

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
Запорізький національний технічний університет

**КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ**

з дисципліни «Інженерія поверхні» (Частина 3) для  
студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка»  
освітня програма «Відновлення та підвищення зносостійкості  
деталей та конструкцій» усіх форм навчання

2018

Конспект лекцій з дисципліни «Інженерія поверхні» (Частина 3)  
для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітня  
програма «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей та  
конструкцій» усіх форм навчання / Укл.: С.П. Бережний. - Запоріжжя:  
ЗНТУ, 2018 – 77 с.

Укладач: С.П. Бережний, канд. техн. наук, доцент  
Рецензент: Ю.М. Савонов, канд. техн. наук, доцент  
Редактор: І.П. Аверченко  
Відповідальний за випуск: О.Є. Капустян

Затверджено  
на засіданні кафедри ОТЗВ  
Протокол № 3 від 27.10.2018

Рекомендовано до видання  
НМК ІФФ

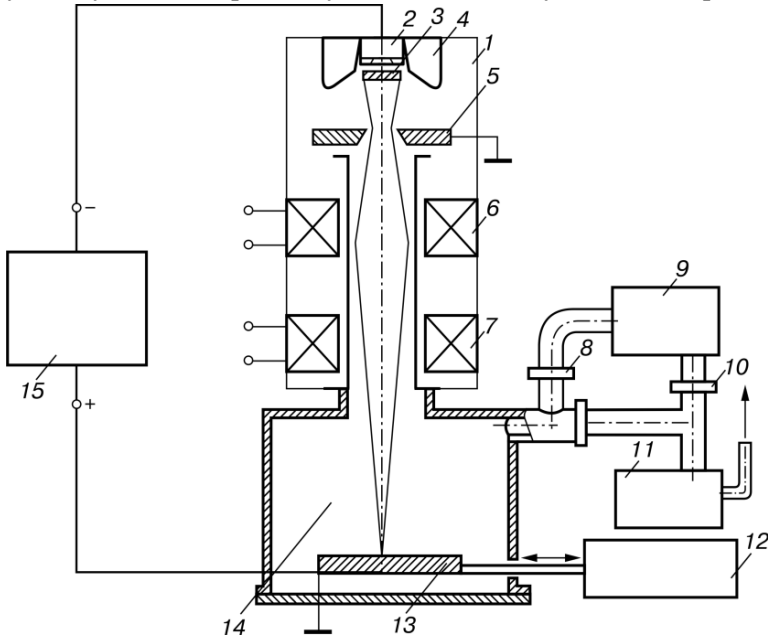
Протокол № 3 від 14.11.2018

## ЗМІСТ

|                                                                                                                                                  |     |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| 4.2 Модифікування поверхні електронним променем .....                                                                                            | 161 |
| 4.3 Іонна імплантація. ....                                                                                                                      | 166 |
| 4.4 Обробка плазмою .....                                                                                                                        | 170 |
| 4.5 Комбіновані способи зміцнення з використанням<br>плазми.....                                                                                 | 178 |
| Тема 5 Електроіскрове легування. Критерії ерозійної стійкості<br>матеріалів. Закономірності легування. Формування і властивості<br>покривів..... | 184 |
| ТЕМА 6 ТЕХНОЛОГІЇ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ<br>ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ. ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ<br>УЛЬТРАЗВУКОВОГО ТА ДРОБОСТРУМІННОГО ЗМІЦНЕННЯ.....    | 192 |
| 6.1 Механізм деформаційного зміцнення .....                                                                                                      | 192 |
| 6.2. Поверхнєве пластичне деформування .....                                                                                                     | 194 |
| 6.3 Ультразвукове зміцнення.....                                                                                                                 | 205 |
| 6.4 Дробострумінне зміцнення .....                                                                                                               | 215 |
| ТЕМА 7. ТЕХНОЛОГІЇ ГАЛЬВАНІЧНОГО НАНЕСЕННЯ<br>ПОКРИТТЯ. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ. ХІМІЧНЕ<br>ОСАДЖЕННЯ .....                                      | 217 |
| 7.1 Гальванічні процеси.....                                                                                                                     | 217 |
| 7.2 Хімічне осадження. Закономірності осадження. ....                                                                                            | 227 |
| 7.3 Структура і властивості газофазних покриттів .....                                                                                           | 231 |

## 4.2 Модифікування поверхні електронним променем

Електронний промінь - потік електронів, що випромінюються одним джерелом і рухаються по близьких траєкторіях у певному напрямку. Електронний промінь створюється спеціальним приладом - електронною гарматою (рис. 4.7), за допомогою якої отримують вузькі електронні пучки з великою густиною енергії.



1 - електронна гармата; 2 - нагрівник; 3 - катод; 4 - додатковий електрод; 5 - анод; 6 - магнітна лінза; 7 - система відхилення; 8, 10 - затвори; 9 - дифузійний насос; 11 - форвакуумний насос; 12 - привід маніпулятора; 13 - виріб; 14 - вакуумний об'єм; 15 - високовольтне джерело постійного струму

Рисунок 4.7 - Схема електронно-променевої установки

Гармата має катод 3, який може нагріватися до високих температур. Катод розміщений всередині додаткового електрода 4. На відстані від катода знаходиться прискорювальний електрод (анод) 5 з отвором. Електрони, які виходять із катода, фокусуються за допомогою електричного поля між додатковим і прискорювальним електродами в пучок, діаметр якого дорівнює діаметру отвору в

аноді 5.

Позитивний потенціал прискорювального електрода може досягати кількох десятків тисяч вольт, тому електрони, які випромінюються катодом, на шляху до анода набувають значної швидкості та енергії. Живлення гармати електричною енергією здійснюється від високовольтного джерела постійного струму 15. Для збільшення густини енергії в промені після виходу електронів із першого анода, вони фокусуються магнітним полем у спеціальній магнітній лінзі 6. Сфокусовані в густий пучок електрони, що рухаються, вдаряються з великою швидкістю об поверхню виробу 13.

Для переміщення променя по поверхні виробу на шляху електронів розміщують магнітну систему відхилення 7. Для забезпечення вільного руху електронів від катода до анода і далі до виробу, а також для того, щоб запобігти утворенню дугового розряду між електродами, в установці створюється глибокий вакуум (порядку  $1 \cdot 10^{-2}$  Па).

*Передавання і поглинання енергії.* При застосуванні електронного променя для нагрівання і розплавлення поверхні використовується енергія, яка отримується внаслідок її бомбардування прискореними електронами, сформованими у вузький пучок. При попаданні на поверхню електрони гальмуються, і їх кінетична енергія перетворюється на теплову. Процес здійснюється у глибокому вакуумі ( $10^{-2}$ - $10^{-3}$  Па), форвакуумі ( $10^0$ - $10^{-1}$  Па), іноді в середовищі інертних газів при атмосферному тиску.

У процесах електронно-променевої обробки поверхні застосовується густина потужності пучків  $10^5$ - $10^8$  Вт/м<sup>2</sup>.

При проходженні швидких електронів крізь речовину повна втрата енергії характеризується втратами на іонізацію і збудження атомів, взаємодію з плазмою твердого тіла і на гальмівне випромінювання.

При взаємодії швидких електронів з електронною плазмою твердого тіла визначальну роль відіграє не один, а багато ефектів. Заряди, які рухаються з прискоренням, випромінюють електромагнітні хвилі. При проходженні крізь речовину в процесі співударів електрони набувають негативного прискорення і відповідно випромінюють електромагнітну енергію. Таке випромінювання називають *гальмівним*.

При дії на речовину потоків електронів з енергією 20-200 кеВ

довжина хвиль гальмівного випромінювання відповідає спектру рентгенівського випромінювання. В інтервалі енергій для умов нагрівання і плавлення поверхні (до 20 кеВ) їх втрати на одиницю довжини пробігу значно залежать від енергії бомбардувального електрона.

Довжина пробігу  $\delta_{\text{пр}}$  електрона, який бомбардує речовину, визначається як відстань від поверхні речовини до точки, де електрон набуває середньої теплової швидкості вільних електронів речовини:

$$\delta_{\text{пр}} = \int_{E_e}^{E_{\text{с.т}}} \left( \frac{dE_e}{dz} \right)^{-1} dE_e, \quad (4.13)$$

де  $E_{\text{с.т}}$  - середня тепла енергія електронів середовища.

Відповідно, за Шотландом:

$$\delta_{\text{пр}} = 2,1 \cdot 10^{-15} \frac{U_{\text{прик}}^2}{\rho}, \quad (4.14)$$

де  $\rho$  - густина матеріалу, кг/м<sup>3</sup>;

$U_{\text{прик}}$  - прикладена напруга, В;

$\delta_{\text{пр}}$  - довжина пробігу, м.

Із виразів (6.17), (6.18) випливає, що  $\delta_{\text{пр}} \sim E_e^2 \sim U_{\text{прик}}^2$ .

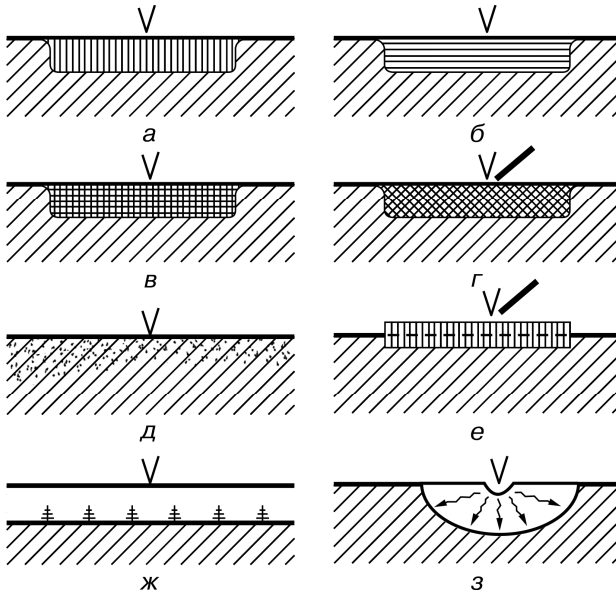
У діапазоні енергій електронів 0,5-3000 кеВ  $\delta_{\text{пр}} \sim U_{\text{прик}}^{3/2}$ .

Розподіл температури повторює розподіл введеної енергії, тобто максимум розплавлення спостерігається нижче від поверхні і збігається з максимумом розподілу втрат енергії. Відмінність від лазерного опромінення полягає в глибині досягнення максимальної температури і в мінімальній товщині розплавленого шару. При опроміненні електронним пучком товщина розплавленого шару становить щонайменше кілька мікрометрів.

З цього факту випливають деякі наслідки для швидкості переміщення межі тверда фаза-розплав на стадії охолодження.

Стадія охолодження приблизно відповідає процесу охолодження при лазерній обробці, в той час як стадія нагрівання повністю відрізняється від неї. Енергія вводиться на глибину, більшу, ніж для лазерного пучка, і шар завтовшки приблизно половини довжини пробігу електронів розплавляється відразу ж. Температура розплаву нижча, ніж при лазерному опроміненні, і тому температурні градієнти менші.

*Особливості модифікування поверхні.* При електронно-променевої обробці поверхні можливі декілька видів її стану (рис. 4.8).



а - рафінувальне оплавлення; б - загартування з твердого стану; в - модифікування за фазовим перетворенням; г - легування; д - дифузія; е - наплавлення; ж - обробка попередньо нанесених покриттів; з - ударне зміцнення

Рисунок 4.8 - Схеми електронно-променевого модифікування поверхні

Оплавлення і наступне твердіння з невеликими швидкостями просування фронту фазових перетворень здійснюється для рафінування металу поверхні заготовки від домішок і включень без додаткового легування матеріалу, а також для усунення поверхневих дефектів.

Загартування сплавів з твердого стану здійснюється зі швидкостями нагрівання й охолодження приблизно  $10^2$ - $10^4$  К/с.

Оплавлення з порівняно високими швидкостями плавлення і кристалізації (приблизно  $10^2$ - $10^5$  К/с) проводиться з метою загартування сплавів із рідкого стану.

Оплавлення і твердіння з високими та надвисокими швидкостями ( $10^3$ - $10^7$  К/с) здійснюються з метою аморфізації тонкого приповерхневого шару матеріалу.

Ударне зміцнення відбувається з іще вищими швидкостями за проміжок часу  $10^{-6}$ - $10^{-8}$  с. Глибинне зміцнення матеріалу проходить завдяки дії пружних коливань, які поширюються у вигляді ударної хвилі. Практичне значення мають процеси поверхневого легування, наплавлення матеріалу, обробки попередньо нанесених на метал покриттів, нагрівання шарів після хіміко-термічної обробки.

Характер виділення тепла в глибині металу залежить від енергії електронів. При цьому товщина шару залежно від значень енергії електронів суттєво зростає (в залізі - від 27 мкм при енергії електронів 100 кеВ до 5,7 мм при 10 МеВ). Максимальна кількість тепла виділяється на глибині, яка досягає приблизно 1/3 довжини пробігу електронів.

Спостерігаються нерівномірне енерговиділення і різна кінетика нагрівання структурних складових, наприклад матриці і карбідів.

При електронно-променевому оплавленні в режимах рафінування і загартування з рідкого стану переплавлення сталей та сплавів приводить до виділення газів і 30-75 % неметалевих включень. Розподіл включень, які залишилися, є більш рівномірними, і вони зменшуються за розмірами. Це покращує комплекс фізико-механічних характеристик матеріалів: підвищуються густина, ударна в'язкість, теплопровідність, контактне витримування, зменшується схильність до гарячого тріщиноутворення.

### 4.3 Іонна імплантація.

*Іонна імплантація* - процес, коли практично кожен елемент може бути вкорінений у приповерхневу область будь-якого твердого тіла - мішені, яку розміщено у вакуумній камері, за допомогою пучка високо-швидкісних іонів, що мають енергію кілька мегаелектрон-вольт.

Отримання і формування пучків іонів здійснюється в спеціальних іонно-променевих установках. До головних елементів установки іонного легування на-лежать: джерело іонів, мас-сепаратор, системи прискорення, формування і сканування пучка, камера обробки, вакуумна система.

Прискорення пучка здійснюється системою багатоелектронних лінз.

Оптимальним у вакуумних системах для іонного легування вважають вакуум приблизно 10–4 Па.

Найбільшого поширення отримали установки малих і середніх доз (інтенсивність пучка 500-800 мкА), в яких приймальна камера заземлена, що дуже зручно в роботі.

Іони вкорінюються в матеріал мішені на глибину від 0,01 до 1 мкм, втрачаючи енергію в процесі зіткнень з атомами основи. Енергія іона розсіюється в серії пружних і непружних взаємодій з твердим тілом.

Складну гамму взаємодій можна звести до двох незалежних механізмів - пружного розсіювання на ядрах і непружної взаємодії з електронними оболонками.

При використанні легких іонів з енергією  $10^3$ - $10^4$  eV втрати енергії в пружних і непружних взаємодіях близькі за значенням. Електронні енергетичні втрати в металах і напівпровідниках незначні і виявляються у виділенні теплоти. Атомні чи пружні взаємодії можуть бути досить інтенсивними і викликати значні спотворення та руйнування в кристалічній ґратці. Наприклад, важкий іон з енергією приблизно 100 кеВ при імплантації у кремній викликає зміщення до 1000 атомів.

Максимальна концентрація легуючої домішки при іонній імплантації визначається кількістю іонів, необхідних для розпилення шару атомів мішені товщиною, яка дорівнює довжині пробігу іонів у

перпендикулярному до поверхні напрямку. Зазвичай процеси розпилення стають суттєвими при дозах приблизно  $10^{17}$ - $10^{18}$  іон/см<sup>2</sup>. Навіть незначні легуючі домішки можуть суттєво змінити енергію зв'язку атомів матеріалу і, відповідно, коефіцієнт розпилення.

