - 500^\circ \text{C}/\text{с}$ , а при звичайному пічному нагріванні він не перевищує  $1 - 3^\circ \text{C}/\text{с}$ . Нагрівання до температури загартування здійснюється за  $2 - 10$  сек. Глибина шару  $2 - 5$  мм. Великі швидкості нагріву призводять до того, що перетворення перліту в аустеніт зсувається в область більш високих температур, тому температура загартування при індукційному нагріві є вищою, ніж при нагріві в печах, де швидкість нагріву не перевищує  $1,5 - 3^\circ \text{C}/\text{с}$ . Чим більше швидкість нагріву в районі фазових перетворень, тим вище температура аустенітизації і отримання при охолодженні нормальної структури (дрібнокристалічного мартенситу) і максимальної твердості. Так, наприклад, при пічному нагріві сталі 40 температура загартування  $840 - 860^\circ \text{C}$ , при індукційному нагріві зі швидкістю  $250^\circ \text{C}/\text{с} - 880 - 920^\circ \text{C}$ , а зі швидкістю  $500^\circ \text{C}/\text{с} - 980 - 1020^\circ \text{C}$ .

Охолоджуючу рідину (вода, водні розчини полімерів) для загартування зазвичай подають через спреєр (душовий пристрій). Розрізняють такі способи загартування з індукційного нагріву:

1) одночасний нагрів і охолодження всієї поверхні; цей метод застосовується для виробів, які мають невеликі поверхні, що зміцнюються (інструменти, валки, пальці);

2) безперервний спосіб послідовного нагріву та охолодження; цей метод застосовують для загартування довгих валів, осей і т. ін.;

3) послідовний нагрів та охолодження окремих ділянок; даний метод використовують при загартуванні шийок колінчастих валів (послідовний нагрів і загартування однієї шийки за одною), кулачків розподільних валів і т. ін.

Після загартування з індукційного нагріву вироби піддають низькому відпуску при  $160 - 200^\circ \text{C}$ , нерідко і самовідпуску. В цьому випадку при

загартуванні охолодження проводять не до кінця, і в деталі зберігається деяка кількість теплоти, що нагріває загартований шар до температур відпуску.

Для поверхневого індукційного загартування застосовують сталі, з вмістом вуглецю 0,4 – 0,5% (40, 45, 40X, 45X, 40XH та ін.), які після загартування мають високу твердість (HRC 50 – 60), опір зносу і не схильні до крихкого руйнування.

Структура на поверхні – мартенсит відпуску, а в серцевині, якщо сталь попередньо термічно не оброблена, зберігається ферито-перлітна структура. Для підвищення механічних характеристик сталі перед загартуванням НВЧ проводять поліпшення на зернистий сорбіт або нормалізацію.

Після загартування з індукційного нагріву дійсне зерно аустеніту значно менше (10 – 12 балів), ніж при звичайному загартуванні з пічного нагріву (7 – 8 балів). Дрібне зерно виходить внаслідок великої швидкості нагріву і відсутності витримки при нагріві. При цьому утворюється дрібноголчастий мартенсит з твердістю на 3 – 6 од. HRC вище, ніж при пічному нагріві.

При поверхневому загартуванні значно підвищується межа витривалості сталі. Так, для сталі 40 після нормалізації він становить 150 МПа, а після загартування з індукційного нагріву – 420 МПа. Підвищення межі витривалості пояснюється утворенням в загартованому шарі залишкових напружень стискування. Це особливо важливо для різних осей і валів, що працюють на вигин і крутіння, у яких максимальні напруги розтягування виникають в поверхневих шарах.

## **6.7. Лазерна термічна обробка**

*Лазерна технологія* забезпечує підвищення продуктивності праці, точності і якості обробки, представляє практично безвідходну технологію, що задовольняє вимогам щодо захисту навколишнього середовища.

*Лазери* – оптичні квантові генератори (ОКГ), які дозволяють отримувати електромагнітні випромінювання надзвичайно високої концентрації енергії. Довжина хвиль, що генеруються ОКГ, знаходиться в світловому діапазоні від ультрафіолетової області спектра до інфрачервоної ( $\alpha = 0,1 - 70$  мкм).

Застосування лазерів для термічної обробки засноване на трансформації світлової енергії в теплову. Висока концентрація енергії в світловому потоці ОКГ дозволяє нагріти поверхню до температурного діапазону термообробки за дуже короткий час.

Лазерна термічна обробка (ЛТО) проводиться при питомій потужності  $10^3 - 5 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> і часі впливу на поверхню  $10^{-1}$  с.

Процеси лазерної термічної обробки визначають взаємодією лазерного опромінення з матеріалом, який залежить від оптичних і теплофізичних властивостей оброблюваних матеріалів: коефіцієнта відбиття поверхні, теплопровідності, температур плавлення і випаровування і т. ін.

Зниження відбивної здатності поверхні і, отже, підвищення ефективності ЛТО забезпечуються збільшенням шорсткості поверхні, нанесенням світлопоглинаючих покриттів. Збільшення поглинання випромінювання досягається шліфуванням поверхні, нанесенням неметалічних плівок (сульфідних (Fe<sub>2</sub>S<sub>3</sub>), оксидних, фосфатних Mg<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>, Zn<sub>3</sub>(PO<sub>4</sub>)<sub>2</sub>).

Для лазерної обробки використовують технологічні лазери імпульсної і безперервної дії. Особливістю лазерного зміцнення є його локальність. При імпульсному випромінюванні вплив здійснюється в точці, при безперервному – в смугі шириною до 3 мм. У зв'язку з цим для обробки поверхні необхідно і достатньо сканувати промінь з взаємним перекриттям або без перекриття зон зміцнення. Основними геометричними характеристиками зміцнення є: D<sub>п</sub> – діаметр зони лазерного впливу, L – довжина зміцненої ділянки, S – крок обробки (крок проходження імпульсів), δ – глибина зміцненого шару, K<sub>п</sub> – коефіцієнт перекриття, який представляє відношення кроку розташування послідовних зон лазерного впливу до діаметру одиначної зони при фокусуванні за допомогою сферичної оптики:

$$K_{п} = S/D_{п}. \quad (6.6)$$

Геометричні характеристики зони термічного впливу залежать від енергетичних параметрів лазерного випромінювання. При обробці імпульсними лазерами з підвищенням щільності потужності збільшуються діаметр і глибина зони зміцнення. Лазери безперервного випромінювання забезпечують більш високу продуктивність обробки, високу рівномірність зміцнення і дозволяють обробляти будь-який профіль поверхні зі швидкістю від 100 до 10000 мм/хв.

Глибина та ширина зони термічного впливу при постійній швидкості обробки безперервними лазерами залежать від щільності потужності випромінювання, з ростом якої збільшується глибина зони термічного впливу, а ширина зменшується. При постійній щільності потужності зі збільшенням швидкості переміщення деталей зменшуються як ширина, так і глибина зони

термічного впливу, через те, що зменшується питома енергія випромінювання в зоні лазерного впливу.

Глибина зміцненого шару на CO<sub>2</sub>-лазері складає від 0,3 до 0,1 мм, а на імпульсному лазері – 0,1 – 0,15 мм.

Механізм лазерної термічної обробки полягає у фазовому перетворенні матеріалу після швидкісного нагріву до температур вище температур фазової перекристалізації з наступним швидким охолодженням обробленої зони. Швидкість охолодження при температурі нагріву нижче температури плавлення становить  $(5-10) \cdot 10^3$  °C/с, при кристалізації з рідкого шару –  $10^6$  °C/с.