При бомбардуванні поверхні потоком іонів може відбуватися значна зміна її будови. Характерним є утворення поверхневих конусів чи фасеток, розміри яких значно перевищують довжину пробігу частинок.

Одним із важливих наслідків іонного легування є виникнення радіаційних дефектів. Якщо енергія, яка передається атомам мішені, досить велика, вони можуть бути вибиті зі свого вузла. Порогова енергія зміщення атома при пружному стиканні становить приблизно  $3 \cdot 10^{-18}$  Дж.

При цьому в кристалічній ґратці виникає дефект будови, створений вакансією і зміщеним атомом.

Енергія вибитого атома може бути достатньою для утворення наступного покоління зміщених атомів. Процеси зміщення, які пов'язані з первинним іоном і збудженими атомами віддачі, отримали назву *каскадів* і *субкаскадів*.

Типові значення перерізів розсіювання іонів і збуджених ними електронів при енергіях від одиниць до десятків кілоелектрон-вольт становлять  $10^{-16}$ - $10^{-17}$  см<sup>-2</sup>. У цьому випадку при довжині шляху іонів приблизно 1 м вакуум в установці має бути глибший за  $10^{-2}$  Па.

*Властивості поверхні.* Важкий іон із початковою кінетичною енергією ~100 кеВ, потрапляючи в тверде тіло, може зупинитися за час  $\sim 10^{-13}$  с. На початку руху у твердому тілі іон уповільнюється внаслідок утрат енергії на взаємодію з електронами і атомами мішені. Гальмування викликається переважно ефектами пружного атомного розсіювання, і це спостерігається наприкінці періоду гальмування при малих енергіях іона.

Наприкінці іонного шляху існує імовірність заміщення іоном атома мішені, але при цьому його енергії недостатньо, щоб уникнути вакансії, яка може утворитися при зіткненні. Такий процес називають *заміщенням при зіткненні*.

Укорінення домішок, утворення і накопичення різних радіаційних дефектів при іонному опроміненні приводить до різних структурних перетворень.

Відомі кілька типів структурних перетворень, які відбуваються при іонному бомбардуванні: кристал  $\rightarrow$  аморфна речовина (аморфізація); аморфна речовина  $\rightarrow$  кристал (кристалізація); кристал  $\rightarrow$  кристал (зміна розміру і орієнтації зерен у полікристалі, зміна типу кристалічної ґратки).

Метали характеризуються високою швидкістю відпаду радіаційних дефектів. Внаслідок цього при кімнатній температурі аморфізація металів, як правило, не відбувається. Незважаючи на це структурні перетворення третього типу (кристал  $\rightarrow$  кристал) в умовах іонного бомбардування здаються досить імовірними.

При опроміненні іонами завдяки здатності дислокацій переміщуватися під дією навантаження границя втоми також збільшується. Наприклад, після бомбардування іонами азоту з енергією 200 кеВ (доза  $2 \cdot 10^{17} \text{ см}^{-2}$ ) час, протягом якого не відбувалося руйнування зразка з нержавіючої сталі при циклічному навантаженні, зростав у вісім разів.

Широко застосовують види поверхневої обробки на основі зміцнених дрібнодисперсних виділень. Утворення дрібнодисперсних включень дає змогу сформувати гетерогенну структуру поверхневого шару з високими фрикційними характеристиками.

Включення забезпечують несучу здатність плям фактичного контакту, а в'язка матриця матеріалу відіграє роль демпфера.

Найкращий ефект гальмування дислокацій досягається за наявності когерентної межі між включенням і матрицею. Таку властивість мають виділення нітриду титану в гексагональній матриці титану при іонній імплантації азоту.

Введення атома домішки в напівпровідник супроводжується появою в забороненій зоні локального енергетичного рівня (чи кількох рівнів). Залежно від речовини, типу проникного атома, місця його розташування в ґратці такі домішкові центри можуть мати різні електричні властивості. При іонній імплантації можна вводити центри, які є ефективними донорами чи акцепторами і, таким чином, у надзвичайно широких межах змінювати провідність напівпровідників.

Наприклад, атоми літію є ефективними донорами при проникненні в кремній і германій, оскільки вони знаходяться в міжвузлових положеннях. І навпаки - атоми бору і фосфору зумовлюють

дрібні акцепторні чи донорні рівні лише тоді, коли вони опиняються у вузлах кристалічної ґратки.

До переваг використання легких іонів належить також простота отримання інтенсивних пучків, більша глибина проникнення при однакових початкових енергіях, малі коефіцієнти розпилення поверхні. У залізі і сталях при невеликих концентраціях імплантований азот розміщується в октаедричних порах ( $\text{Fe}_2\text{N}$ ,  $\text{Fe}_3\text{N}$ ,  $\text{Fe}_4\text{N}$ ).

Можливе також утворення карбонітридів за участю наявного у сплаві вуглецю або атомів, які потрапляють на поверхню твердого тіла з навколишнього середовища (під час використання для отримання вакууму парамастильних дифузійних насосів). Для підвищення зносостійкості найбільш сприятливою є  $\epsilon$ -карбонітриди  $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{N})$ .

Для високохромистих сталей при легуванні азотом характерне утворення нітридів хрому  $\text{CrN}$ ,  $\text{Cr}_2\text{N}$ , причому утворення  $\text{Cr}_2\text{N}$  більш типове для мартенситних сталей. В окремих випадках спостерігається зростання зносостійкості згаданих сталей на три порядки.

Застосування важких іонів для зміцнення поверхонь обмежується складністю досягнення великих концентрацій і глибин легування багатьох сталей іонами ітрію. При дозі  $5 \cdot 10^{15}$  іон/см<sup>2</sup>, яка відповідає атомній частці порядку 0,1 %, спостерігається значне збільшення твердості попередньо зміцнених інструментальних сталей. Це досягається утворенням великих асиметричних комплексів атомів ітрію і міжвузлових атомів вуглецю, які ефективно блокують рух дислокацій. Ще більший ефект - при одночасному легуванні ітрієм і азотом. Паралельним механізмом є захоплення ітрієм вакансій, що знижує швидкість рекомбінації міжвузлів і вакансій. Таким чином, більше вакансій зберігається для взаємодії з азотом.

Ефект зміцнення, аналогічний  $\gamma$ , дають іони Nb, Ta, Ti, Sn, але при дозі легування порядку  $1 \cdot 10^{17}$  іон/см<sup>2</sup>.

Фазові перетворення, які відбуваються в поверхневих шарах при іонному легуванні, призводять до зміни адгезійних і деформаційних характеристик. Аморфізація, яка спостерігається у деяких сплавах і деяких чистих металах, наприклад Ni, при імплан-

тації диспрозію підвищує корозійну стійкість поверхонь, знижує адгезійну взаємодію з контртілом.

Іонна імплантація робить можливим формування на поверхні оксидних плівок і деяких інших сполук, які відіграють роль твердих мастильних матеріалів. До речовин, які інтенсивно утворюють оксиди, належать Be, Al, Ti, Cr, Ta. Іонне легування Al молібденом приводить до формування поверхневої плівки сплаву Al-Mo, яка різко підвищує стійкість Al до піттингової корозії. Одночасне легування іонами молібдену і сірки при відношенні густин атомних потоків 1 : 2 дає змогу досягти помітно менших значень коефіцієнта тертя, ніж обробка одним із цих видів іонів.

#### **4.4 Обробка плазмою**

Суть методу полягає у термічних фазових і структурних перетвореннях, які здійснюються плазмовим струменем (дугою) при швидкому концентрованому нагріванні робочої поверхні деталі та відведенні тепла в матеріал виробу.

Існує кілька варіантів плазмового зміцнення: 1) зміцнення без оплавлення і з оплавленням поверхні деталі; 2) зміцнення із зазором між зонами термічного впливу (ЗТВ), без перекривання ЗТВ і з перекриванням ЗТВ; 3) хіміко-термічна плазмова обробка; 4) зміцнення в поєднанні з іншими способами об'ємної або поверхневої термічної обробки.

Плазмове зміцнення без оплавлення поверхні є найбільш поширеним для сталевих виробів, оскільки забезпечує зберігання якості (шорсткості) поверхні, яка досягнута внаслідок відповідної механічної обробки. Цей процес на практиці використовується як кінцева операція. Необхідні значення твердості, розмірів і властивостей ЗТВ регулюються режимними параметрами процесу в досить широких межах.

Однак у випадках, коли необхідні особливі експлуатаційні властивості, можливе зміцнення з оплавленням поверхні сталевих деталей. Оплавлення забезпечує підвищену тріщиностійкість для сталей, які містять у собі менш як 0,35 % вуглецю, і дає змогу збільшити розміри ЗТВ на 10-40 %.

Із другої групи технологічних варіантів плазмового зміцнення найбільшого практичного використання набула обробка без перекривання ЗТВ. Перевагою такої обробки є отримання зміцнених шарів із рівномірною твердістю на поверхні. Це забезпечує найбільш високу, порівняно з іншими варіантами обробки, стійкість до зношування. Під час обробки з перекриванням можливе суттєве підвищення тріщиностійкості при деякому зниженні стійкості до зношування. Це зниження зносостійкості викликане зниженням мікротвердості зміцненої поверхні внаслідок повторного нагрівання, а підвищення тріщиностійкості пояснюється підвищеною пластичністю сталі зі структурою відпуску. Ще більшу пластичність мають незміцнені ділянки з вихідною структурою. У цьому розумінні більш ефективна обробка із зазором між зонами термічного впливу.

Можливість реалізації хіміко-термічної обробки при плазмовому нагріванні визначається видом газу, який використовується як плазмоутворювальний. Використання інертного газу (наприклад, аргону) забезпечує окиснення й отримання якісних зміцнених шарів без дефектів. При цьому не здійснюється насичення поверхні, яка зміцнюється якими-небудь елементами, а внаслідок структурних змін відбувається тільки термічне зміцнення. Можливе дифузійне насичення поверхні рідкого металу вуглецем із високоентальпійної плазми вуглекислотного газу.

Таким чином, досягається досить високий рівень твердості зміцненої зони: для сталі 45, наприклад, 650-720 HV, 65Г - 720-800 HV, сталі 3 - 200-220 HV. Можливе азотування (насичення азотом) зміцнених шарів при плазмовій обробці, де як плазмоутворювальний газ використовується суміш аргону з азотом. Внаслідок комплексного зміцнення утворюється азотний шар завтовшки в кілька десятих часток міліметра і мікротвердістю, наприклад для сталі 40, 9500-9800 МПа.

Найбільші можливості регулювання експлуатаційних властивостей реалізуються у випадку використання комплексного зміцнення, яке включає попередню або наступну об'ємну термічну обробку і плазмове зміцнення. Об'ємне загартування веде до різкого зниження тріщиностійкості всіх сталей порівняно з вихідним (нормалізованим) станом. Плазмове зміцнення після об'ємного загартування дає змогу значно підвищити тріщиностійкість на відміну від об'ємного загартування без зміцнення.

Мартенситна структура зміцненого шару при такій складній обробці порівняно з мартенситною структурою об'ємно-загартованої основи характеризується вищим ступенем дисперсності, а також вищою мікротвердістю. Крім того, ще однією причиною підвищення тріщиностійкості при плазмовому зміцненні після об'ємного загартування є наявність між загартованою ЗТВ і об'ємно-загартованою основою м'якої зони відпуску з високодисперсною трооститно-сорбітною структурою.

Для регулювання експлуатаційних властивостей деталей (передусім твердості і тріщиностійкості) можливе використання плазмової обробки в комплексі з попереднім загартуванням струмами високої частоти. Зміцнені таким способом деталі мають композиційний робочий шар з високою стійкістю до зношування, тріщиностійкістю і відносно м'яку пластичну серцевину.

*Механізм плазмового загартування та закономірності структурних перетворень.* Основною фізичною характеристикою поверхневого зміцнення висококонцентрованим джерелом нагрівання є температурне поле.

Рівняння процесу поширення тепла в масивному напівнескінченному тілі від потужного джерела нагрівання, яке швидко рухається з нормальним розподілом питомого теплового потоку, має вигляд:

$$T(z, y, t) = T_0 + \frac{q}{w 2 \pi \lambda} \frac{\exp\left(-\frac{z^2}{4a t}\right)}{\sqrt{t(t_0 + t)}}, \quad (4.15)$$

де  $T$  - температура нагрівання, °C ;

$y, z$  - ширина і глибина плями нагрівання, мм;

$t$  - час, с;

$q$  - потужність плазмового струменя, Дж/с;

$\lambda$  - коефіцієнт теплопровідності, Вт/(м · К);

$w$  - швидкість переміщення джерела нагрівання (швидкість обробки), м /год;

$a$  - коефіцієнт температуропровідності, см<sup>2</sup>/с;

$t_0$  - стала часу, с.

Коефіцієнт зосередженості визначається за формулою:

$$k = \frac{1}{r_0^2}, \quad (4.16)$$

де  $r_0^2$  - радіус фіктивного джерела потужністю, яка дорівнює потужності нормального джерела, але його потужність рівномірно розподілена по плямі, а питомий тепловий потік дорівнює найбільшому питомому тепловому потоку нормального джерела.

Чим більший коефіцієнт зосередженості  $k$ , тим менший радіус  $r_0$  еквівалентного циліндра.

Стала часу визначається за формулою:

$$t_0 = \frac{1}{4\alpha k}. \quad (4.17)$$

Це час, за який тепло від фіктивного зосередженого джерела поширюється по тілу, викликаючи такий самий розподіл температури, як і від нормально-кругового джерела.

Основною характерною особливістю методів поверхневого зміцнення висококонцентрованими джерелами нагрівання є можливість отримання швидкостей нагрівання й охолодження, які на кілька порядків перевищують значення, що властиві традиційним методам зміцнення (пічного загартування, загартування струмами високої частоти (СВЧ), газополуменового загартування тощо).

Миттєва швидкість охолодження:

$$w = \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (4.18)$$

а відповідно структура і властивості зміцненої зони, визначаються насамперед ступенем локалізації введення тепла у виріб, який обробляється (у плямі нагрівання). Від ступеня локалізації залежать і такі важливі фактори, як залишкові

напруження і деформації, необхідність використання додаткових охолодних середовищ, продуктивність обробки, техніко-економічні показники процесу.

У загальному випадку порядок величини швидкості охолодження (К/с) відповідає порядку величини концентрації теплової потужності (Вт/см<sup>2</sup>) джерела.

Для практичного визначення температури  $T$  та швидкості  $w$  результати експериментальних досліджень показують, що принципово можна досягти температури нагрівання від початкової до температури плавлення, а швидкості охолодження - від  $10^4$  до  $10^6$  К/с.

Розміри зміцненої зони та значення мікротвердості, які досягаються в її межах, залежать від характеристик джерела нагрівання і швидкості його переміщення відносно поверхні, яка обробляється.

На рис. 4.9 показаний типовий характер розподілу мікротвердості у зоні термічного впливу плазмового струменя.

В табл. 4.4 як приклад приведено значення мікротвердості, розміри ЗТВ та її складових для ряду нормалізованих, індустріальних сталей.

$H$ , МПа

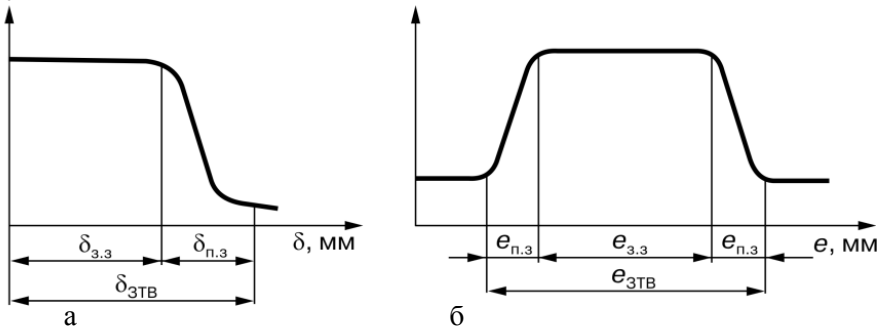


Рисунок 4.9 - Характер розподілу мікротвердості за глибиною (а) і шириною (б) ЗТВ плазмового струменя при обробці без оплавлення

У доєвтектоїдних сталях 30ХГСА, 45, 50ХН і 65ХЗМФ, які мають більш високу критичну температуру повної аустенізації (точки  $A_{c3}$  за діаграмою залізо-вуглець), глибина загартованої зони

$\delta_{3,3}$  більша, ніж у евтектоїдних сталях М76 (рейкова із вмістом вуглецю 0,8 %) та 9ХФ.

Однак, незважаючи на те що критична температура повної аустенізації заевтектоїдної сталі 150ХНМ вища, ніж евтектоїдних сталей, глибина її загартованої зони  $\delta_{3,3}$  в цьому випадку менша, хоча глибина  $\delta_{ЗТВ}$  більша за рахунок глибини перехідної зони  $\delta_{п.з.}$

Таким чином, глибина загартованої зони при плазмовому зміцненні вуглецевих сталей визначається вмістом у них вуглецю.

Особливостями фазових і структурних перетворень при плазмовому нагріванні різних сталей визначаються і розміри примежових (перехідних) зон між загартованою поверхнею і вихідною структурою. Найменші розміри перехідних зон спостерігаються в евтектоїдних сталях М76 і 9ХФ, що пояснюється відсутністю в них температурного інтервалу рівноваги  $\alpha$ - і  $\gamma$ -фаз (міжкритичного інтервалу).

Таблиця 4.4 - Мікротвердість і розміри ЗТВ сталей без оплавлення

| Сталь  | Мікротвердість<br>$H$ , МПа |                        | Ступінь<br>зміцнення,<br>$K_{зм}$ | Розміри зміцненої<br>зони, мм |                |           |           |
|--------|-----------------------------|------------------------|-----------------------------------|-------------------------------|----------------|-----------|-----------|
|        | Вихідної<br>структури       | у зоні<br>загартування |                                   | $\delta_{ЗТВ}$                | $\delta_{3,3}$ | $e_{ЗТВ}$ | $e_{3,3}$ |
| 30ХГСА | 1950-2100                   | 7400-7700              | 3,5                               | 3,9                           | 3,3            | 13,5      | 12,5      |
| 45     | 1700-1800                   | 8200-8400              | 4,7                               | 4,0                           | 3,6            | 14,0      | 13,2      |
| 50ХН   | 1900-2000                   | 8400-8600              | 4,5                               | 3,9                           | 3,6            | 14,0      | 13,3      |
| 65ХЗМФ | 1850-2000                   | 8750-8850              | 4,7                               | 3,7                           | 3,4            | 13,7      | 13,1      |
| М76    | 2300-2450                   | 9950-10050             | 4,0                               | 3,3                           | 3,1            | 12,9      | 12,4      |
| 9ХФ    | 2600-2750                   | 10500-10750            | 3,8                               | 3,1                           | 2,9            | 12,5      | 11,9      |
| 150ХНМ | 3200-3600                   | 9600-9750              | 3,1                               | 3,5                           | 2,8            | 11,5      | 10,6      |

**Примітки.** У таблиці прийняті позначення:  $K_{зм}$  - відношення мікротвердостей загартованої зони і вихідної структури;  $\delta_{ЗТВ}$ ,  $\delta_{3,3}$  - глибини зони термічного впливу і загартованої зони;  $e_{ЗТВ}$ ,  $e_{3,3}$  - ширина тих самих зон.

Важливою особливістю структур, які формуються при плазмовому зміцненні, як і при інших способах обробки висококонцентрованими джерелами нагрівання, є високий ступінь дисперсності мартенситу, який визначає комплекс експлуатаційних характеристик.

Зона термічного впливу плазмового струменя має форму сегмента і за своєю будовою аналогічна ЗТВ електронного і лазерного променів (рис. 4.10).

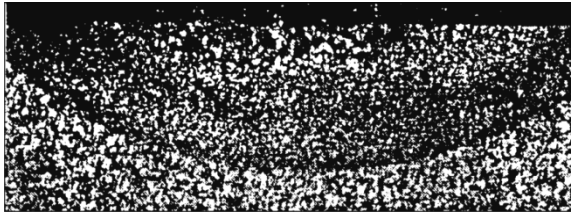


Рисунок 4.10 - Макроструктура ЗТВ плазмового струменя на сталі 45 ( $\times 8$ )

При обробці без оплавлення вона складається із загартованої зони, в якій відбулися мартенситні перетворення, і примежової (перехідної до вихідного матеріалу). При обробці з оплавленням виникає додаткова поверхнева зона оплавлення (загартування із рідкого стану).

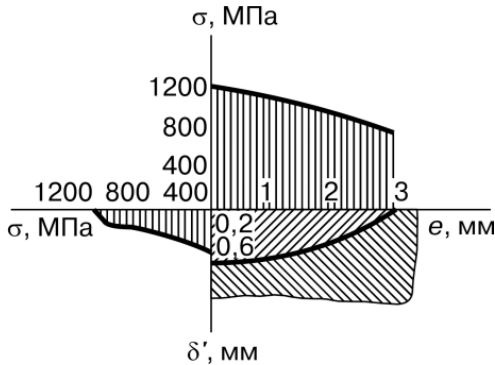
Незалежно від складу сталі мікроструктура загартованої зони є досить однорідним високодисперсним мартенситом разом із залишковим аустенітом та карбідом. Формування такої структури зумовлене малими розмірами аустенітних зерен, які утворилися при високошвидкісному плазмовому нагріванні. Підвищення ступеня дисперсності загартованої структури при плазмовому зміцненні зумовлене досягненням високого ступеня тетрагональності мартенситу, щільності дислокацій, а також подрібненням мартенситу.

Крім того, важливе значення має і підвищений вміст залишкового аустеніту в структурі загартованої зони, особливо в приповерхневих шарах. Наприклад, у сталі ШХ15СГ він досягає 75 %. При просуванні вглиб ЗТВ вміст залишкового аустеніту знижується.

Висока мікротвердість у загартованій зоні зумовлена також наявністю значних залишкових термічних і структурних напружень. На рис. 4.11 показаний розподіл залишкових напружень за глибиною і шириною ЗТВ.

На поверхні ЗТВ спостерігаються значні напруження стиску, які досягають поблизу осьової лінії загартованої зони 1320 МПа, що значно вище, ніж при використанні більшості традиційних методів поверхневого зміцнення (490-980 МПа після наклепу дробом, 590 МПа -

після загартування струмами високої частоти, 880-1270 МПа - після азотування). За межами загартованої зони напруження стиску на поверхні переходять у напруження розтягу. На відстані 1 мм від краю зони вони становлять 115 МПа. При зміцненні з перекриванням ЗТВ у зоні перекриття на поверхні також виникають напруження розтягнення, які дорівнюють 30-80 МПа.



$\delta'$ ,  $e$  - відстані від поверхні і середини зони

Рисунок 4.11 - Епюри залишкових напружень у поперечному перерізі ЗТВ сталі 3Х15СГ

Наявність великих напружень стиску є важливим фактором, який вказує на можливість підвищення працездатності деталей після зміцнення і насамперед деталей, які працюють при контактних і знакозмінних навантаженнях.

Плазмова обробка може бути використана для зміцнення не тільки сталевих виробів, а й чавунних. У цьому випадку найчастіше використовується зміцнення з оплавленням робочої поверхні, яке забезпечує створення на ній вибіленого шару з дисперсною дендритною структурою.

При цьому швидкість охолодження розплаву становить приблизно  $10^4$  К/с, що і зумовлює високий ступінь дисперсності закристалізованої структури. Відстань між вторинними дендритами залежно від параметрів обробки змінюється в межах 2-5 мкм. Підтверджено наявність у ній суміші фериту, аустеніту і цементиту. Включення графіту повністю або частково розчиняються. Кількість розчиненого в розплаві графіту визначає вміст залишкового аустеніту і цементиту в зоні розплаву.

*Властивості зміцнених матеріалів.* Структура зміцненого

шару, яка характеризується великою твердістю і високою дисперсністю, впливає на зміну експлуатаційних характеристик зміцнених матеріалів - стійкість до зношування, механічні властивості (міцність, пластичність, тріщиностійкість, витривалість), тепло- і корозієстійкість. Зниження зносостійкості при плазмовому зміцненні з перекриванням ЗТВ порівняно зі зміцненням без перекривання пов'язане з деяким зменшенням мікротвердості внаслідок повторного нагрівання. Крім того, в цьому випадку на обробленій поверхні з'являються зони відпуску завширшки 1-3 мм. При виконанні кожного наступного проходу на тій ділянці попередньої зони, де температура нагрівання перевищувала  $A_{c1}$ , відбувається повна фазова перекристалізація, а потім повторне загартування, внаслідок чого структура цієї ділянки зони не відрізняється від попередньої зони, де температура нагрівання була нижча за  $A_{c1}$ , відбувається швидкісний відпуск раніше створеної загартованої структури.

Зниження мікротвердості в зоні відпуску на ділянці перекривання доріжок не перевищує 20 %. Більш інтенсивне вибіркове зношування на межах ЗТВ і в зонах відпуску відсутнє, оскільки воно визначається передусім зношуванням загартованих доріжок. Зони відпуску займають значно меншу площу поверхні, і при їх зношуванні виявляється "тіньовий" ефект. У цілому зміцнення як з перекриванням ЗТВ, так і без перекривання забезпечує високу зносостійкість, і за цим показником воно значно ефективніше за об'ємне загартування.

#### **4.5 Комбіновані способи зміцнення з використанням плазми**

*Плазмова хіміко-термічна обробка.* Внаслідок дії на поверхню металу, який обробляється, плазмового струменя активних газів, наприклад азоту, досягається значне підвищення твердості поверхневого шару матеріалу. Це пов'язано з подрібненням блоків мозаїки і значним збільшенням щільності дефектів кристалічної ґратки, яка перевищує цю величину для випадків традиційного загартування. Незалежно від режимів плазмової хіміко-термічної обробки існує пряма пропорційна залежність між щільністю дислокацій і твердістю й обернена залежність - між розмірами блоків

і твердістю. При нагріванні в поверхневому шарі матеріалів внаслідок розчинення атомарного азоту плазмового струменя у вихідному матеріалі утворюється азотовмісна сполука  $\text{Fe}_3\text{N}$ .

Між розчиненим атомарним азотом і атомами вихідного матеріалу відбувається хімічна реакція, яка і приводить до утворення нітридів. Швидкість реакції (дифузії атомів у сталі) в різних точках ЗТВ прямо пропорційна температурі, яка досягається в зоні нагрівання. У центрі ЗТВ швидкість азотування набагато вища (приблизно  $10^{-6}$  моль/(л · с)), ніж у периферійних ділянках (від  $1 \cdot 10^{-10}$  до  $3 \cdot 10^{-10}$  моль/(л · с)).

*Плазмово-детонаційне зміцнення.* Для поверхневого термо-зміцнення і модифікації можуть використовуватись імпульсні високоенергетичні плазмові струмені з параметрами: енергія - 300-10 000 Дж; частота - 1-10 Гц; тривалість -  $10^2$ - $10^{-3}$  с; швидкість - 50-9000 м/с; температура - 2000-30 000 К.

Формувати імпульсні високоенергетичні плазмові струмені можна при реалізації нестационарних режимів детонаційного згоряння горючих газових сумішей в електромагнітному полі. Поширення детонаційної хвилі здійснюється між двома коаксіальними тілами обертання, які є електродами імпульсного плазмотрона. Під дією високої температури відбувається часткова іонізація продуктів згоряння, і за наявності зовнішнього електромагнітного поля по газовому шару за детонаційною хвилею проходить електричний струм, виникає додаткова пондеромоторна сила і додаткова енергія джоулевої дисипації газу, що значно збільшує енергію ударної хвилі і продуктів згоряння.

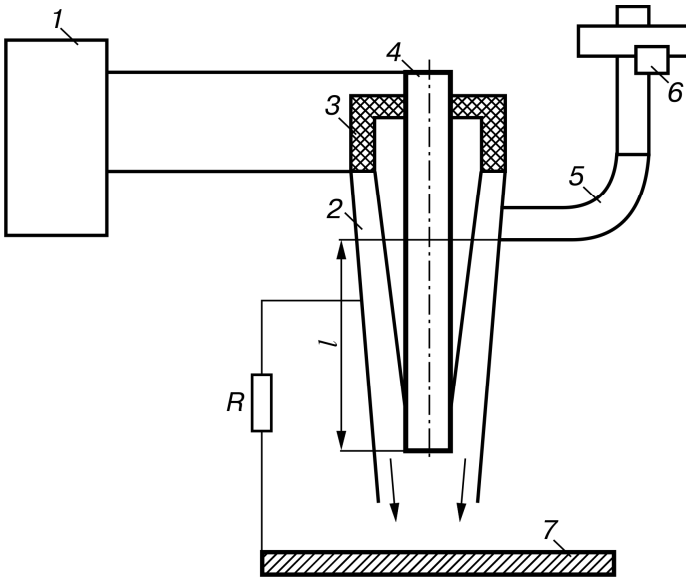
Експериментальні дослідження електричного розряду в продуктах детонаційного згоряння горючих газових сумішей доводять, що в початковий момент електричний струм проходить крізь іонізований під час вибуху газ. Через кілька десятків мікросекунд з'являються плазмові струмені, які рухаються зі швидкістю до 8 км/с. За час  $10^{-3}$  с ці струмені наздоганяють фронт руху струмового шару і гальмуються на ньому. Температура плазмових струменів досягає 30 000 К. Для течії характерні ударно-стиснуті області і періодична структура, яка утворюється хвилями стиснення і розтягнення. Струмінь плазми залежно від геометричних параметрів плазмово-детонаційного генератора має поперечний переріз від 8 до

40 мм і густину потужності від  $10^3$  до  $10^7$  Вт/см<sup>2</sup> (рис. 4.12).

Висока густина плазмового струменя і можливість введення в нього легких елементів у вигляді іонів, пари або дрібних крапель зумовлюють можливість легування поверхні виробів, хіміко-термічної обробки, плазмохімічного синтезу й осадження покриттів

Обробка поверхні виробу імпульсними плазмовими потоками супроводжується утворенням на його поверхні шару ударно-стиснутої плазми.

Вплив такої плазми подібний до впливу густої плазми, яка утворюється за допомогою вибухових речовин і характеризується високими температурою і тиском, а також великими швидкостями нагрівання й охолодження (рис. 4.13).



1 - високовольтне джерело живлення; 2 - реакційна камера; 3 - ізолятор; 4 - в-итратний електрод; 5 - детонаційний пристрій; 6 - свічка підпалювання; 7 - виріб

Рисунок 4.12 - Схема імпульсного плазмово-детонаційного генератора

На відміну від інших температурних впливів - променем лазера, електронним пучком або факелом плазмотрона, під тиском вибуху формуються розплави з температурою, близькою до  $10^4$  К, яка значно вища за температуру точки кипіння металів при нормаль-

ному тиску.

Нагрівання відбувається зі швидкістю  $10^7$ - $10^{10}$  К/с, а після припинення дії плазми починається охолодження зі швидкістю  $10^5$ - $10^7$  К/с поверхневої плівки розплаву і утворюється холодне осердя. При такому загартуванні в різних металах і сплавах можна спостерігати пересичені тверді розчини, тверді метастабільні фази.