Зміцнена зона може складатися з трьох або двох шарів. Між оплавленим шаром і наступною зоною термічного впливу існує чітка межа. Зона термічного впливу складається з білого і перехідного шарів. Білий шар являє собою світлу нетравлену смугу, так як має високу концентрацію азоту за рахунок високотемпературного насичення азотом повітря. Внаслідок високої швидкості охолодження ця зона має загартовану структуру, будова якої залежить від концентрації вуглецю. У загартованому шарі технічно чистого заліза відбувається подрібнення зерна фериту, а в окремих зернах утворюється пакетний мартенсит з розвиненою блоковою структурою, що має невисоку твердість. Другий шар зони термічного впливу є перехідним до вихідної структури.

Електронно-мікроскопічним аналізом встановлено підвищення щільності дислокацій в зоні термічного впливу. При щільності потужності  $1,6 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> щільність дислокацій досягає  $10^9$  см<sup>-2</sup>, при щільності потужності  $2,7 \cdot 10^4$  Вт/см<sup>2</sup> щільність дислокацій зростає до  $10^{10}$  см<sup>-2</sup>.

Лазерна термічна обробка дозволяє підвищити твердість і зносостійкість зміцнюючих матеріалів. Твердість залежить від концентрації вуглецю і легуючих елементів в сталі. Методом лазерної термічної обробки добре зміцнюються середньо- і високолеговані вуглецеві і інструментальні сталі. Сталі з низьким вмістом вуглецю і високоміцні низьколеговані сталі при лазерній термічній обробці зміцнюються погано. Лазерна термічна обробка практично не впливає на межу міцності і межу плинності сталей.

### **6.8. Лазерна хіміко-термічна обробка**

Насичення легуючими елементами відбувається шляхом дифузії і масопереносу в твердій фазі, плазмі і рідкій фазі.

При лазерній хіміко-термічній обробці на поверхню виробу попередньо наносять різними способами легуючі елементи:

- накатка фольги з легуючого матеріалу,
- електролітичне або хімічне осадження,
- напилення,
- електроіскрове легування,
- нанесення порошків або обмазок.

Лазерна хіміко-термічна обробка здійснюється в режимі розплавлення.

Дифузійна металізація заліза можлива при легуванні різними металами. Підвищення твердості досягається тільки при розчиненні ванадію, ніобію, титану та вольфраму.

Високу зносостійкість і кавітаційну стійкість отримують при лазерному азотуванні з обмазок на сталі 38Х2МЮА і 15ХМФ.

При лазерному борованні зона термічного впливу має твердість залежно від режиму обробки HV 1100-2100. При зміцненні досягається високий опір зношуванню при різних схемах прикладання навантаження і різних умовах тертя. Легування бором знижує коефіцієнт тертя матеріалу, підвищує його зносостійкість.

## 7 ТЕРМОМЕХАНІЧНА ОБРОБКА

Одним з технологічних процесів зміцнюючої обробки є термомеханічна обробка (ТМО).

Термомеханічна обробка відноситься до комбінованих способів зміни будови і властивостей матеріалів.

При термомеханічній обробці поєднуються пластична деформація і термічна обробка (гартування попередньо деформованої сталі в аустенітному стані).

Перевага термомеханічної обробки - при істотному збільшенні міцності характеристики пластичності незначно знижуються, а ударна в'язкість підвищується в 1,5 - 2 рази в зрівнянні з ударною в'язкістю для тієї ж сталі після гартування з низьким відпуском.

Залежно від температури, при якій проводять деформацію, розрізняють високотемпературну термомеханічну обробку (ВТМО) і низькотемпературну термомеханічну обробку (НТМО).

Сутність високотемпературної термомеханічної обробки полягає в нагріванні сталі до температури аустенітного стану (вище  $A_3$ ). При цій температурі здійснюють деформацію сталі, що веде до наклепу аустеніту. Сталь з таким станом аустеніту піддають гартуванню (рис. 7.1, а).

Високотемпературна термомеханічна обробка практично усуває розвиток відпускну крихкості в небезпечному інтервалі температур, послаблює необоротну відпускну крихкість і 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 і інструментальних сталей.

Наступний відпуск при температурі 100 - 200°C здійснюють для

збереження високих значень міцності.

Низькотемпературна термомеханічна обробка (аусформінг).

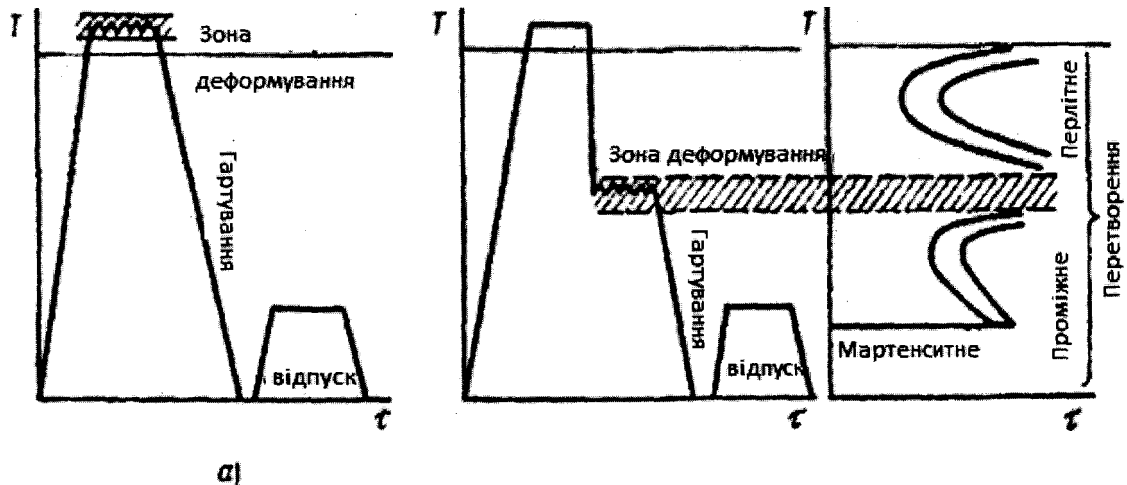


Рис. 7.1. Схема режимів термомеханічної обробки сталі:  
а - високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО);  
б – низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО)

Сталь нагрівають до аустенітного стану, витримують при високій температурі, здійснюють охолодження до температури вище початку мартенситного перетворення (400 - 600°C), але нижче температури рекристалізації. При цій температурі здійснюють обробку тиском і гартування (рис. 7.1, б).

Низькотемпературна термомеханічна обробка забезпечує більш високе зміцнення, але не знижує схильність сталі до відпускнуї крихкості. Крім того, вона вимагає високих ступенів деформації (75 - 95%) та потужного обладнання.

Підвищення міцності при термомеханічній обробці пояснюють тим, що в результаті деформації аустеніту відбувається подрібнення його зерен (блоків). Розміри блоків зменшуються в два - чотири рази в зрівнянні зі звичайним гартуванням. Також збільшується щільність дислокацій. При подальшому



гартуванні такого аустеніту утворюються більш дрібні пластини мартенситу, знижуються напруги.

Механічні властивості після різних видів ТМО для машинобудівних сталей в середньому мають наступні характеристики (табл. 7.1):

Таблиця 7.1. Механічні властивості сталей після ТМО

	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
НТМО	2400-2900	2000-2400	5-8	15-30
ВТМО	2100-2700	1900-2200	7-9	25-40
ТО	1400	1100	2	3

Термомеханічну обробку застосовують і для інших сплавів.

### 7.1. Механізми зміцнення конструкційних сталей

Спочатку основним показником при розробці сталей вважали межу міцності, а показникам межі текучості, в'язкості або зварюваності надавали невелике значення, оскільки найбільш поширеним і найбільш надійним способом з'єднання елементів конструкцій була клепка. При цьому основним способом зміцнення конструкційних сталей, отриманих гарячою прокаткою, було легування вуглецем.

Метод зварювання, який прийшов на зміну клепці та болтовим з'єднанням, викликав необхідність зниження вмісту вуглецю в сталі. При підвищеному вмісті вуглецю зварювання необхідно здійснювати або в середовищі захисного газу, або під шаром флюсу, що приводить до підвищення витрат та знижує технологічність. Міцність стали забезпечувалась за рахунок підвищеного вмісту марганцю, причому покращення в'язкості ще не було виявлено.

Крихке руйнування сталевих конструкцій призвело до визнання того, що

в'язкість руйнування є важливою характеристикою. Стала очевидною необхідність забезпечення в сталі низького температурного порогу крихкості. Визначено велике значення високої межі текучості замість високої межі міцності. Це призвело до подальшого зниження вмісту вуглецю і значного підвищення вмісту марганцю в сталі. Встановлено переваги високих значень відношення вмісту марганцю до вмісту вуглецю для забезпечення необхідних значень ударної в'язкості, а також встановлена суттєва роль розміру зерна.

Вплив структурних факторів на властивості міцності сталі можна представити у вигляді модифікованого рівняння Петч-Холла (7.1):

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_\phi + \sigma_{mp} + \sigma_{\Delta m} + \sigma_\Delta + \sigma_c + k_y D_\phi^{-1/2} \quad (7.1)$$

де  $\sigma_T$  - межа текучості,  $\sigma_0$  - напруга від опору руху дислокацій кристалічної решітки (межа текучості монокристала фериту),  $\sigma_\phi, \sigma_{mp}, \sigma_{\Delta m}, \sigma_\Delta, \sigma_c$  - зміцнення за рахунок присутності другої фази (перліт, бейніт), твердого розчину, дисперсних частинок, дислокацій і субструктури відповідно;  $D_\phi$  - діаметр зерна фериту,  $k_y$  - коефіцієнт виражає напругу, що вимагається для активації руху дислокацій.

Тільки механізми, пов'язані з подрібненням зерна ( $\sigma_c + k_y D_\phi^{-1/2}$ ) одночасно підвищують і властивості міцності, і холодостійкість металу. Температура в'язко-крихкого переходу ( $T_{пер}$ ) для фериту може бути виражена таким співвідношенням (7.2):

$$T_{пер} = \ln \beta - \ln c - \ln D_\phi^{-1/2}, \quad (7.2)$$

де  $D_\phi$  - діаметр зерна фериту,  $\beta$  і  $c$  - постійні.

У спрощеному вигляді це рівняння можна представити таким чином:

$$T_{пер} = a + m \cdot D_\phi^{-1/2}, \quad (7.3)$$

де  $a$  і  $m$  - коефіцієнти.

$m$  - для конструкційних сталей дорівнює  $12^\circ\text{C} / \text{мм}^{-1/2}$ .

Механізми зміцнення розглядають також з точки зору їх впливу на

окрихчення. Зроблено спробу встановити коефіцієнт окрихчення:  $k = \Delta T_{\text{пер}} / \Delta \sigma_T$ .

Для підвищення  $\sigma_T$  за рахунок дисперсійного твердіння на кожні 10 МПа зміцнення  $T_{\text{пер}}$  підвищується на  $3,5^\circ\text{C}$ ; при подрібненні зерна  $k = - 6^\circ\text{C} / 10$  МПа; при зміцненні за рахунок твердого розчину  $k = + 3,5^\circ\text{C} / 10$  МПа. Перехідна температура сталі не підвищується, якщо зміцнення за рахунок подрібнення зерна складає не менше 40%. Субструктура впливає у тому ж напрямку.

Використання цього механізму в комплексі з іншими відомими механізмами зміцнення, такими як твердорозчинне зміцнення, зміцнення за рахунок текстури, зміцнення дислокаціями; дисперсійне зміцнення і субзеренне зміцнення дозволяє при економному легуванні отримувати технологічні, добре зварювальні матеріали, що відповідають підвищеним вимогам споживачів за міцністю і в'язкістю.

Викладене вище стало основою для розробки нових технологій виробництва високоміцних низьколегованих сталей. Однією з таких технологій є контрольована прокатка.

## **7.2. Матеріалознавчі основи технології контрольованої прокатки**

З точки зору формування структури процес контрольованої прокатки спрямований на досягнення основної мети: це подрібнення зерна фериту шляхом об'єднання пластичної деформації і управління процесами формування мікроструктури.

Основою контрольованої прокатки є гаряча деформація аустеніту. За допомогою контролю регулювання умов гарячої прокатки в аустеніті створюється висока щільність центрів зародження феритної фази, що дозволяє отримати дрібнозернисту феритну структуру після  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення.

Аналіз процесів структуроутворення при гарячій пластичній деформації показує, що ефективно і стабільно вплив деформації на структуру сталі, визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації

деформованого аустеніту даної сталі.

При традиційній високотемпературній прокатці температура кінця прокатки складає 1050-900°C в залежності від товщини листа. При такій прокатці гарячий аустеніт зберігає великий розмір зерна і прокатаний метал має успадковану грубозернисту ферито-перлітну структуру.

Добавки карбонітридоутворюючих елементів (ванадій, титан, ніобій) підвищують точку кінця рекристалізації  $\gamma$  - фази на 100 і більше градусів в залежності від їх концентрації. Це пояснюється виділенням з твердого розчину в процесі охолодження металу дрібнодисперсних карбонітридів, гальмують міграцію кордонів аустенітного зерна. Вплив зазначених елементів різна, найвищою здатністю гальмування рекристалізації має ніобій, за ним слідує титан і ванадій. При прокатці у сталей які містять ніобій містять сталей число центрів зародження  $\alpha$  - фази значно збільшується через те, що гаряча деформація аустеніту в таких сталях активує, на додаток до механізму утворення центрів зародження  $\alpha$ -фази на межах аустенітних зерен, також механізми зародження таких центрів на двійниках і в смугах деформації, що утворюються при деформації нерекристалізованого аустеніту. Крім того, деформоване аустенітне зерно має більшу площу кордонів, ніж рівновісне зерно рекристалізованого аустеніту.

Звичайно при високотемпературній контрольованій прокатці спочатку досягають подрібнення зерна в зоні рекристалізації при чорновій прокатці при температурах вище 950 - 1000 °С. Після витримки завершують прокатку в інтервалі температур нижче 900°C, деформуючи аустеніт, який не рекристалізується. Таким чином, необхідно отримати максимальну поверхню зерен аустеніту і ввести смуги деформації, тим самим збільшити кількість центрів зародження  $\alpha$  - фази, і, як наслідок, подрібнити кінцеве зерно фериту. Звичайно сумарна деформація при температурах нижче температури закінчення рекристалізації становить  $\geq 70\%$ . Управління цими процесами призводить до ефективного подрібнення зерна за рахунок багаторазової постдинамічної рекристалізації після кожного проходу. При цьому не слід допускати прокатку з

малими ступенями обтискування за пропуск (критична деформація), щоб уникнути спонтанного зростання зерна. Чим більш дрібним є вихідне аустенітне зерно перед деформацією, нижче температура прокатки і вище ступінь деформації при кожному пропуску, тим більш дрібним буде рекристалізоване зерно.

Якщо температура деформації була занадто низькою для протікання процесу рекристалізації, аустенітне зерно набуває видовжену форму. Зі збільшенням ступеню мікролегування затримка рекристалізації може спостерігатись при більш високих температурах деформації. Наприклад, сталь, що містить 0,03% Nb, не рекристалізується після деформації нижче 900°C.

При контрольованій прокатці розмір зерна фериту визначається сумарною деформацією при температурах, при яких рекристалізація відбуватись не може. Тому важливим параметром для чистової стадії прокатки є товщина підкату, яка повинна в 3,5 - 4 рази перевищувати кінцеву товщину прокату.

На завершальній стадії можливе продовження прокатки при більш низьких температурах в двофазної  $\gamma + \alpha$  - області близько 720 - 750 °C. При цьому необхідне поєднання міцності і морозостійкості досягається за рахунок деформації фериту, який утворюється. Післядеформаційне охолодження прокату здійснюється на повітрі.