Плазмово-детонаційне легування сплавів на основі заліза міддю, алюмінієм, титаном, вольфрамом, молібденом, хромом і газами - киснем, вуглецем, азотом дає змогу отримати на поверхні виробу шар завтовшки до 100 мкм. Цей шар якісно відрізняється від основи і складається з легкого металу, його оксидів, інтерметалевих (поліметалевих) сполук і  $\alpha$ -Fe, FeO.

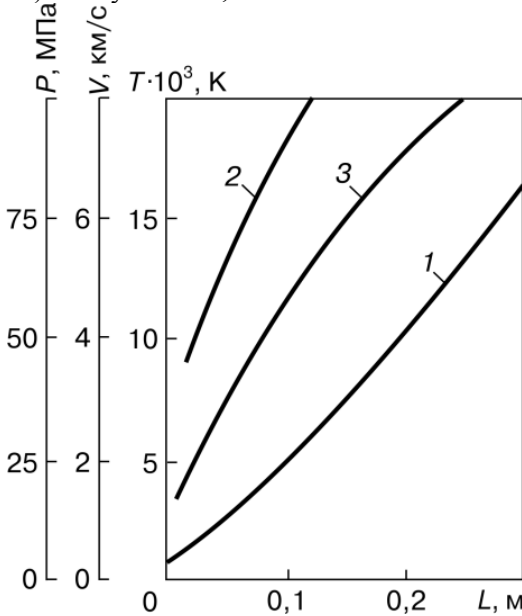


Рисунок 4.13 - Залежність температури (1), швидкості (2) і тиску (3) плазмового струменя на виході з плазмово-детонаційного генератора від його довжини

При легуванні плазмовими струменями можна одержувати шари завтовшки до 30 мкм із відносно рівномірним розподілом легуючих елементів (до 20 %). Це досягається розплавленням тонкого поверхневого шару і перемішуванням розплаву зі складовими плазми. Легуючі елементи вводять у реакційну камеру у вигляді

твердого тіла (дротика, дроту) і газу (азоту, пропану тощо).

При легуванні виробів із пористих матеріалів, наприклад спекеного залізграфітового сплаву, на поверхні формується щільне покриття (пористість менша за 1 %) з матеріалу електрода завтовшки 20-200 мкм з мікротвердістю 2100-8000 МПа.

Глибина проникнення металу (краплинного компонента - складової плазми) в основу крізь відкриті пори і межах зерен досягає 35 мкм. Глибина термічного впливу на поверхневий шар виробу становить 50-150 мкм, термозміцнений шар характеризується значно більшою мікротвердістю (4700-8000 МПа), ніж основа (1500-2500 МПа).

При плазово-детонаційній обробці структура розплавленого шару чавуну є дрібнокристалічною, голчастою, характеризується наявністю нерозчинних дрібних глобул матеріалу електрода.

Фактично шар чавуну являє собою практично інший сплав, який, повторюючи рельєф поверхні основи, заплавлює поверхневі дефекти. Мікротвердість модифікованого шару чавуну на глибині 80-100 мкм становить 10-14 ГПа.

У вуглецевих сталях внаслідок надшвидкого загартування досягається надзвичайно сильне подрібнення структурних елементів. Ефективність обробки залежить від атомної маси елементів, з яких складається плазма. Наприклад, інтенсивність ліній аустеніту при введенні в плазму молібдену більша, ніж при добавлянні заліза. Виявлене різке зменшення інтенсивності ліній (110)  $\alpha$ -Fe порівняно з (200)  $\alpha$ -Fe зумовлене розвитком кристалографічної текстури при фазовій перекристалізації за умов охолодження за наявності сильного градієнта температур. Для безтекстурного  $\alpha$ -Fe співвідношення інтенсивностей становить  $I_{(110)} / I_{(200)} = 6,34$ . У вихідних зразках середньовуглецевих сталей зі шліфованою поверхнею це співвідношення дещо вище (дорівнює майже 9) внаслідок можливого впливу текстури  $\langle 110 \rangle$ , яка формується як при прокатці, так і при шліфуванні, і після інтенсивної плазової обробки воно знижується до 3. Переважна орієнтація такого ж типу формується і в аустеніті модифікованого шару. Це виявляється в різкому зниженні інтенсивності лінії (111) порівняно з лінією (200), що зумовлено більш високою температурою нагрівання, а також можливою стабілізацією аустеніту легуючими елементами із

середовища плазми.

У твердих сплавах на основі карбідів вольфраму після зміцнення спостерігається розвиток дифракційних ліній, які відповідають фазі WC, і зниження їх пікової інтенсивності, що свідчить про збільшення щільності дефектів, виникнення структурних викривлень і внутрішніх напружень. Спостерігається зміна в співвідношенні інтенсивності ліній (100) і (101) фази WC. Якщо у вихідному стані  $I_{(101)} > I_{(100)}$ , то після зміцнення співвідношення змінюється на протилежне:  $I_{(101)} < I_{(100)}$ , що свідчить про зміни в текстурі сплаву. Найбільш істотною відмінністю є поява складових потрійної фази  $\text{Co}_6\text{W}_6\text{C}$ , яка є результатом дифузійної взаємодії і розчинення карбіду вольфраму в кобальтовій матриці. Утворюється також фаза  $\text{Co}_2\text{W}_6\text{C}$ .

Дослідження показують, що плазово-детонаційне зміцнення найбільш ефективно для виробів, які працюють без змащування, в рідині, що має низьку в'язкість (рис. 4.14).

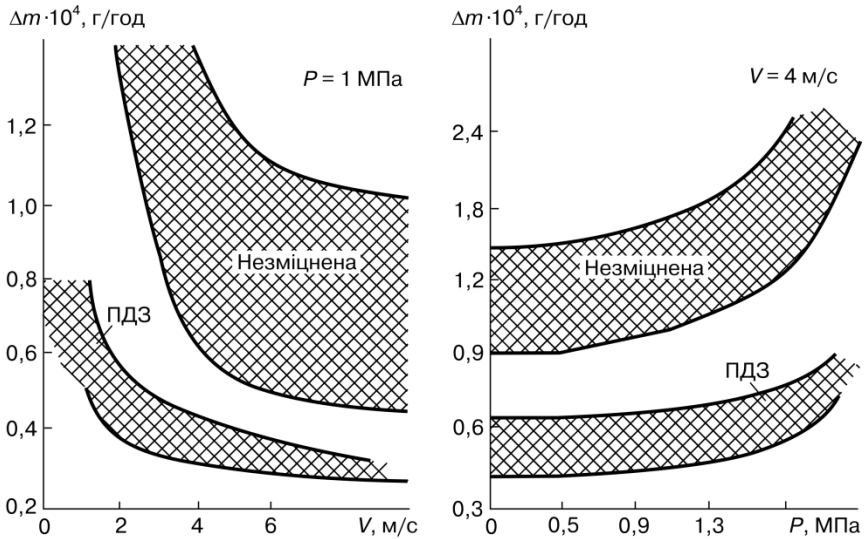


Рисунок 4.14 - Залежність зношування поверхні після плазово-детонаційної обробки порівняно з обробленою за стандартною технологією від швидкості ковзання  $w = 1 \dots 6$  м/с (а) й фіксованому контактному тиску та від контактного тиску  $P = 1 \dots 8$  МПа при фіксованій швидкості ковзання (б)

При цьому зношування поверхні в 4-6 разів нижче, ніж у виробів після загартування за стандартною технологією. Як видно з рис. 4.14, при терті без змащування максимально зношуються незміцнені зразки з чавуну. Хромування, нанесення вакуумно-плазмових покриттів і плазово-детонаційне легування молібденом у 8-11 разів знижує зношування зразків, але найнижчим є зношування контртіла при терті об зразок, легований молібденом плазово-детонаційним методом.

### **Тема 5 Електроіскрове легування. Критерії ерозійної стійкості матеріалів. Закономірності легування. Формування і властивості покриттів.**

Існують різні схеми процесу електроіскрового легування (ЕІЛ). Найбільш поширеною є схема, де поверхня, яку обробляють, - це катод, а легуючий електрод - анод (рис. 5.1).

На рисунку зобрашені наступні моменти: *а* - момент пробією міжелектродного проміжку, *б* - відокремлення від анода краплі розплавленого металу, *в* - “вибух” розплавленої краплі, *г* - осадження і проникнення матеріалу анода в катод, *д* - момент контакту електродів, *е* - розходження електродів однорідність, міцність зчеплення з основою.

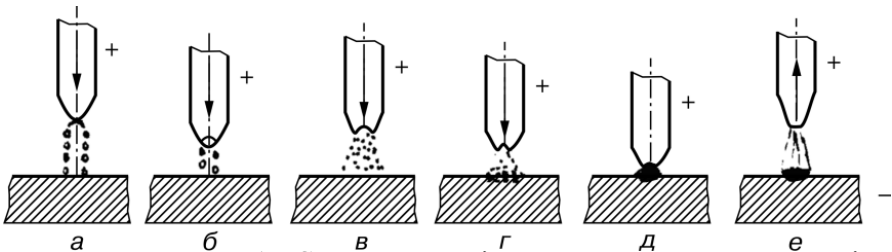


Рисунок 5.1 - Схема електроіскрового легування поверхні

При зближенні анода і катода зростає напруженість електричного поля, і при певній відстані між ними виникає іскровий електричний розряд. Через утворений канал провідності пучок електронів сфокусовано вдаряється об поверхню анода і нагріває її

до оплавлення. Від анода відокремлюється крапля розплавленого матеріалу і рухається до катода, випереджаючи анод.

Крапля нагрівається до високої температури, закипає і “вибухає”. Електричне коло розривається, зусилля стиснення електромагнітного поля зникають, й утворені частинки вилітають широким пучком (рис. 5.1, *в*). Розплавлені частинки, потрапивши на катод, зварюються з ним і частково проникають у його поверхню (рис. 5.1, *г*). За частинками рухається анод, увімкнений у систему, яка встигає знову накопичити енергію. Крізь розігріті частинки, які розташовані на катоді, проходить другий імпульс струму, що супроводжується механічним ударом анода. При механічному контакті електродів частинки зварюються між собою, тонкий шар поверхні катода нагрівається. При цьому, крім дифузійних процесів, можуть відбуватися хімічні реакції між частинками і матеріалом катода. Механічний удар анода поглинає утворене покриття, збільшує його щільність.

Далі анод рухається вгору (рис. 5.1, *е*), а на поверхні катода залишається покриття, яке складається з матеріалу анода і продуктів його взаємодії з матеріалом катода, а також з навколишнім середовищем.

З моделі видно, що матеріал анода переноситься на катод від моменту пробою міжелектродного проміжку до стикання його з поверхнею. При цьому відбуваються два імпульси струму, а речовина анода переноситься в рідкокраплинному стані. Модель відображає “чисте” легування, тобто це випадок високих напруг і малих струмів короткого замикання ( $I_{кз} < 10...15$  А). Дослідженнями встановлено, що пробій міжелектродного проміжку відбувається при зближенні поверхонь анода і катода на відстань 5-10 мкм при напрузі 20-50 В.

Формування шару відбувається внаслідок як перенесення і взаємодії речовини електродів, так і теплової дії іскрового розряду (рис. 5.2). Основні механізми формування описано нижче.

1. Шар формується внаслідок осадження на поверхні катода матеріалу анода (рис. 5.2, *а*).

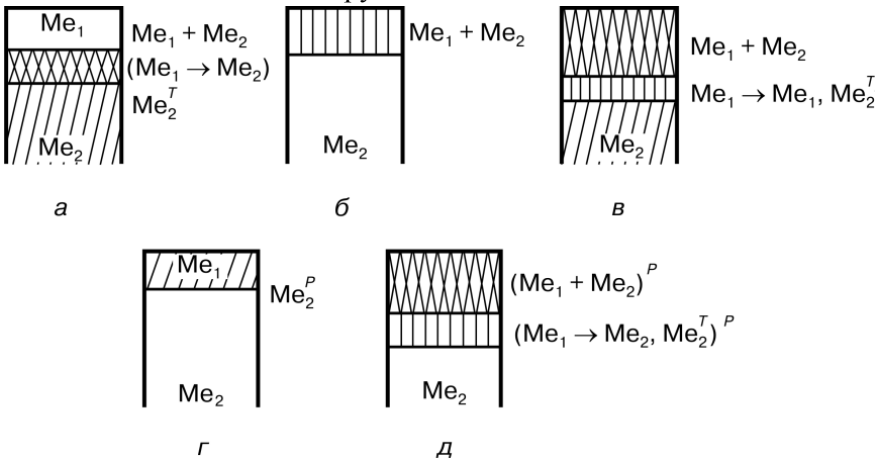
2. Ефект зміцнення спостерігається в тому випадку, коли як матеріал анода використовуються матеріали з високими твердістю, жароміцністю, зносостійкістю.

3. Сформований шар є результатом взаємодії матеріалу анода,

катода і навколишнього середовища і складається з твердих розчинів металів і хімічних сполук - оксидів, нітридів, карбідів, інтерметалідів та ін. (рис. 5.2, б).

4. Процес формування відбувається внаслідок як перенесення і взаємодії матеріалів електродів, так і імпульсної взаємодії, високих температур і тиску, що викликають появу нових фаз, нерівноважних структур, подрібнення зерна (рис. 5.2, в-д).

Інтенсивність і характер руйнування електродів впливають на товщину, склад і структуру отриманого на катоді легованого шару, тобто на його властивості. Речовина анода, яка еродує внаслідок іскрового розряду, може знаходитись у паровій, рідкій і твердій фазах. Від співвідношення кількості цих фаз залежить хід процесу ЕІЛ і якість легованого шару.



Me<sub>1</sub> - матеріал анода, Me<sub>2</sub> - матеріал катода; Me<sub>1</sub> – Me<sub>2</sub> - дифузія матеріалу анода в катод; Me<sub>2</sub><sup>T</sup> - термомеханічна обробка матеріалу катода; Me<sub>1</sub> + Me<sub>2</sub> - утворення сполучень розчинів; (Me<sub>1</sub> + Me<sub>2</sub>)<sup>i</sup> - імпульсна дія механічних навантажень на матеріалах покриття

Рисунок 5.2 - Основні схеми утворення легованого шару при ЕІЛ

Електроерозійна стійкість матеріалів у процесі ЕІЛ визначається насамперед енергією зв'язку між атомами. Тут розглядають зв'язок ерозійної стійкості і певних теплофізичних властивостей речовини, які характеризують енергію міжатомних зв'язків.

Ерозійна стійкість великою мірою визначається комплексом

теплофізичних властивостей матеріалів. Для кількісної оцінки ерозійної стійкості запропоновано формулу:

$$K = c \rho \lambda T_{\text{пл}}^2, \quad (5.1)$$

де  $K$  - коефіцієнт ерозійної стійкості матеріалу (чим більше значення  $K$ , тим вища стійкість);

$c$  - теплоємність, Дж/(кг · моль · К);

$\rho$  - густина, кг/м<sup>3</sup>;

$\lambda$  - теплопровідність, Вт/(м · К);

$T_{\text{пл}}$  - температура плавлення, К.

Згідно з (5.1), за розрахунковими значеннями коефіцієнта  $K$  можна скласти ряд металів у міру збільшення їх ерозійної стійкості: Ti - Zr - V - Ni - Fe - Co - Cr - Nb - Cu - Ta - Mo - W.

З'ясовано, що для тугоплавких матеріалів з великим модулем пружності і малою пластичністю в ефекті ерозії разом із процесами плавлення, випаровування і гідродинамічного викиду значну роль відіграє крихке руйнування поверхні внаслідок термічних напружень. При цьому частка руйнування в електроерозійному ефекті зростає зі збільшенням модуля пружності і температури плавлення матеріалів.