### **7.3. Аналіз технологічних схем контрольованої прокатки на вітчизняних металургійних комбінатах**

В дійсний час стан 3600 ММК "Азовсталь" (як і стан 3000 "ММК ім. Ілліча"), входить в число основних виробників товстолистого прокату з високоміцних низьколегованих сталей для більшості заводів металевих конструкцій України. Технологічні схеми виробництва металопрокату забезпечуються конструктивними особливостями цих станів.

*Стан 3600 ПАТ ММК «Азовсталь»*

До складу стану входять:

- п'ять нагрівальних печей штовхального типу, що забезпечують нагрів

слябів до температур 1170 -1190 ° С за 4,5 – 6 год;

- кліть з вертикальними валками для розпушення окалини і калібрування слябів по довжині і ширині, обтиснення до 50 мм;

- чорнова кліть «кварто» з діаметром робочих валків 1130/1050 мм служить для розбиття слябів по ширині і чорнової прокатки, слябів в гуркіт товщиною від 40 до 115 мм;

- чистова кліть «кварто» з діаметром робочих валків 1030/950 мм служить для чистової прокатки готового листа. Кожен аркуш після чистової прокатки охолоджують за заданим режимом: прискорено або уповільнено. Зусилля прокатки складає по 4 600 т на кожній кліті.

Прокатані листи надходять на обробку, термообробку і контроль.

Розмірний сортамент заводу листів товщиною від 9. до 50 мм; плит товщиною від 51 до 200 мм; ширина листів і плит від 2000 до 3200 мм; довжина листів від 6000 до 28 000 мм; довжина плит - до 12000 мм.

Вихідною заготовкою стану для виробництва листів служать безперервно літі сляби товщиною від 130 до 350 мм; шириною від 1 100 до 1 900 мм, довжина слябів від 2 100 до 3 400 мм; маса від 2 до 16 т.

Стан виробляє штрипс з трубних сталей різних категорій міцності в товщині від 10 до 26 мм, шириною до 3 200 мм, придатних для виробництва одношовних, діаметром до 1 020 мм, і двошовних, діаметром 1 220 і 1 420 мм, електрозварювальних труб.

Прокатка литих слябів на стані проводиться з розбивкою по ширині і подальшим плющенням уздовж до отримання розкату необхідної товщини для прокатки в чистовий кліті, у т.ч. за режимом контрольованої прокатки.

### *Стан 3000 ПАТ« ММК ім. Ілліча»*

Стан 3000, введений в експлуатацію в грудні 1983 року, є першим станом, спеціально спроектованим для здійснення процесу контрольованої прокатки. До складу стану входить:

- комплекс печей для нагріву слябів;

- прокатний стан 3 000 - дві кліті «кварто» з однаковими розмірами робочих (діаметр 1000 - 940 мм) і опорних (діаметр 2000 - 1950 мм) валків. Довжина робочих валків 3000 мм, опорних 2980 мм. Зусилля прокатки на клітях 7000 т. Чистова кліть обладнана системою противовигину; комплекс обробного обладнання, що включає правильні машини, ножиці поперечного і уздовжнього різання та ін.

Сортамент стану: листи товщиною 6 - 60 мм, шириною 1500- 2700 мм, довжиною 12100 - 24200 мм.

Заготівля для стану: литі сляби товщиною 200 - 315 мм, шириною 1250 - 1900 мм, довжиною 2300 - 2 800 мм, масою від 4,9 до 13 т; катані сляби товщиною 100 ... 240 мм, шириною 1100 ... 1550 мм, довжиною 2 500 - 2 800 мм, масою 2,1- 8,5 т. Прокатку на стані можна проводити за поперечно-уздовжньою схемою в режимі контрольованої прокатки.

Нагрівання слябів відбувається за допомогою автоматичної системи управління технологічним процесом (АСУТП), яка забезпечує максимальний перепад температур по перерізу слябу не більше 30°C. АСУТП забезпечує видачу на дисплей поточних параметрів нагріву і видачу протоколу (режими нагріву слябів від посаду в піч до закінчення нагріву з реєстрацією температури зон печі, розташування слябів в печі та ін.).

Нагріті сляби при транспортуванні до чорнової кліті проходять через камеру гідрозбиву для попереднього видалення окалини. Головна лінія прокатного стану 3000 обладнана АСУТП прокатки, поставленої фірмою «Сіменс» (Німеччина). Вимірювальні силові пристрої на клітях працюють автоматично, дозволяючи фіксувати на діаграмі і в записуючому пристрої параметри прокатки кожного слябу. Прокатка здійснюється в звичайному і контрольованому режимах, при цьому температура кінця прокатки складає від 700 до 900°C при відносних обтискуваннях в останніх проходах до 15%. Для забезпечення необхідної температури чистової прокатки, проходи можуть здійснюватись на охолоджуючому пристрої (байпасе).

Після прокатки сляби проходять транзитом через непрацюючу установку прискореного охолодження і правку на ролікоправильній машині. Обрізка решт і

порізка слябу на частини здійснюється на поперечних ножицях № 1. При необхідності, на сляб наноситься технологічне маркування. Листи охолоджуються на чотирьох холодильниках дискового типу. Швидкість пересування листів на холодильниках в режимі охолодження 0,01 м / с, в режимі транспортування 0,4 м / с, Температура слябів після холодильників не перевищує 100 °С.

При необхідності листи піддаються повільному охолодженню на ділянках протифлоєнної обробки не менше 48 годин.

Після холодильників проводиться вирізка заготовок (ножиці № 2), від яких відбирають проби для випробувань. Листи можуть проходити додатково правку на ролікоправильній машині №2. На інспекційних стелажах проводиться огляд поверхні листів і, при необхідності, зачистка поверхневих дефектів.

Остаточну порізку листів товщиною менше 32 мм здійснюють на двох лініях різання, що мають в своєму складі:

- здвоєнні крайкоподібні ножиці для обрізки бічних крайок;
- пристрої ультразвукового контролю внутрішніх дефектів фірми «Крауткремер» (Німеччина);
- ножиці поперечного різання для вирізки дефектів та порізки листів;
- маркувальні машини.

Транспортування листів на склад готової продукції здійснюють за допомогою кранів. Обробку листів товщиною більше 32 мм (вогневе різання) здійснюють на окремій ділянці.

#### **7.4. Аналіз світового досвіду виробництва конструкційних низьколегованих сталей**

Зростаючу потребу будівельної індустрії в металопрокаті можна задовольнити за рахунок підвищення кількості та якості продукції, що випускається. При цьому в ряді робіт показано, що нарощування фізичних обсягів виробництва сталі обходиться дорожче, ніж забезпечення тієї ж потреби в сталі за рахунок підвищення її якості. Для підвищення якості металопродукції



застосовуються конкуруючі між собою різні термічні і комбіновані термомеханічні обробки. Підвищення механічних властивостей, яке досягається при цьому, збільшує область застосування сталей підвищеної та високої міцності за рахунок зниження металоємності конструкцій.

Традиційними способами термічної обробки прокату з конструкційних сталей, що застосовуються в промисловості, є нормалізація і термічне поліпшення.

Нормалізація передбачає нагрів металопрокату в аустенітному інтервалі температур з наступним охолодженням на повітрі. Це призводить до розпаду аустеніту в температурному інтервалі перлітного перетворення. Нормалізація дозволяє подрібнювати структуру, підвищити міцність і в'язко-пластичні властивості. За рахунок своєї простоти і відсутності необхідності в спеціальних, охолоджувальних пристроях така термічна обробка є одним з найбільш конкурентоспроможних способів підвищення механічних властивостей конструкційних сталей. Однак, для будівельних сталей підвищеної та високої міцності нормалізація застосовна тільки в поєднанні зі значним легуванням.

Термічне поліпшення складається з гартування із аустенітної області та подальшого високого відпуску ( $\sim 650^\circ \text{C}$ ), що підвищує характеристики міцності, не зменшуючи при цьому пластичність, підвищує холодостійкість і дозволяє знизити витрати сталі при виготовленні металевих конструкцій на 15 - 20%. При однаковому хімічному складі операція термічного поліпшення забезпечує зростання міцності в зрівнянні з нормалізацією, однак, вимагає наявності складного охолоджуючого устаткування.

Вказані методи не є найбільш економічними, оскільки вимагають повторного нагріву металопрокату. Крім того, необхідні капітальні витрати на спорудження нагрівальних печей, спеціальних приміщень для обладнання, пов'язаного з роботою печей, і відповідні експлуатаційні та транспортні витрати,

З іншого боку, протягом століть обробка тиском при підвищених температурах (зокрема, гаряча прокатка) використовувалась виключно для отримання металу необхідної форми. Гаряча деформація в дійсний час застосовується не тільки для зміни геометричних розмірів виробу, але і для

покращення властивостей за допомогою вибору раціональних режимів обробки. Термомеханічна обробка (ТМО) поєднує нагрів, охолодження та деформацію для отримання властивостей, що вимагаються, та покращення їх. В дійсний час ТМО включає різні види технологічних процесів: високотемпературна (ВТМО), низькотемпературна (НТМО), механіко-термічна (МТО), контрольована прокатка та ін.

Контрольована прокатка вважається одним з найбільш економічних методів виробництва конструкційного металопрокату підвищеної міцності.

Контрольована прокатка є різновидом процесу термомеханічної обробки сталей і сплавів, що характеризується регламентованими, в залежності від хімічного складу, умовами нагріву металу, температурними і деформаційними параметрами процесу і заданими режимами охолодження металу на різній стадії пластичної обробки, результатом чого є подрібнення аустенітного, а, отже, і феритного зерна, що призводить до одночасного підвищення міцності і в'язкості сталі. Роботи в цьому напрямку почалися вже в кінці ХІХ- початку ХХ століття, однак, перше систематичне використання контрольованої прокатки в металургійній промисловості почалося на прокатних заводах декількох європейських країн (Нідерланди, Бельгія, Швеція) тільки після Другої світової війни і стала заміною нормалізації при виробництві конструкційних сталей.

У середині 1960-х років в Англії було проведено ряд фундаментальних досліджень по контрольованій прокатці. Були досліджені вільні від перліту сталі і сталі із зниженим вмістом перліту, для яких наявність мікролегуючих елементів Nb або V і контрольована прокатка були обов'язковими складовими отримання високої міцності і хорошої ударної в'язкості при низькому вмісті вуглецю. Починаючи з 1970-х років високоміцні низьколеговані сталі застосовуються в промисловості, а технологією їх виробництва в усьому світі є контрольована прокатка.

Основною перевагою контрольованої прокатки в зрівнянні з іншими способами виробництва прокату з високоміцних сталей (нормалізація або гартування з відпуском) є здатність покращення балансу між кількістю легуючих

елементів і комплексом механічних властивостей, тобто отримання більш міцних та в'язких сталей при використанні менш дорогих легуючих добавок. У роботі Парріні здійснено економічне порівняння різних видів обробок сталі (рис 7.1.).

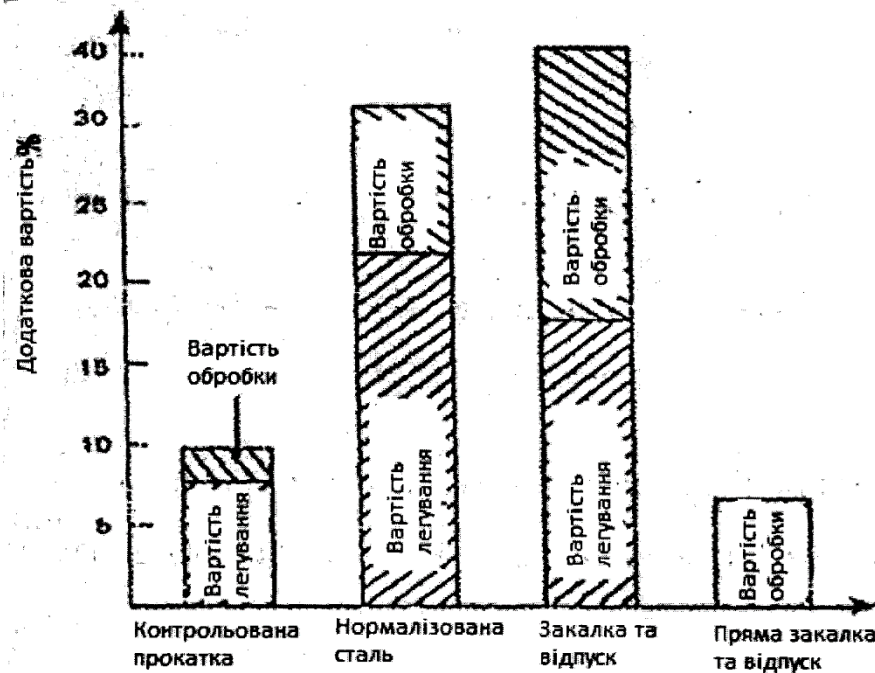


Рис 7.1. Витрати на додаткове легування і подорожчання обробки для виробництва спеціально оброблених товстих листів однакової якості і розмірів в зрівнянні з виробництвом марганцевих сталей

Контрольована прокатка застосовується головним чином для сталей, які після перетворення за дифузійним механізмом мають ферито-перлітну структуру і структуру проміжного перетворення. При виборі хімічного складу цих сталей слід враховувати два фактори, а саме: оптимізацію вмісту основних легуючих елементів (С, Мп, Си, №, Сг, Мо) і ефективне використання мікролегуючих елементів (Nb, Ti, V, Al).

Основні легуючі елементи визначають температуру  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення ( $Ar_3$ ). При зниженні  $Ar_3$  розширюється робочий температурний діапазон існування аустеніту для нерекристалізованого режиму. Відповідно стає можливим формування великої кількості нерекристалізованого аустеніту. Зниження  $Ar_3$  також пригнічує зростання зерна фериту після перетворення, що призводить до подрібнення феритних зерен. Використання вуглецю зазвичай мінімізується через необхідність хорошої зварюваності, пластичності і ударної в'язкості і тому зниження  $Ar_3$  досягається спільним введенням інших легуючих

елементів типу Mn, Ni і C.

$$A_{r_3} (\text{°C}) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0,359(t - 80), \quad (7.4)$$

де символи елементів вказують їх вміст у % (мас.),  $t$  - товщина листа в мм.

Мікролегуючі елементи при контрольованій прокатці впливають на три важливі параметри: на формування зерна аустеніту при нагріванні, на швидкість рекристалізації аустеніту і на особливості розпаду аустеніту. Зростання зерна аустеніту при нагріванні стримується за рахунок бар'єрного ефекту при наявності дрібних виділень AlN, Nb (CN), TiN та VN. Наявність Nb і Ti при нагріванні ефективно пригнічує рекристалізацію аустеніту під час і після гарячої деформації. Тому температура рекристалізації збільшується більш, ніж на 100° C, що дозволяє починати чистову прокатку при традиційній контрольованій прокатці при більш високих температурах. На початковій стадії присутність Nb у аустеніті призводить до додаткового подрібнення феритного зерна в процесі  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, коли зерно аустеніту до перетворення досить дрібне. Nb, Ti і V, розчинені в аустеніті, зміцнюють ферит при виділенні дрібних карбідів, нітридів або карбонітридів під час перетворення і після нього. Вплив мікролегуючих елементів робить їх обов'язковими складовими при контрольованій прокатці сталей.