Критерій ерозійної стійкості запишемо так:

$$S = 42,68 \frac{T_{\text{пл}} \lambda}{E \alpha} (1 - \mu), \quad (5.2)$$

де  $T_{\text{пл}}$  - температура плавлення, К;

$\lambda$  - теплопровідність, Вт/(м · К);

$E$  - модуль нормальної пружності, кг/м<sup>2</sup>;

$\alpha$  - коефіцієнт термічного розширення, К<sup>-1</sup>;

$\mu$  - коефіцієнт Пуассона.

Рівняння (5.2) враховує вплив не тільки теплофізичних, а й механічних властивостей (модуль пружності і коефіцієнт Пуассона) на ерозійне зношення електродів. Значення ерозійної стійкості ряду металів наведені в табл. 5.1.

За збільшенням критерію  $S$  метали можна розмістити в такий

ряд: Ni - Co - Ti - Fe - V - Ta - Cr - Nb - Mo - Cu - W - Ag.

Застосування анодів із композиційних матеріалів приводить до значного (в десятки разів) зниження ерозії і збільшення коефіцієнта перенесення матеріалів порівняно з анодами з чистих сполук.

Залежність ерозії від вмісту зв'язуючого в композиційних матеріалах описується кривою з мінімумом, який відповідає об'ємній частці зв'язуючого 10-30 %. Це пояснюється зміною механізму руйнування анода при варіації складу і співвідношення твердої та м'якої складових композиційного матеріалу. Двофазні сплави порівняно з однофазними твердими розчинами мають значно меншу ерозійну стійкість, що зумовлено значною відмінністю фізико-хімічних властивостей фаз і насамперед анізотропією коефіцієнта термічного розширення.

Таблиця 5.1 - Характеристики відносної ерозійної стійкості металів (за критерієм Альбінські)

| Метал | $E \cdot 10^6$ ,<br>кг/см <sup>2</sup> | $\alpha \cdot 10^6$ ,<br>К <sup>-1</sup> | $T_m$ ,<br>°C | $\lambda \cdot 10^3$ ,<br>Вт/м · К · с | Коефі-<br>цієнт<br>Пуассон<br>а, μ | Критерій<br>, S |
|-------|----------------------------------------|------------------------------------------|---------------|----------------------------------------|------------------------------------|-----------------|
| Ti    | 0,961                                  | 9,2                                      | 1665          | 52                                     | 0,36                               | 270             |
| Zn    | 0,684                                  | 5,9                                      | 1855          | 68                                     | 0,35                               | 870             |
| V     | 1,470                                  | 6,15                                     | 1917          | 72                                     | 0,35                               | 427             |
| Nb    | 1,000                                  | 7,9                                      | 2497          | 105                                    | 0,39                               | 870             |
| Ta    | 1,770                                  | 7,5                                      | 2997          | 105                                    | 0,35                               | 650             |
| Cr    | 2,450                                  | 6,25                                     | 1903          | 200                                    | 0,35                               | 690             |
| Mo    | 3,290                                  | 6,6                                      | 2617          | 300                                    | 0,31                               | 1156            |
| W     | 4,070                                  | 5,5                                      | 3377          | 310                                    | 0,30                               | 1370            |
| Fe    | 2,110                                  | 10,7                                     | 1529          | 170                                    | 0,28                               | 360             |
| Co    | 2,090                                  | 13,5                                     | 1495          | 162                                    | 0,31                               | 263             |
| Ni    | 1,960                                  | 13,2                                     | 1455          | 155                                    | 0,32                               | 254             |
| Cu    | 1,290                                  | 16,61                                    | 1083          | 950                                    | 0,35                               | 1310            |
| Ag    | 0,800                                  | 18,62                                    | 961           | 1050                                   | 0,37                               | 1800            |

Ерозійні характеристики матеріалів електродів істотно змінюються при здійсненні процесу в різних міжелектродних середовищах. Ерозія металевих анодів у повітрі завжди більша, ніж у нейтральних газах.

На ерозію впливає і тривалість процесу. Основні електричні

параметри процесу - струм короткого замикання, напруга і ємність розрядного кола - значною мірою впливають на механізм і кінетику ерозії анода. Матеріал катода також зазнає ерозії, і частина його переноситься на поверхню анода.

*Формування і властивості покриттів* Процес формування покриттів при ЕІЛ залежить від таких основних факторів: природи матеріалів анода і катода, їх поведінки при електроіскровому розряді, електричних параметрів процесу, складу навколишнього середовища, часу обробки. Формування покриттів характеризується низкою закономірностей.

Характерним є явище, коли при формуванні шару збільшення часу обробки приводить не до зростання товщини, а навпаки, починаючи з певного моменту, - до її зменшення. Це пояснюється тим, що в процесі ЕІЛ змінюються хімічний склад катода і його фізико-механічні властивості, характер тепло- і масообміну між матеріалами анода і катода. Найбільш повно вивчені закономірності формування шарів при легуванні сталевих катодів тугоплавкими металами, насамперед металами IV-VI груп, а також їхніми карбідами, боридами, твердими сплавами, композиційними матеріалами. Процес легування в часі можна поділити на два етапи: протягом першого етапу спостерігається безперервне збільшення маси катода, протягом другого - відбувається періодичне зменшення і збільшення його маси.

За характером взаємодії із залізом і вуглецевими сталями (катодом) тугоплавкі метали (анод) можна умовно поділити на дві основні групи: метали, що утворюють необмежені тверді розчини - V, Cr, Co, Ni, і метали, які утворюють обмежені розчини - Ti, Zr, Nb, Ta, Mo, W, Hf. У табл. 5.2 наведені результати взаємодії анода (тугоплавких металів) і катода (сталі 3) залежно від режимів легування.

Як бачимо, від природи матеріалу анода істотно залежить його взаємодія з матеріалом катода, тобто від його електронного стану, структури, фізико-хімічних властивостей. Практично в усіх випадках максимальний вміст матеріалу анода в катоді значно (в десятки разів) вищий, ніж катода в аноді. Особливо чітко це спостерігається при легуванні сталі 3 (катода) такими металами, як цирконій, тантал, молібден, вольфрам.

Як правило, на аноді існують дві зони. Перша зона створена су-

місною кристалізацією матеріалів анода і катода і простягається від робочої поверхні анода до тієї ділянки, в якій вміст заліза (матеріалу катода) мінімальний. У цій зоні внаслідок інтенсивного перемішування в мікрованні спостерігається різка зміна вмісту тугоплавкого металу на глибині шару. Крім того, тут наявні значні кількості оксидів цих елементів.

Друга зона на аноді характеризується значними включеннями заліза на великій глибині. Це пояснюється більш високою температурою анода, ніж катода, і значним прискоренням процесів дифузії.

Таблиця 5.2 - Зміни характеристик поверхонь електродів після електроіскрового легування

| Матеріал анода | Питомий час обробки, хв/см <sup>2</sup> | Глибина проникнення матеріалу катода в анод, мкм | Максим. вміст матеріалу катода в аноді, % | Глибина проникнення матеріалу в анода в анода, мкм | Максим. вміст матеріалу в анода в анода, % |
|----------------|-----------------------------------------|--------------------------------------------------|-------------------------------------------|----------------------------------------------------|--------------------------------------------|
| Ti             | 2                                       | 24                                               | 6                                         | 10                                                 | 30                                         |
| Ti             | 5                                       | 72                                               | 11                                        | 20                                                 | 55                                         |
| Zr             | 2                                       | 20                                               | 4                                         | 15                                                 | 63                                         |
| Zr             | 5                                       | 22                                               | 5                                         | 15                                                 | 90                                         |
| Hf             | 2                                       | —                                                | —                                         | 18                                                 | 70                                         |
| Hf             | 5                                       | —                                                | —                                         | 24                                                 | 78                                         |
| Nb             | 2                                       | 12                                               | 9                                         | 17                                                 | 73                                         |
| Nb             | 5                                       | 15                                               | 11                                        | 30                                                 | 85                                         |
| Ta             | 2                                       | 9                                                | 4                                         | 18                                                 | 70                                         |
| Ta             | 5                                       | 21                                               | 7                                         | 24                                                 | 80                                         |
| Mo             | 2                                       | 24                                               | 2                                         | 20                                                 | 98                                         |
| Mo             | 5                                       | 32                                               | 6                                         | 50                                                 | 100                                        |
| W              | 2                                       | 12                                               | 2                                         | 35                                                 | 100                                        |
| W              | 5                                       | 15                                               | 10                                        | 66                                                 | 93                                         |

Відповідно в процесі ЕІЛ з анода на катод переноситься суміш їх матеріалів, що позначається на структурі, фазовому і хімічному складі легованого шару (табл. 5.3).

На катоді існує одна зона, яка складається з продуктів взаємодії матеріалів електродів між собою та навколишнім середовищем (повітрям).

Таблиця 5.3 - Фазовий склад поверхневого шару електродів

| Матеріал легуючого електрода | Катод (залізо)                     | Анод                                |
|------------------------------|------------------------------------|-------------------------------------|
| Ti                           | Fe, TiO <sub>2</sub> , $\beta$ -Ti | Fe, оксиди заліза, TiO <sub>2</sub> |
| Zr                           | Fe, ZrO <sub>2</sub> , $\beta$ -Zr | ZrO <sub>2</sub> Fe, оксиди заліза  |
| Nb                           | Fe, оксиди, інтерметаліди          | Nb, Fe                              |
| Ta                           | Fe, оксиди, інтерметаліди          | Ta, Fe                              |
| Mo                           | Mo, Fe                             | Mo, Fe                              |
| W                            | W, Fe                              | W, Fe                               |

Вміст легуючого металу рівномірно знижується по глибині заліза і в кінці зони різко спадає до нуля, що свідчить про незначну швидкість дифузійних процесів. Це пояснюється більш низькою температурою поверхні катода і більш короткою дією розряду на одиницю площі основи порівняно з анодом.

Вміст легуючого елемента на поверхні катода буде вищим при легуванні металами V-VI груп.

Товщина легованого шару і його якість суттєво залежать від коефіцієнта перенесення - відношення інтенсивності ерозії (втрат маси) анода до приросту маси катода, коефіцієнт, який, як правило, не перевищує 90 % внаслідок часткового випаровування металу анода. Коли матеріали електродів створюють безперервний ряд твердих розчинів (Fe-Ni, Fe-Cr, Fe-V) чи взаємодіють з утворенням інтерметалідів, цей коефіцієнт дорівнює 85-95 %. Легований шар має високі щільність і міцність зчеплення з основою. Якщо матеріали анода і катода нерозчинні один в одному і в твердому стані не утворюють інтерметалідних фаз, то коефіцієнт перенесення буде значно нижчим (60-70 %). Шари пористі, мають значну кількість тріщин, раковин, а також невисоке зчеплення з основою.

Для поліморфних перетворень матеріалу анода при нагріванні у поверхневому шарі катода спостерігається високотемпературна модифікація матеріалу анода ( $\beta$ -Ti,  $\beta$ -Zr). За відсутності перетворень склад легованого шару визначається переважно розчинністю матеріалів анода і катода.

## ТЕМА 6 ТЕХНОЛОГІЇ ДЕФОРМАЦІЙНОГО ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНЕВИХ ШАРІВ. ТЕХНОЛОГІЧНІ ПАРАМЕТРИ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ТА ДРОБОСТРУМІННОГО ЗМІЦНЕННЯ.

### 6.1 Механізм деформаційного зміцнення

Фізична суть деформаційного зміцнення полягає у взаємному гальмуванні дислокацій при різкому збільшенні їх кількості.

Залежність напруження, необхідного для продовження пластичної деформації, від густини дислокацій запишемо так:

$$\sigma_d = \alpha G b \sqrt{\rho}, \quad (6.1)$$

де  $\alpha$  — коефіцієнт, який залежить від природи металу, його кристалографічної орієнтації, структури і внеску різних механізмів гальмування дислокацій у загальне зміцнення;

$G$  — модуль зсуву;

$b$  — вектор Бюргерса;

$\rho$  — щільність дислокацій.

Зі зростанням ступеня деформації щільність дислокацій збільшується:

$$\rho = \rho_0 + C \varepsilon^\alpha, \quad (6.2)$$

де  $\rho_0$  — початкова щільність дислокацій;

$C$  і  $\alpha$  — деякі параметри, які залежать від типу кристалічної ґратки й інших реальних умов деформування;

$\varepsilon$  — ступінь деформації.

Типовими значеннями цих величин для деяких металів є:  $\alpha = 1,0 \pm 0,5$ ,  $\rho_0 = 10^5 \dots 10^7 \text{ см}^{-2}$ ,  $C = 10^{8 \pm 1} \text{ см}^{-2}$ . При значній деформації ( $\varepsilon \rightarrow 1$ ) кількість дислокацій збільшується до максимальних значень:  $\rho = 10^{12} \dots 10^{14} \text{ см}^{-2}$ .

Переміщенню дислокації в кристалі перешкоджає чимало енергетичних бар'єрів, які виникають внаслідок інших дислокацій чи їхніх скупчень.

Гальмування внаслідок пружної взаємодії між дислокаціями є основним механізмом деформаційного зміцнення. Зміцнення стає помітним і швидко зростає з моменту припинення зміщень по площинах, які перетинають первинну систему площин ковзання.

Особливе місце в зміцненні металів при деформації належить скупченням дислокацій. Якщо від одного джерела по площині ковзання переміщується кілька дислокаційних петель, і ділянка попередньої дислокації зупиняється перешкодою, то при наближенні наступної дислокаційної петлі в місці її стикання із зупиненою ділянкою спотворення посилюються, оскільки взаємодіють дислокації одного знака. Додаткові спотворення, які виникають внаслідок взаємодії, поширюються навколо зближених ділянок дислокації, посилюючи і розширюючи зону спотвореної ґратки.

Ефект зміцнення визначається і тим, що сумарне коло напружень (за умови великого скупчення дислокацій) може досягати джерела і впливати на нього в напрямку, протилежному напруженню, яке прикладене ззовні.

При пластичній деформації внаслідок різної орієнтації відносно діючої сили і різного рівня міцності зерна деформуються по-різному. Зміна форми зерен супроводжується змінами їх взаємного розташування в просторі, що приводить до зміщення по межах. При деформації за умов високої температури зміщення по межах зерен відіграють більшу роль. Між зернами зміщення посилюються внаслідок проковзування по межах, яке не пов'язано зі зміною форми зерен.

Механізм деформації по межах зерен різний і залежить від їх будови. У малокутових межах з дислокаційною будовою зміщення відбувається по поверхні поділу дислокацій. Особливо полегшується переміщення по межах зерен при високій температурі, коли, крім зсувного механізму, помітну роль починає відігравати механізм дифузійної пластичності, де основним механізмом переміщення є вакансійний.

Деформаційне зміцнення відбувається в три стадії і визначається особливостями руху дислокацій при пластичному деформуванні (рис. 6.1).

*I стадія.* На цій стадії (стадії легкого ковзання) малий коефіцієнт деформаційного зміцнення свідчить про рух дислокацій переважно в одній системі. При малій щільності вихідних дислокацій кількість бар'єрів, величина полів пружних напружень, кількість порогів на дислокаціях відносно малі і несуттєво збільшуються в міру деформування.

*II стадія.* На другій стадії (стадії множинного ковзання) різко зростають щільність дислокацій, кількість їх перерізів і, як наслідок, кількість бар'єрів, потужність скупчень і сплетінь — факторів, які завдяки гальмуванню дислокацій збільшують коефіцієнт деформаційного зміцнення.