Рекристалізаційна контрольована прокатка (РПК) з подальшим прискореним охолодженням (ПО) розроблена в 1980-90-х роках в якості одного з різновидів термомеханічної обробки з метою досягнення високої міцності, ударної в'язкості і зварюваності високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей (ВНН). Покращення властивостей РПК + ПО товстого листа і сортового прокату пов'язано з різними механізмами зміцнення, найбільш важливим з яких є подрібнення зерна, за допомогою якого можна одночасно підвищити і міцність, і пластичність стали.

Для досягнення оптимального подрібнення зерна фериту необхідно досягти максимальної площі меж зерен аустеніту на одиницю об'єму до моменту  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. Сформуванню такого структурного стану в металі можна за

допомогою низькотемпературної контрольованої прокатки (НКП) або РКП з відносно високою температурою кінця прокатки (рис. 7.2).

Найчастіше чистову прокатку при низькотемпературній контрольованій прокатці, здійснюють при температурах трохи нижче, ніж температура кінця рекристалізації.

Високий комплекс механічних властивостей можна досягти і за допомогою КП + ПО, але при цьому знижується продуктивність стану за рахунок додаткового часу витрачається проведення прискореного охолодження металу після чистової кліті. Однак, як було показано раніше, деформований аустеніт не є обов'язковою умовою для створення дрібнозернистої структури фериту, який формується з рекристалізованого або не рекристалізованого аустеніту за умови, що розмір зерна  $\gamma$  менше 20 мкм. Таким чином, РКП стала альтернативою НКП. Головною ідеєю РКП є подрібнення зерна, за рахунок статичної рекристалізації аустеніту відбувається при температурах прокатки, які вище, ніж температура зупинки рекристалізації (рис. 7.2). Причому тонка мікроструктура прокату зберігається в паузах між проходами і при охолодженні нижче  $A_{\gamma 3}$  за рахунок дисперсних частинок другої фази, які виділились.

ПО після гарячої деформації змінює структуру товстолистого прокату з ферито-перлитної на ферито-бейнітну і, отже, підвищує міцність без зниження низькотемпературної ударної в'язкості. Зниженню значень низькотемпературної ударної в'язкості через виділення Nb(C, N) або V (C, N) перешкоджає формуванню більш дисперсної структури готового прокату.

Таким чином, застосування РКП + ПО дозволяє досягти не тільки високого комплексу механічних властивостей в товстому листі, але і знизити енерговитрати на виробництво високоміцних сталей. Перевагою РКП + ПО є відносна простота режиму прокатки і, отже, може бути реалізована, на металургійних комбінатах з малопотужними прокатними станами.

Однак, контрольована прокатка має економічні недоліки:

- потреба в більш потужному обладнанні для прокатки, яка призводить до

необхідності в істотних капіталовкладеннях;

- втрата рівня продуктивності в зрівнянні зі звичайною прокаткою (в середньому на 20%);

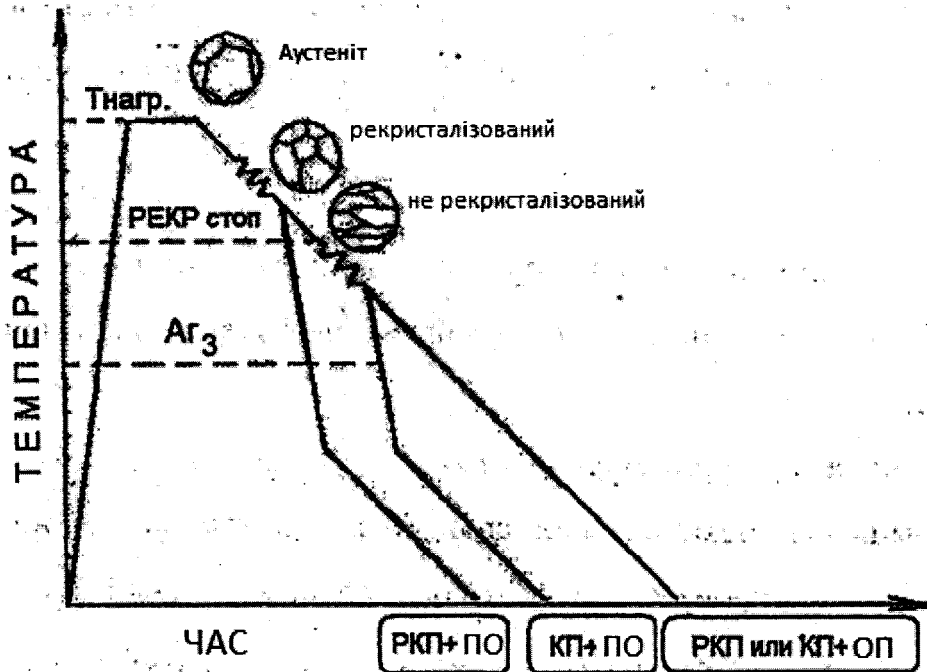


Рис. 7.2 - Термомеханічні обробки: РКП - рекристалізаційна контрольована прокатка; ПО - прискорене охолодження; КП - контрольована прокатка; ОП - охолодження на повітрі; РЕКРстоп - температура кінця рекристалізації

- знижений ККД через підвищене відбракування, викликане необхідністю більш точного управління виробничим процесом;

- потреба у великих витратах підприємства на поточні ремонтні роботи;
- високі витрати на легування.

Останнє можна віднести до найбільш важливого недоліку РКП, оскільки підвищення класу міцності прокату до рівня X70 шляхом спеціального легування і використання ПО призводить до підвищення кінцевої вартості продукції на 40%, (при прямому гартуванні - на 7%). Отримання класу міцності XI00 шляхом прямого гартування дозволяє досягти економії за рахунок зниження вартості

легуючих елементів.

### *Термічна обробка з прокатного нагріву*

Роботи К.Ф. Стародубова із співробітниками в області технології зміцнення металу з прокатного нагріву вважаються піонерськими не тільки в нашій країні, але і у всьому світі. Більше 50 років тому ними створена і реалізована на практиці термічна обробка з прокатного нагріву в технологічному потоці сталей масового виробництва. Показано, що значна економія енергії, пов'язана із застосуванням тепла прокатного нагріву, супроводжується істотним зміцненням прокату завдяки фіксації дислокаційної і тонкої структури, яка утворилась в результаті деформації. В продовження цих робіт проф. В.І. Большаковим із співробітниками показана можливість здійснення прискореного охолодження в потоці стану відразу після контрольованої прокатки. Показано, що при використанні прямого гартування низьковуглецевих мікролегованих сталей можна отримати більш високі механічні властивості, ніж у легованих сталей, при значному скороченні витрат.

Контрольована прокатка або прискорене охолодження, якщо використовувати їх окремо, не може забезпечити повний діапазон механічних властивостей сучасних конструкційних сталей. У західному науковому і промисловому середовищі при виробництві листів і сортового прокату контрольованою прокаткою з прискореним охолодженням використовується термін «термомеханічна контрольована прокатка» (ТМКП).

### **7.5. Третє покоління термомеханічного контрольованого процесу**

У 1999 році корпорацією «Кавасакі» (Японія) розроблено і впроваджено технологію виробництва двотаврових балок для будівництва. Висока міцність і жорсткість балок досягнуто завдяки використанню механізму подрібнення зерна. Такий процес, ймовірно, може бути названий третім поколінням термомеханічного контрольованого процесу, який є новим методом гарячої прокатки, спрямованої на підвищення швидкості зародження фериту за рахунок виділення часток VN всередині аустенітного зерна в сталях з підвищеним

вмістом ванадію (рис. 7.3). Результати повномасштабних випробувань, проведених на колонах, виготовлених за новою технологією, показали, що після навантаження проектними навантаженнями колони мали високий запас міцності. Це забезпечує безпеку використання товстолистого прокату, виготовленого за цією технологією в якості матеріалу для висотних будівель.

Третє покоління термомеханічного контрольованого процесу показано на рисунку 7.3. Для здійснення процесу необхідно відповідний вміст ванадію і азоту в сталі, а прокатку слід вести у чорновій і чистовій групах.

У звичайних вуглецевих сталях зародження фериту, як правило, відбувається на межах аустенітних зерен. Проте, зародження фериту можливо також і всередині зерна аустеніту на виділеннях карбонітрідів.

У роботі, опублікованій Т. Кімурой із співробітниками, стверджується, що частинки нітрідів ванадію можуть стати ефективними центрами зародження фериту, навіть в серединних шарах товстих листів, де швидкість охолодження значно менше, ніж на поверхні.

У цій моделі дрібці виділення нітрідів ванадію не тільки гальмують рекристалізацію аустеніту, а й сприяють більш ефективному зародженню фериту. В результаті формується дисперсна структура фериту, внаслідок виділення дрібних частинок VN всередині аустенітного зерна до  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення, а також міжфазних виділень під час перетворення з аустеніту в ферит.

На рис. 7.3 схематично зображено перший етап прокатки, який сприяє повторній рекристалізації аустеніту. Другий етап прокатки, при температурах трохи нижче першого, сприяє деформаційному ініціюванню виділень нітрідів ванадію. Виділення VN відбуватиметься по межах і всередині зерна аустеніту, що підвищить кількість центрів зародження фериту і призведе до подрібнення структури готового товстого листа.

Більшість залежностей хімічний склад - механічні властивості показують лінійну залежність підвищення міцності зі збільшенням вмісту ванадію. Це дозволяє використовувати ванадій як «керуючий» фактор, за допомогою якого



можна досягти нормативних вимог.



Рис. 7.3. Зміна структури товстолистового прокату із сталей з підвищеним вмістом ванадію під час проведення термомеханічного контрольованого процесу

Однак, концентрація ванадію обмежується гранично допустимим вмістом азоту. З підвищенням класу або товщини прокату досягти необхідного рівня властивостей можливо шляхом регулювання вмісту ванадію в сталі.

### *Процес Сумітомо*

Процес Сумітомо є одним з видів прокатного виробництва, який дозволяє в найкоротші терміни з високою економічністю виробляти велику кількість листової сталі, що характеризується високими показниками низькотемпературної в'язкості. Для реалізації поставленої мети запропоновано новий метод термомеханічної обробки, розроблено обладнання та технологічний процес.

При розробці нового технологічного процесу враховували наступні умови:

- процес базується на методі термомеханічної обробки;
- процес забезпечує масове виробництво;
- управління процесом автоматизовано.

З точки зору механізму зростання в'язкості сталі в процес Сумітомо закладені наступні ефекти, що працюють в залежності від необхідних властивостей сталі:

- подрібнення зерна;

- твердіння;
- наклеп;
- зміцнення, обумовленого фазовим перетворенням сталі.

При отриманні високов'язкої сталі процесом Сумітомо в найбільшій мірі використовується ефект подрібнення зерна. Три інших ефекти вважаються сприятливими з точки зору інтенсифікації процесу зміцнення, однак вони можуть негативно позначатися на в'язкості сталі в стані після традиційної прокатки або після нормалізації. При прокатці по методу Сумітомо вдається успішно використовувати і ці три ефекти, що забезпечуються нагріванням металу трохи вище температури  $A_{c3}$  з подальшою прокаткою, в результаті чого в'язкість сталі не знижується (табл. 7.2).

Подрібнення зерна в процесі Сумітомо досягається за допомогою наступного механізму, який включає наступні ступені:

А. Подрібнення вихідного зерна аустеніту шляхом нагрівання сталі до температури, яка незначно перевищує точку  $A_{c3}$ .

В. Подрібнення зерна аустеніту шляхом прокатки в інтервалі температур його рекристалізації.

С. Введення смуги деформації в структуру шляхом прокатки аустеніту в інтервалі температур нижче температури рекристалізації (очевидне зростання протяжності меж).

Д. Подрібнення зерна за рахунок динамічного звороту або рекристалізації деформованого фериту шляхом прокатки в міжкритичному інтервалі температур металу з аустеніто-феритною структурою.

Процес Сумітомо дозволяє використовувати механізми (А-Г) в залежності від необхідної в'язкості, що забезпечує отримання властивостей не нижче тих, що досягаються звичайними методами.

## Зіставлення процесу Сумітомо з іншими методами прокатки листа

Контрольована прокатка	Прокатка з нормалізацією	Сумітомо
Нагрівання слябу		
Чорнова прокатка	Гаряча прокатка	Чорнова прокатка
Охолодження на повітрі до температури трохи вище $A_{c1}$	Охолодження у воді до температури нижче $A_{c1}$	Охолодження у воді до температури нижче $A_{c1}$
	Повторний нагрів до температур вище точки $A_{c3}$	Повторний нагрів до температур вище точки $A_{c3}$
Чистова прокатка	-	Чистова прокатка
Охолодження на повітрі		
Готова продукція		

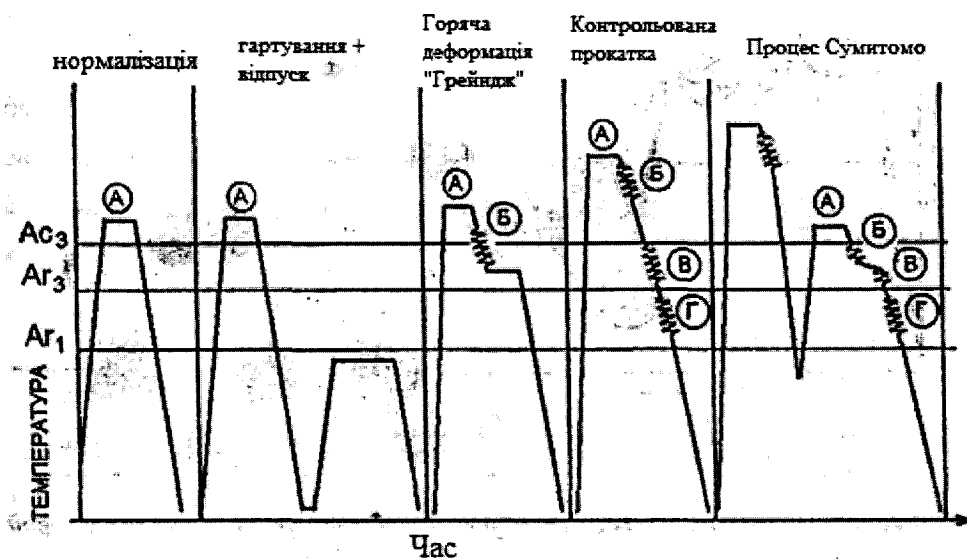


Рис 7.4 - Використання різних механізмів зміцнення при термомеханічних обробках

Як видно з рис. 7.4, при звичайній термічній обробці використовується тільки механізм (А). Термомеханічна обробка, розроблена Р.Грейнджем, оснований на механізмах (А) і (Б), які забезпечують подрібнення зерна. При прокатці з контрольованим охолодженням використовують механізми (Б-Г), але весь цикл включає всього по одній операції прокатки і нагрівання. Це обмежує можливість створення оптимальних умов прокатки (з точки зору забезпечення високої в'язкості сталі) в поєднанні з високою продуктивністю і т.п. факторами, що призводить до обмеженого використання механізмів зміцнення і не забезпечує досягнення високого рівня в'язкості.

На рис. 7.5 показано, як змінюється мікроструктура сталі на окремих етапах процесу Сумітомо в зрівнянні зі звичайними процесами прокатки з контрольованим охолодженням і прокатки з нормалізацією. За допомогою прокатки з контрольованим охолодженням можна отримати структуру з величиною зерна 5 - 10 мкм.