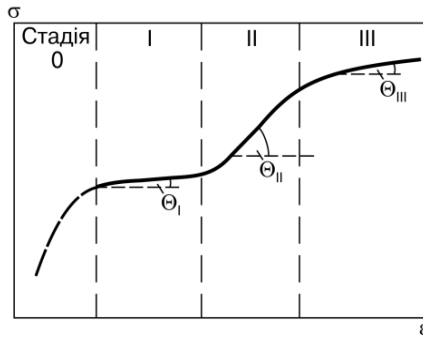


Рисунок 6.1 - Крива деформаційного зміцнення металу

*III стадія.* Ця стадія починається при напруженнях, достатніх для масового поперечного ковзання. До моменту її початку ковзання в усіх системах гальмується різними бар'єрами.

Подальша деформація здійснюється внаслідок обходу бар'єрів гвинтовими дислокаціями шляхом поперечного ковзання. Після початку цього процесу коефіцієнт зміцнення зменшується; відбувається динамічний поворот, якому сприяють також численні процеси анігіляції дислокацій внаслідок зростання імовірності стикання різноіменних дислокацій в одній площині.

## 6.2. Поверхнєве пластичне деформування

*Вібраційні методи обробки.* Одним із найуніверсальніших методів зміцнення поверхневих шарів металу з одночасним

утворенням на поверхні регулярних мікрорельєфів є метод вібраційного накатування, який базується на тонкому пластичному деформуванні поверхневих шарів і складному відносному переміщенні оброблюваної деталі і деформівного елемента.

Внаслідок одночасного незалежного варіювання значень великої кількості параметрів режиму вібраційного накатування стає можливим утворення регулярних мікрорельєфів різних видів. При цьому практично необмежено змінюються і регулюються значення як стандартизованих, так і нестандартизованих геометричних параметрів якості поверхні.

*Вібродинамічне накатування.* Процес утворення рівномірно розміщених заглиблень ґрунтується на холодному пластичному деформуванні. Особливістю його є поєднання розкочувальної дії, характерної для більшості способів поверхневого пластичного деформування (ППД), з ударною. Як наслідок, частка залишкової деформації зростає, що призводить до більшого зміцнення як за струменем, так і за глибиною залягання зміцненого шару металу.

Іншим способом є вібродинамічне накатування, засноване на динамічному зміцненні поверхонь кулями, вільно встановленими в круглих пазах, радіально розміщених по колу диска, що швидко обертається. Тиск куль на оброблювану поверхню створюється відцентровою силою диска, що обертається. Кулі вдаряють об заготовку і відбиваються від неї; здійснюється пружний контакт деформівних елементів - куль з оброблюваною поверхнею. Зусилля вдавлювання регулюється зміною натягу, який залежить від відстані між кулями і оброблюваною поверхнею. Натяг встановлюється за допомогою поперечного супорта закріпленою віброголовкою, яка здійснює одночасно з переміщенням вздовж осі заготовки, що обертається, осциляційний рух у тому ж і протилежному напрямках. Поєднання динамічного впливу на заготовку зі складним відносно неї переміщенням деформівних елементів має інтенсифікувати процес пластичного деформування, підвищити продуктивність обробки.

*Накатування профільним роликом* - посіб ґрунтується на перенесенні мікрорельєфу інструмента-ролика на заготовку за схемою “видавлювання” або “на прохід”. Мікрорельєф видавлюється на вузькій ділянці поверхні металу, не більшій, ніж ширина ролика. За схемою “на прохід” можна обробляти поверхні практично

необмеженої довжини. Перевага цього способу — висока продуктивність. Однак йому властиві і значні недоліки: для видавлювання заглиблень різного роду (за розміром, формою, взаєморозміщенням) необхідно створювати ролики з різним мікрорельєфом (досить дорогий і складний у виготовленні інструмент); при роботі роликами навіть відносно невеликого діаметра (0,04—0,05 м) через велику площу контакту із заготовкою для видавлювання мікрорельєфу порівняно малої глибини (10—12 мкм) необхідно прикладати значні зусилля, що неприпустимо при обробці мало- і середньожорстких деталей; стійкість роликів, особливо при обробці сталей, незначна; обробка термічно зміцнених деталей практично неможлива.

*Вібраційне накатування (вібронакатування)*, рис. 6.2 - спосіб найбільш поширений з усіх вібраційних способів зміцнення поверхонь пластичним деформуванням. Спосіб застосовується для обробки зовнішньої і внутрішніх циліндричних поверхонь, плоских, торцевих, а також фасонних.

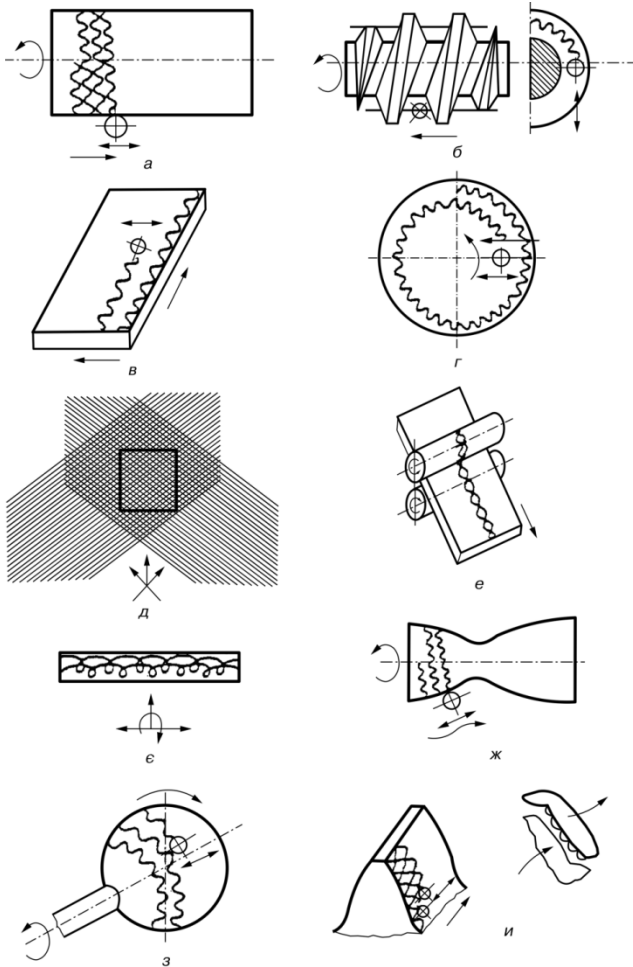
Параметрами, які визначають режим вібронакатування, є: частота обертання заготовки; подача деформівного елемента за один оберт заготовки; кількість осциляцій деформівного елемента; амплітуда осциляцій; діаметр заготовки; зусилля вдавлювання деформівного елемента; радіус сфери деформівного елемента.

Менш поширеною і вивченою є віброобробка плоских поверхонь, яка здійснюється за допомогою спеціальних пристроїв і віброголовок, переважно на вертикально-фрезерних, координатно-розточувальних та стругальних верстатах. Ці пристрої складні за конструкцією, що зумовлено необхідністю надавати їм, крім осциляційного руху, ще й рух обертання або коливання.

*Вигладжування алмазом та іншими надтвердими матеріалами* полягає в пластичному деформуванні оброблюваної поверхні ковзанням по ній вигладжувальним інструментом.

Нерівності поверхні, які залишилися від попередньої обробки, вигладжуються частково або повністю, поверхня набуває дзеркального блиску, підвищується твердість поверхневого шару, в якому утворюються залишкові напруження стиску, змінюється мікроструктура і формується спрямована структура — текстура. Після вигладжування поверхня залишається чистою, не шаржованою осколками абразивних зерен, що звичайно буває при процесах

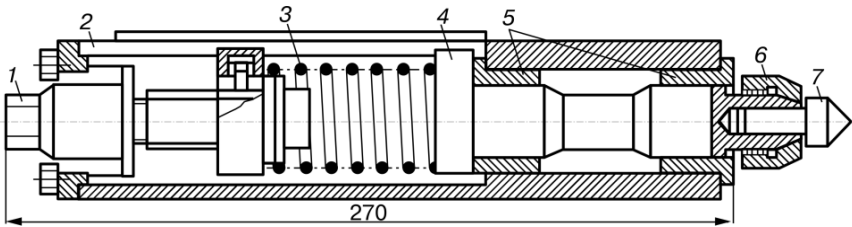
абразивної обробки. Таке поєднання якостей вигладженої поверхні визначає її високі експлуатаційні властивості — зносостійкість, опір, утому тощо.



*а* — циліндрична; *б* — гвинтова; *в, г, д, е* — плоска; *ж* — профільна; *з* — сферична; *и* — евольвентна

Рисунок 6.2 - Схеми вібраційного накатування поверхонь різної геометричної форми

Вигладжувальний інструмент (рис. 6.3) складається з тримача і закріпленого в ньому алмаза. Тримач виготовляють із конструкційної сталі 40Х або 12ХН3А. Робоча частина наконечника виконана у вигляді конуса з кутом при вершині, який дорівнює  $120^\circ$ . Конус плавно переходить у сферу, яка є вершиною алмазного наконечника. Алмазне вигладжування може застосовуватися для зміцнення циліндричних деталей, наплавлених вуглецевими, нержавіючими сталями і кольоровими сплавами, які легко пластично деформуються в холодному стані. У процесі зміцнення алмазним інструментом гребінці мікронерівностей заповнюють впадини, внаслідок чого зміцнюється поверхневий шар і зменшується його шорсткість. При цьому зникає необхідність шліфування і полірування деталей. Спосіб рекомендується для обробки поверхонь деталей, що труться.



1 — гвинт регулювання стискання пружини; 2 — корпус оправки; 3 — пружина; 4 — силовий шток; 5 — напрямні бронзові втулки; 6 — накидна гайка; 7 — алмазний наконечник

Рисунок 6.3 - Пружинна оправка для алмазного вигладжування зовнішніх поверхонь деталей обертання

Вигладжування можна уявити як процес тертя, що відбувається за умов пружнопластичної деформації однієї з поверхонь.

Оскільки твердість інструмента значно перевищує твердість оброблюваної поверхні, мікронерівності алмазного наконечника наче “впресовуються” в оброблювану поверхню, викликаючи додаткову локальну пластичну деформацію при контактах із шарами металу. При відносному переміщенні поверхонь характер руйнування зв’язків є пластичним, і для пояснення механізму взаємодії можуть бути використані основні положення теорії тертя.

По-перше, щільний контакт поверхонь і високий тиск у зоні деформації сприяють виявленню сил адгезії, які приводять до мікросхоплювання поверхонь. При відносному переміщенні

поверхонь містки схоплювання руйнуватимуться з одночасним утворенням нових. Руйнування містків відбувається з налипанням частинок металу на інструмент. Природні і синтетичні алмази як інструментальний матеріал мають позитивні фізико-механічні властивості, що перешкоджають налипанню більшості матеріалів оброблюваних деталей.

По-друге, при взаємодії поверхонь, що контактують, виникають подряпини на оброблюваній поверхні від мікровиступів поверхні інструмента. Переміщення кожного мікровиступу інструмента супроводжується пластичним відтисненням прилеглих частинок металу. Очевидно, що чим більша висота мікронерівностей інструмента, тим глибше вони проникають в оброблювану поверхню.

Крім зазначених двох основних факторів тертя, які впливають на формування шорсткості оброблюваної поверхні (молекулярне схоплювання і механічне зміцнення мікронерівностей), діє ще багато інших факторів, наприклад, змащування і вплив різних проміжних речовин, що утворюються.

Якість поверхні деталі при вигладжуванні характеризується геометричними (мікрогеометрія, хвилястість) і фізико-механічними (мікротвердість, мікроструктура, напружений стан) параметрами. При вигладжуванні хвилястість дещо (неістотно) зменшується, і мікрогеометрія набуває зовсім іншого характеру: різко зменшується висота мікронерівностей, а самі мікронерівності мають згладжену, округлу форму з великим радіусом округлення вершин і з великою опорною поверхнею.

Параметрами процесу вигладжування, що впливають на шорсткість, є зусилля вигладжування, подача і радіус робочої частини інструмента. При збільшенні сили вигладжування шорсткість зменшується і за певного її значення зміна шорсткості припиняється. Це можна пояснити тим, що при малих навантаженнях інструмент контактує з оброблюваною поверхнею по вершинах нерівностей, опорна площа яких мала. Внаслідок цього на поверхні контакту виникає значний тиск, який перевищує границю плинності матеріалу і викликає пластичну деформацію нерівностей. Відповідно до зростання сили вигладжування збільшується глибина проникнення і зростає площа контакту інструмента з оброблюваною поверхнею. У процесі пластичної деформації поверхневий шар металу значно змінюється, що збільшує опірність поверхні пластичній деформації,

тому зменшення шорсткості уповільнюється з підвищенням тиску.

При алмазному вигладжуванні в тонкому поверхневому шарі відбуваються складні фізичні процеси, зумовлені пластичною деформацією, нагріванням тощо. Зокрема збільшується кількість дефектів кристалічної ґратки, здійснюються деякі структурні перетворення, наприклад, для загартованих сталей — розпад залишкового аустеніту і перетворення його на мартенсит. Внаслідок цього збільшується питомий об'єм деформованого металу. Метал намагається розширитись, але шари, які лежать нижче, перешкоджають цьому.

Так з'являються залишкові напруження стиску, які підвищують експлуатаційні характеристики деталей. Глибина залягання напружень стиску залежно від матеріалу оброблюваної заготовки і режимів вигладжування становить 0,15—0,40 мм, напруження — до 1,2 ГПа.

Пластична деформація викликає зміцнення поверхневого шару металу: збільшуються твердість, границя пружності і плинності, але зменшується його пластичність. Зміцнення поверхневого шару пов'язане зі зміцненням кристалічної структури металу. Зерна металу подрібнюються й утворюється дрібнозерниста структура. При цьому збільшується кількість викривлень кристалічної ґратки — дислокацій. Дислокації перешкоджають переміщенню окремих частинок кристалів по площинах ковзання, а подолання опору дислокацій спричинює значно більші напруження, ніж це необхідно в незагартованому металі. Внаслідок цього зростає крихкість пластично деформованого металу. Сила вигладжування визначає ступінь пластичної деформації і впливає на характеристики зміцнення поверхні.

Зазвичай максимальну мікротвердість має безпосередньо поверхня вигладженої деталі. Зі збільшенням глибини мікротвердість зменшується і на глибині 0,2—0,4 мм зрівнюється з вихідною. Зі зростанням сили вигладжування мікротвердість досягає максимуму при  $P = 160 \dots 230$  Н. При надмірному збільшенні вигладжування може виникнути перенаклеп, що зумовлює появу мікротріщин і зниження мікротвердості поверхні. Температура вигладжування при звичайних режимах не перевищує 150 °С, причому вона різко зменшується зі збільшенням глибини.

Під дією пластичного деформування поверхневого шару змі-

нюється його фазовий склад. Особливо це виявляється в поверхневому шарі деталей із загартованих сталей. Наприклад, у процесі вигладжування іде інтенсивний розпад залишкового аустеніту, що є небажаною структурною складовою, оскільки знижує опірність контактній втомі і зносостійкості. При правильно визначених параметрах вигладжування спостерігається практично повний розпад аустеніту.

Середній тиск у зоні контакту для алмазного вигладжування вибирають так само, як і для обкочування, залежно від властивостей матеріалу. Сила вигладжування визначається за методикою для обкочування. У практиці проектування технологічних процесів вигладжування застосовується спосіб, згідно з яким силу визначають залежно від відносного заглиблення алмаза в оброблювану поверхню:

$$P_v = \pi \varepsilon HV R^2, \quad (6.3)$$

де HV — твердість за Вікерсом;

$\varepsilon = 0,0015 \dots 0,007$  — відносне заглиблення (табл. 6.1);

R — радіус робочої частини інструмента.