Однак, у порівнянні з мікроструктурою, отриманої за процесом Сумітомо, зерно після прокатки з контрольованим охолодженням формується великим і неоднорідним, що обумовлено зростанням зерна аустеніту при високотемпературному нагріванні сляба (1100-1250°C). При звичайній нормалізації навпаки вторинний нагрів до температури вище точки  $A_{c3}$  після прокатки забезпечує подрібнення аустенітного зерна і отримання однорідної дрібнозернистої структури.

Оскільки розмір зерна фериту залежить від розміру зерна аустеніту, то отримання дрібнозернистої структури, дрібніше стандартного рівня утруднено. В процесі Сумітомо поєднуються переваги обох зазначених процесів. Температура другого нагрівання приблизно дорівнює температурі нормалізації, що обумовлює отримання дисперсної аустенітної структури нагрітого металу. Для подальшого подрібнення зерна потім використовується процес термомеханічної обробки.

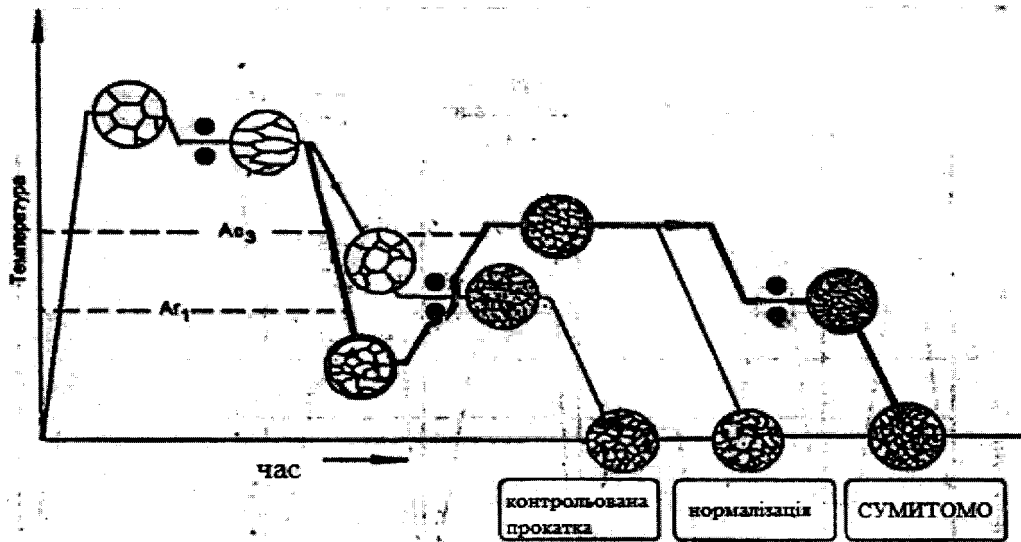


Рис. 7.5 - Схема мікроструктурних змін при отриманні листової сталі методом контрольованої прокатки, високотемпературної прокаткою з наступною нормалізацією і процесом Сумітомо

Процес Сумітомо реалізовано на існуючому листопрокатному стані заводу в Касима (Японія) без зниження виробничих показників.

У зрівнянні з листом, отриманим прокаткою з контрольованим охолодженням, прокат, виготовлений за допомогою процесу Сумітомо, має наступні переваги:

- високу в'язкість при низьких температурах;
- підвищену однорідність механічних властивостей;
- хорошу зварюваність;
- стабільну якість при масовому виробництві.

## Контрольні питання для студентів заочної форми навчання

(номер варіанту відповідає останній цифрі залікової книжки студента)

### *Варіант 1*

- 1 Зміцнення сталей за допомогою термомеханічної обробки
- 2 Поверхнєве зміцнення сталевих деталей
- 3 Газополуменеве гартування
- 4 Старіння
- 5 Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу: цементация

### *Варіант 2*

- 1 Механічні методи поверхневого зміцнення деталей машин
- 2 Параметри стану поверхневого шару деталей машин
- 3 Магнітне зміцнення деталей машин
- 4 Гартування токами високої частоти
  
- 5 Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу: азотування

### *Варіант 3*

- 1 Обробка сталей холодом
- 2 Зміцнення методом пластичної деформації - дорнування
- 3 Дробеструйна обробка (наклеп)
- 4 Макро- та мікроструктура. Методи її виявлення
- 5 Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу: борування

#### *Варіант 4*

- 1 Лазерне зміцнення
- 2 Електронно-променева обробка
- 3 Субструктура та її параметри
- 4 Субструктура та її параметри
- 5 Одночасне насичення поверхні виробів азотом і вуглецем

#### *Варіант 5*

- 1 Методи детонаційного нанесення покриттів
- 2 Вакуумне іонно-плазмове зміцнення
- 3 Термомеханічна обробка сталей
- 4 Зміцнення деталей вібрацією
- 5 Кріогенна обробка

#### *Варіант 6*

- 1 Іонне розпорошення
- 2 Зміцнення методом контрольованої прокатки
- 3 Магнітне зміцнення деталей машин
- 4 Старіння
- 5 Індукційний нагрів

#### *Варіант 7*

- 1 Гартування токами високої частоти
- 2 Алмазне вигладжування
- 3 Механізм лазерної термічної обробки
- 4 Зміцнення зі зміною хімічного складу поверхневого шару металу:  
хромування
- 5 Світовий досвід виробництва конструкційних сталей

*Варіант 8*

- 1 Структурні недосконалості в кристалах
- 2 Методи магнітної обробки
- 3 Зміцнення деталей зі зміною структури всього об'єму металу
- 4 Технологічні варіанти плазмового зміцнення деталей
- 5 Дробоструменева обробка

*Варіант 9*

- 1 Сили, які виникають під час алмазного вигладжування
- 2 Дорнування
- 3 Центробіжно-кулькова обробка
- 4 Термомеханічна обробка конструкційних сталей
- 5 Різниця між термічною і хіміко-термічною обробками

*Варіант 10*

- 1 Старіння
- 2 Утворення дислокацій та зростання їх щільності
- 3 Іонне легування
- 4 Вібродугова наплавка
- 5 Залежність міцності від щільності дислокацій



## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Гаркунов, Д.Н. Триботехника: учебник для вузов / Д.Н.Гаркунов.-Изд. Второй, перераб. и доп.-М.: Машиностроение, 1989.-328 с.: ил.-ISBN 5-7855-0361-1.
2. Дриц, М.Е., Москалев, М.А. Технология конструкционных материалов и материаловедение: учебник для вузов / М.Е. Дриц, М.А.Москалев. - М.: Высш. шк., 1990. - 447 с.: ил. - ISBN 5-06- 000144-Х.
3. Материаловедение и технология материалов: учебник для вузов / П. Фетисов [и др.] - М.: Высш. шк., 2000.- 638 с.: ил. - ISBN 5-06-003616-2.
4. Прикладная механика: учебник для вузов / В.В. Джамай [и др.]; под общ. ред. В.В. Джамаи.- М.: Дрофа, 2004.- 414 с.: ил.-ISBN 5-7107-6232-6.
5. Лахтин Ю.М. Химико-термическая обработка металлов: учеб. пособие / Ю.М. Лахтин, Б.Н.Арзамасов.-М.: Металлургия, 1985.- 256 с.: ил. - ISBN 5-333-04260-Х.
6. Большаков В.И. Структурная теория упрочнения конструкционных сталей и других материалов: монография / В.И. Большаков, Л.И. Тушинский. – Д.: Свидлер, 2010. – 482 с.
7. Большаков В.И. Термическая обработка строительной стали повышенной прочности / В.И. Большаков, К.Ф. Стародубов, М.А. Тылкин. – М.: Металлургия, 1977. – 200 с.
8. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов / Новиков И. И. - М.: Металлургия, 1986. – 480 с.
9. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка / В.И. Погоржельский, Д.А. Литвиненко, Ю.А. Матросов, А.В. Иваницкий. - М.: Металлургия, 1979. – 183 с.