Таблиця 6.1 - Відносне заглиблення алмаза, мм

| Обробка                    | Сталь       |               |
|----------------------------|-------------|---------------|
|                            | Загартована | Незагартована |
| Оздоблювальна              | 0,003       | 0,0015        |
| Оздоблювально-зміцнювальна | 0,005       | 0,0025        |
| Зміцнювальна               | 0,007       | 0,0045        |

Вигладжування виконується з подачею 0,02—0,10 мм/об. При радіусі сфери інструмента 0,75—1,50 мм рекомендується подача 0,02—0,05 мм/об, а при радіусі сфери 2,0—3,5 мм — подача 0,05—0,10 мм/об. Застосовувати подачу меншу, ніж 0,02 мм/об, не рекомендується. На практиці вигладжування виконують зі швидкістю 20—200 м/хв, яка залежить від припустимої контактної температури і виникнення інтенсивних вібрацій.

*Обкочування та розкочування. Обкочуванням та*

розкочуванням обробляються циліндричні зовнішні та внутрішні, наскрізні та глухі поверхні, плоскі поверхні, галтелі східчастих, колінчастих та шліцевих валів, бічні поверхні черв'яків.

Обкочуються деталі машин, виготовлені із сирих і загартованих сталей, чавунів, кольорових сплавів. Операція здійснюється за допомогою роликів, кульок або інших деформівних інструментів, закріплених у пристроях токарних, свердлильних, зубообробних та інших універсальних або спеціальних верстатах.

При обкочуванні поверхня ролика чи кульки переміщується по оброблюваній поверхні під певним тиском (рис. 6.4).

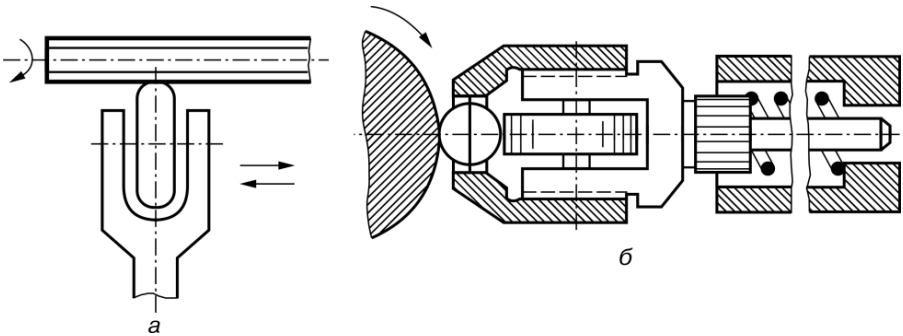


Рисунок 6.4 - Схеми зміцнення обкочуванням - роликом (а), кулькою (б)

Існують зміцнювальні і зміцнювально-згладжувальні режими обкочування.

При зміцнювальному обкочуванні спостерігається інтенсивний наклеп поверхні на значну глибину і істотні залишкові напруження стиску в зміцненому поверхневому шарі, що різко підвищує опірність утомі деталей (шорсткість при цьому зростає). Обкочування здійснюють при високих питомих тисках.

*Зміцнювально-вигладжувальне* обкочування разом із підвищенням опірності втомі забезпечує зниження вихідної шорсткості, що дає змогу в окремих випадках уникнути необхідності шліфування.

Деформація металу при обкочуванні починається з утискування ролика в поверхню деталі. Вихідний контакт ролика з деталлю може бути точковим чи лінійним, залежно від конфігурації тіл, що контактують.

Під дією прикладеного зусилля ролик утискується в деталь,

утворюючи на її поверхні відбиток (рис. 6.5), форма якого значно впливає на наступний процес пластичного деформування.

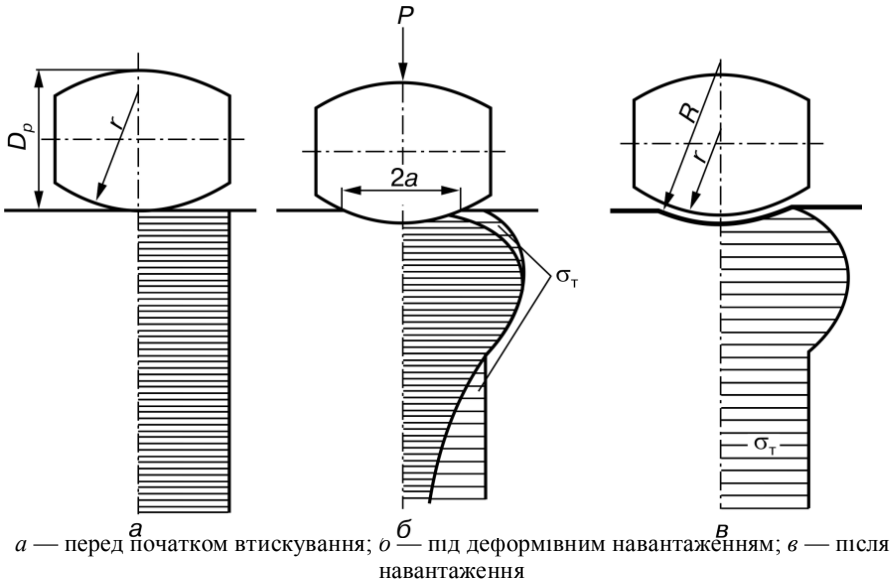


Рисунок 6.5 - Схема контакту роликів із деталлю

Глибину  $h$  поширення пластичної деформації у функції сили  $P$  втискування ролика і границі плинності  $\sigma_n$  матеріалу, який деформується, можна визначити за формулою:

$$h = \sqrt{\frac{P}{2 \sigma_n}} \quad (6.4)$$

Після завершення пластичної деформації ролик і деталь знаходяться у напруженому стані, який врівноважує прикладене зовнішнє зусилля (рис. 8.5, б). Напружений стан деталі в контакті з роликом визначається не вихідною (рис. 8.5, а), а пластично деформованою внаслідок втискування формою її поверхні. Після зняття навантаження ролик набуває початкової форми, а на деталі залишається відбиток (рис. 8.5, в), форма і розміри якого залежать від конфігурації тіл, що контактують, до втискування і твердості матеріалу деталі.

Ролик кругового профілю широко застосовується при чистовій обробці і є основним інструментом для зміцнення. Прямокутний відбиток утворюється при лінійному вихідному контакті ролика з деталлю. Умовою утворення такого контакту є рівність абсолютних величин кривизни профілю ролика і деталі вздовж лінії контакту. Наприклад, лінійний контакт має циліндрична деталь із роликом прямокутного профілю в осьовому перерізі.

Ролики виготовляють як прохідні (рис. 6.6, *а, б*) — для обробки поверхонь циліндричних деталей із вільним виходом інструмента (ширина циліндричного пояса дорівнює 2—5 мм при обробці невеликих деталей і 12—15 мм — великих), так і спеціальні — для обробки галтелей і канавок (рис. 6.6, *в, з*). При обробці галтелей застосовують також клиноподібні ролики (рис. 8.6, *д*). Ролики виготовляють зі сталі Х12М, ХВГ, 5ХНМ, У10, У12, Х12 і ХШ15; їх робочі поверхні мають твердість, не меншу, ніж 59—63 HRC<sub>e</sub>. Довговічність роликів можна підвищити наплавлянням твердого сплаву.

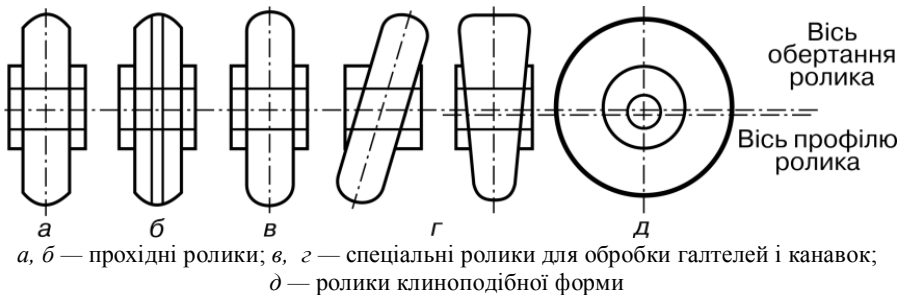


Рисунок 6.6 - Форми роликів обточування

Для розрахунку напружень стиску використовують формулу Давиденкова:

$$\sigma_n = \frac{E F_n \Delta h_n}{\Delta f_n L_n}, \quad (6.5)$$

де  $\sigma_n$  — залишкові напруження стиску в послідовно розміщених шарах, Па;

$E$  — модуль пружності матеріалу, Па;

$F_n$  — площа шару, який послідовно знімається,  $\text{мм}^2$ ;

$\Delta f_n$  — приріст площі після зняття шару,  $\text{мм}^2$ ;

$\Delta h_n$  — приріст довжини після зняття шару,  $\text{мм}$ ;

$L_n$  — довжина зразка після зняття кожного шару,  $\text{мм}$ .

Твердість поверхні при обкочуванні збільшується для всіх матеріалів, і чим вища міцність оброблюваного матеріалу, тим вищий оптимальний тиск обкочування. Твердість зростає до глибини 2 мм, однак на глибині 1—1,5 мм збільшення твердості стає незначним.

### 6.3 Ультразвукове зміцнення.

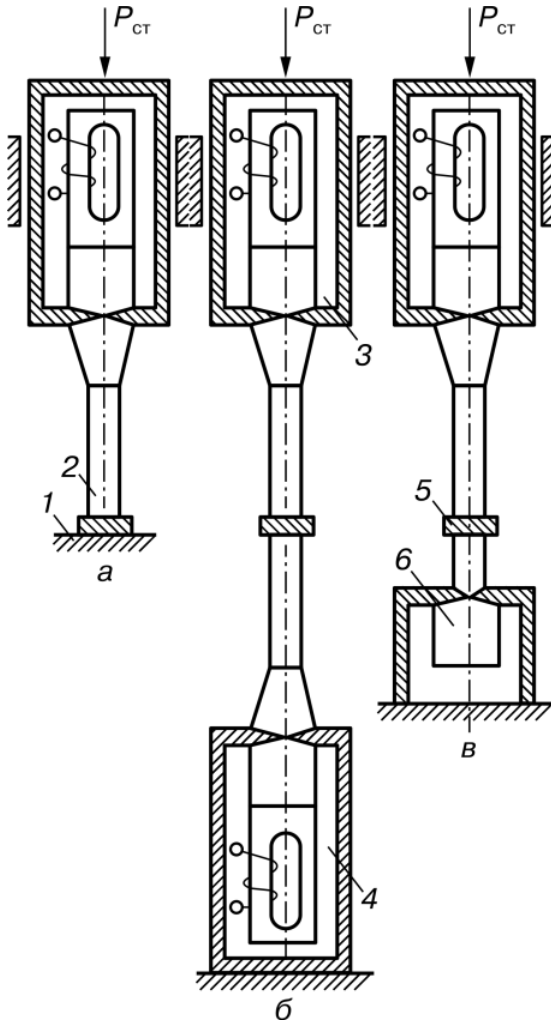
*Технологічні параметри ультразвукового зміцнення* Обробка ультразвуковим інструментом передбачає кілька принципових схем (рис. 6.7).

При закріпленні виробу, який обробляється, на масивній основі (рис. 6.7, *а*) ультразвукові коливання поширюються спочатку по виробу, а потім по основі, де і затухають. Така схема обробки використовується переважно для локального поверхневого зміцнення великогабаритних виробів. Схема, в якій застосовано два магнітострикційні перетворювачі (рис. 6.7, *б*), призначена для збільшення амплітуди ультразвукових коливань. Основним недоліком такої схеми є складне узгодження резонансних режимів роботи перетворювачів. Довговимірні вироби при ультразвуковій обробці можна обробляти за такою схемою: один кінець закріплюється в концентраторі ультразвукових коливань, а другий або залишають вільним, або занурюють у розчини чи розплави солей, лугів із певними акустичними параметрами.

Довжина виробів при такому способі обробки зазвичай кратна півдовжині ультразвукової хвилі.

Найефективнішою з погляду коефіцієнта використання енергії ультразвукових коливань є схема, яка передбачає застосування пасивної коливальної ланки (рис. 6.7, *в*).

Ультразвукові коливання проходять по оброблюваному виробу та пасивній коливальній ланці і, відбившись від вільного кінця останньої, повертаються в протилежному напрямку.



*a* — на масивній основі; *б* — з використанням двох магнітострикційних перетворювачів; *в* — з використанням пасивної коливальної ланки; 1 — масивна основа; 2 — хвилевід; 3, 4 — магнітострикційні перетворювачі; 5 — виріб, який обробляється; 6 — пасивна коливальна ланка

Рисунок 6.7 - Принципові схеми ультразвукової обробки матеріалів

Зазвичай коливальна система розраховується так, щоб фази відбитої і початкової хвиль збігалися, і при цьому відбувалось збільшення амплітуди коливань. Такі схеми використовуються для обробки виробів, діаметр яких дорівнює діаметру незакріпленого кінця концентратора або менший за нього. Обробка за наведеними схемами можлива у безвідривному або відривному режимі. Перший режим реалізується в разі перевищення прикладеними статичними зусиллями найбільшого амплітудного значення ультразвукових напружень, а другий — навпаки.

*Характеристики ультразвукових коливань.* Ультразвук являє собою періодичні пружні механічні коливання з частотами, які знаходяться вище від верхньої межі чутливості вуха людини.

Поширення пружних коливань проходить у середовищі, яке має пружні властивості. Пружні механічні коливання поділяють на інфразвукові коливання (до 16 Гц), діапазон чутних звуків ( $16—16 \cdot 10^3$  Гц), діапазон ультразвукових коливань ( $16 \cdot 10^3—10^{10}$  Гц), гіперзвукові коливання (понад  $10^{10}$  Гц).

При пружних механічних коливаннях матеріальна частинка або група частинок періодично коливається навколо положення рівноваги і здійснює коливання в першому наближенні за гармонічним законом. Тривалість одного повного коливання називається періодом коливання ( $T$ ). Кількість коливань, які частинка здійснює за одну секунду, називається частотою ( $f$ ).

Джерело коливань випромінює звукові коливання, які поширюються в усіх напрямках середовища. Кожна частинка середовища оточена великою кількістю частинок, які коливаються з однаковою фазою. Площина, яка проходить крізь частинки, що здійснюють коливання з однаковою фазою, називається *хвильовою поверхнею*.

Хвильові поверхні завжди розміщені перпендикулярно до напрямку коливального руху. Форма хвильової поверхні може бути довільною.

Ультразвукове поле характеризується такими основними параметрами: коливальною швидкістю частинок, прискоренням частинок і тиском ( $p$ ), який поширюється в середовищі густиною  $\rho$  зі швидкістю звуку  $c_{зв}$ :

$$p = \omega A \rho c_{зв} = w \rho c_{зв} = w z_0,$$

де  $z_0 = \rho c_{зв}$  — питомий акустичний опір середовища;

$w$  — швидкість;

$\omega$  — колова частота;

$A$  — амплітуда зміщення.

При поширенні пружних коливань передавання енергії не пов'язане з перенесенням матерії. Енергія періодично перетворюється з потенціальної  $E_{\pi}$  на кінетичну  $E_{\kappa}$  і навпаки. Енергію в одиниці об'єму визначають так:

$$E = E_{\kappa} + E_{\pi} = \frac{1}{2} \rho \omega^2 A^2. \quad (6.6)$$

Величину  $E$  називають густиною ультразвукової енергії. Кількість енергії, яка проходить крізь площину, розміщену перпендикулярно до напрямку поширення звукових коливань за одиницю часу, називають *інтенсивністю*, або *силою*, ультразвукових коливань:

$$J = E c_{зв}. \quad (6.7)$$

Якщо тиск і швидкість знаходяться в одній фазі, то інтенсивність коливань можна розрахувати за формулою:

$$J = E c_{зв} = \frac{1}{2} \rho A^2 w^2 c_{зв} = \frac{1}{2} A^2 w^2 z_0 = \frac{1}{2} w^2 z_0 = \frac{1}{2} \frac{p^2}{z_0} = \frac{1}{2} p w, \quad (6.8)$$

де  $p$  і  $w$  — ефективні значення тиску і швидкості.

Якщо між звуковим тиском  $p$  і швидкістю  $w$  є різниця фаз, то:

$$J = \frac{1}{2} p w \cos \varphi. \quad (6.9)$$

Інтенсивністю  $J$  також називається потужність, яка припадає на одиницю площі. Для визначення повної потужності потрібно

проінтегрувати значення інтенсивності по замкненій поверхні, що оточує джерело коливань.

Якщо вся ультразвукова енергія проходить крізь поверхню  $S$ , то потужність коливань можна подати так:

$$P = J S. \quad (6.10)$$

При переході ультразвуку з одного середовища в інше важливою характеристикою є відношення акустичних опорів цих середовищ: акустичні опори газів, рідин і металів відносяться як 1 : 3000 : 80 000.

При однаковій силі ультразвуку тиск у воді в 58 разів більший, ніж у повітрі і відповідно швидкість частинок у воді в 58 разів менша, ніж у повітрі.

Середовище, в якому поширюються коливання, поглинає частину енергії коливань, яка переходить у теплову енергію, а також витрачається на зміну структури речовини. Для того щоб врахувати згасання коливань, амплітуду зміщення  $A_0$  у розглянутих виразах слід помножити на вираз:

$$A = A_0 \exp(-\alpha l), \quad (6.11)$$

де  $\alpha$  — коефіцієнт згасання, що чисельно дорівнює відстані, на якій амплітуда зменшується в  $e$  разів;

$l$  — відстань, яку пройшла хвиля.

Це також стосується коливальної швидкості частинок  $w$ , їх прискорення  $b$  і тиску  $p$ .

Оскільки інтенсивність коливань залежить від квадрата амплітуди, маємо:

$$J = J_0 \exp(-\alpha l). \quad (6.12)$$

У разі інтенсивного перемішування рідин і газів, наклепу деформівними елементами поверхневих об'ємів виробів потрібні значні зміщення на виході коливальної системи. Зміщення вздовж осі  $X$  довільної точки в кожен момент часу  $t$  можна визначити так:

$$\varepsilon_x = A_x \sin(\omega t \pm k x), \quad (6.13)$$

де  $A_x$  — амплітуда пружних зміщень на відстані  $x$  від місця введення ультразвуку в середовище;

$k$  — хвильовий коефіцієнт ( $k = 2\pi/\lambda$ ).

Амплітуда ультразвукових коливань у міру поширення ультразвукової хвилі зменшується внаслідок поглинання частини енергії середовищем:

$$A_x = A_0 e^{-\alpha x}, \quad (6.14)$$

де  $\alpha$  — коефіцієнт поглинання ( $\alpha = \alpha' f^2$ ).

Значення  $\alpha'$  для газових середовищ становить  $(0,17 \dots 1,49) \cdot 10^{-11}$  с<sup>2</sup>/м, для рідин —  $(5,05 \dots 22) \cdot 10^{-15}$  (за винятком мастил, для яких  $\alpha'$  дорівнює  $(1100 \dots 7980) \cdot 10^{-15}$ ) і для твердих тіл —  $(0,38 \dots 6,35) \cdot 10^{-7}$ .

Напруження в елементарному об'ємі виробу при поширенні ультразвукової хвилі прямо пропорційне амплітуді ультразвукових коливань і модулю пружності матеріалу  $E$ :

$$\sigma_x = \pm E k A_x \cos(\omega t \pm k x). \quad (6.15)$$

*Закономірності ультразвукового зміцнення.* Для різних металів і умов обробки існує порогове значення напруження, яке виникає внаслідок ультразвукових коливань. Для більшості чистих металів значення порогового напруження дорівнює 0,4—0,5 границі плинності.

Обробка металів ультразвуком з амплітудами, меншими за порогові, протягом коротких проміжків часу не викликає змін властивостей металу. Обробка з амплітудами, які перевищують порогові, може зміцнити метал. Причому тим більше, чим вища амплітуда коливань зміцнення. Або навпаки, викликати знеміцнення, якщо перед цим матеріал був зміцнений будь-яким іншим способом.

Підвищення твердості поверхні виробу при збільшенні амплітуди ультразвукових коливань обмежене. При значних деформаціях

уже на перших етапах у металі спостерігаються ефекти втоми: метал окрихується, а потім і руйнується.

Підвищення температури ультразвукової обробки дає змогу зміцнити матеріал при менших амплітудах деформації. Ультразвукова обробка при підвищених температурах характеризується перебігом двох протилежних процесів — зміцнення, пов'язаного зі збільшенням щільності недосконалостей кристалічної будови, і повернення у вихідний стан при температурах, нижчих за температуру рекристалізації, а також зміцнення і рекристалізації при температурах, які перевищують температуру рекристалізації.

Для металів існує так званий інкубаційний період, протягом якого помітні зміни їх механічних властивостей не відбуваються. Тривалість інкубаційного періоду залежить від хімічного складу матеріалу і температури обробки, його максимум спостерігається при температурах обробки, які дорівнюють температурі рекристалізації. Подальше підвищення температури зменшує інкубаційний період, і при найвищих температурах у металі під дією ультразвуку спостерігається міжзернове розтріскування.

Крім твердості, обробка ультразвуком збільшує ударну в'язкість твердих сплавів. Це пояснюється такими причинами. Відомо, що робота руйнування поверхні має дві складові: зародження і поширення тріщини. Ці складові для необроблених і оброблених ультразвуком твердих сплавів різні. По-перше, в місцях переважного зародження тріщин — найбільш напружених об'ємів сплаву — відбувається пластична деформація, внаслідок чого рівень внутрішніх напружень знижується. Як наслідок, необхідна робота для зародження тріщин у таких сплавах більша, ніж у необроблених ультразвуком. По-друге, розвитку тріщин в оброблених ультразвуком твердих сплавах перешкоджають зони пластичної деформації карбідних зерен та скупчення дефектів упаковки, які збільшують роботу поширення тріщин.

Механізм утворення і переміщення недосконалостей кристалічної будови, їх взаємодія, кінетика, збільшення щільності при ультразвуковій обробці значно відрізняються від тих, що спостерігаються при звичайній пластичній деформації.

На відміну від статичної деформації умова досягнення критичного вигину джерела Франка—Ріда є необхідною, але недостатньою умовою для генерації їхніх дислокаційних петель при ульт-

развуковій обробці. Необхідною і достатньою умовою роботи джерела Франка—Ріда є наявність порогової амплітуди напруження, при перевищенні якої за період  $T/2$  створюється замкнена петля. Це порогове значення амплітуди напруження можна умовно назвати *динамічною границею плинності*, значення якої залежить від довжини джерела Франка—Ріда і від частоти прикладеного динамічного напруження.

При малих довжинах джерела Франка—Ріда динамічна границя плинності практично збігається зі статичною. Зі зростанням довжини джерела різниця між статичною і динамічною границями плинності збільшується. На поверхні деталей, оброблених ультразвуком з інтенсивністю, вищою від порогової, спостерігаються сліди пластичної деформації, смуги ковзання. Їх кількість зростає зі збільшенням амплітуди і тривалості коливань (при амплітудах, більших за порогові).

При дії на метал коливань малої потужності без перевищення порогового значення на поверхні виникають смуги ковзання з високою щільністю дефектів кристалічної будови, переважно у вигляді дислокаційних петель.

При подальшому збільшенні амплітуди ультразвуку щільність дислокацій не зростає, але порушується коміркова структура, і на місці комірок з'являються області зі статично рівномірним розподілом дислокацій.

Структура, яка створена в металі ультразвуковою обробкою, значно відрізняється від структури, яка виникає в матеріалі внаслідок звичайної пластичної деформації: у металі практично відсутні зональні макронапруження. Мікронапруження і кути дезорієнтації блоків менші, а розподіл дислокацій в об'ємі більш рівномірний відносно субструктури, створеної пластичною деформацією.

У деяких металах і сплавах ультразвукова обробка приводить до процесів фазових перетворень, які впливають на їх міцність і твердість. Наприклад, у кобальті спостерігається алотропне перетворення кубічної модифікації на гексагональну (табл. 6.2).

Найбільша кількість  $\alpha$ -Со утворюється на перших етапах обробки. Зі збільшенням тривалості обробки приріст цієї модифікації уповільнюється, і з часом відбувається практично повне перетворення  $\beta$ -Со на  $\alpha$ -Со.

Таблиця 6.2 - Вплив тривалості ультразвукової обробки на перетворення кобальту

| Тривалість обробки, с | Інтервал $\alpha \rightarrow \beta$ -перетворення, °C | Кількість $\alpha$ -Co, % | Інтервал $\alpha$ -перетворення, °C |
|-----------------------|-------------------------------------------------------|---------------------------|-------------------------------------|
| 0                     | 450—495                                               | 62—63                     | 295—245                             |
| 30                    | 450—495                                               | 79—80                     | 300—245                             |
| 60                    | 450—495                                               | 88—89                     | 305—250                             |
| 300                   | 450—495                                               | 90—91                     | 315—255                             |
| 3600                  | 445—505                                               | 93—94                     | 315—245                             |
| 7200                  | 445—510                                               | 99—100                    | 310—240                             |
| Після відпалу         | 450—495                                               | 50—51                     | 195—245                             |

Характер впливу ультразвукової обробки на кінетику дифузійних фазових перетворень залежить від хімічного складу сталей. Так, при дії ультразвуку ( $A = 0,025$  мм) кінетика перетворення переохолодженого аустеніту сталей 30ХГСА і 30ХГСНА різна: для сталі 30ХГСА у перлітній області і зоні верхнього бейніту ультразвук прискорює розпад аустеніту, в сталі 30ХГСНА ультразвук підвищує стійкість переохолодженого аустеніту. Таким чином, у безнікелевих сталях ультразвук прискорює перетворення аустеніту на перліт, а в нікелевісних — уповільнює.

Крім того, суміщення ультразвукової з якою-небудь іншою обробкою може посилити ефективність останньої.

До переваг ультразвукового зміцнення слід також віднести можливість створення для певного класу деталей поверхневого або об'ємного наклепу, а також їх комбінацій. При цьому досягається вигідний розподіл внутрішніх напружень у металі, а також структурний стан, при якому вдається підвищити в два—три рази запас міцності деталей, які працюють при змінних навантаженнях, і подовжити термін їх застосування в десятки разів.

Ефективними є комбіновані способи поверхневого зміцнення, коли, крім ультразвукової ударної обробки, використовують й інші.

Комбінований спосіб поверхневого зміцнення з використанням енергії низькотемпературної плазми та ультразвукової ударної обробки (УУО) забезпечує підвищення зносостійкості виробу. Висока ефективність при раціональній послідовності дії нагрівання і

пластичного деформування спостерігається при створенні в поверхневому шарі структур із високими міцністю і пластичністю.

Наприклад, твердість поверхневого шару сталі 45 збільшується в 4—5 разів порівняно з вихідним станом і на 30—40 % порівняно з плазмовим термозміцненням. Ультразвукова ударна обробка з нагріванням забезпечує підвищення ударної в'язкості на 15—20 % порівняно з плазмовим термозміцненням, що дає змогу виключити операцію відпуску. У поверхневому шарі формуються залишкові напруження стиску й утворюється дрібноголковий мартенсит, що сприяє значному поліпшенню механічних властивостей.

Зміцнення за способом використання лазерного променя і пластичної деформації поверхні металу ультразвуковим інструментом відбувається з високими швидкостями нагрівання ( $10^8$  K/c), охолодження ( $10^6$ — $10^8$  K/c) і деформування ( $10^3$  с<sup>-1</sup>), що дає змогу отримати зміцнений шар із заданими підвищеними експлуатаційними характеристиками. При лазерному способі обробки в поверхневому шарі утворюється дрібнозернистий мартенсит, а в поєднанні з УУО створюється розвинена субструктура ультрадисперсного мартенситу зі зниженими спотвореннями і підвищеною щільністю дислокацій.

Зниження вмісту залишкового аустеніту забезпечує підвищення міцності і зберігає високу пластичність металу. Одночасна дія лазерного променя й УУО створює рівноважну структуру без пікових локальних напружень, що забезпечує високі експлуатаційні властивості металу.

При дослідженні зміни напруженого стану та стану тонкої структури металу наплавленого шару після обробки ультразвуком і обкочування роликami виявлено, що напруження другого роду більш суттєво підвищуються при ультразвуковому способі обробки (на поверхні наплавленого шару вони досягають 235 МПа). Внаслідок наклепу в поверхневому шарі різко підвищується щільність дислокацій (рис. 6.8), при цьому більш значне підвищення спостерігається після ультразвукової обробки (на 50 %, після обкочування роликami — лише на 16 %).

Деяке підвищення щільності дислокацій у поверхневому шарі зразків, які не зміцнювались, пояснюється силовою дією різця при механічній обробці.

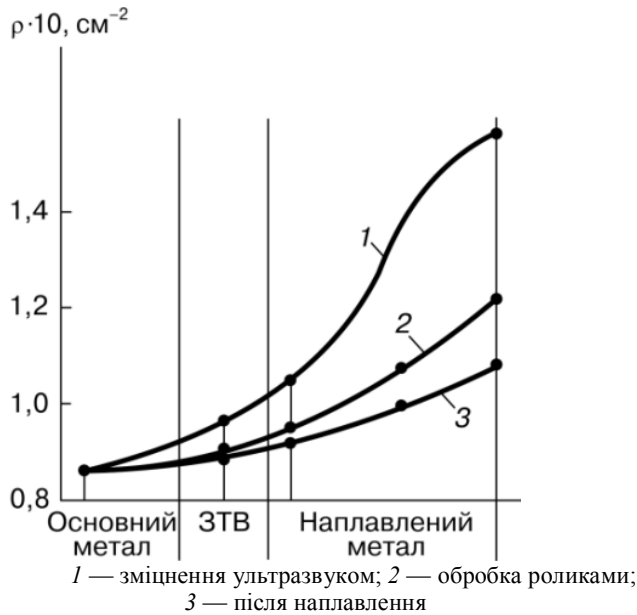


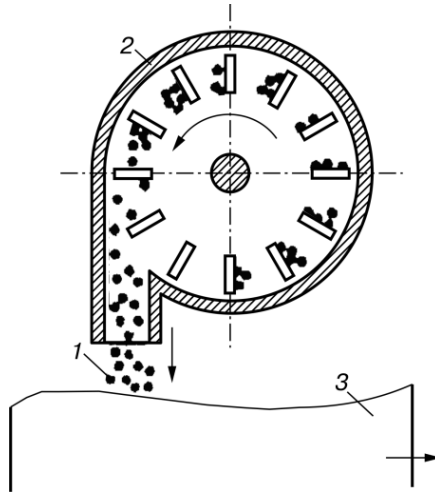
Рисунок 6.8 - Залежність щільності дислокацій від способів зміцнення (наплавлення дротом Св-05Х20Н9ФБС)

#### 6.4 Дробоструминне зміцнення

За допомогою пневмодробоструминних і дробометальних процесів зміцнюють та очищують деталі практично будь-якої геометричної форми, при цьому їх точна орієнтація в просторі не потрібна. При застосуванні методів дробоструминного з введенням мастильно-охолодних рідин і гідроударного зміцнень процес стає точніше регульованим і стабільнішим.

Для зміцнення використовують кулястий та міцний дріб (рис. 6.9). Щоб дріб не деформувався в момент удару, його твердість має бути вищою за твердість оброблюваного матеріалу. Однак при значному збільшенні твердості дробу підвищується його крихкість, що призводить до розколювання дробу, пошкодження зміцнюваної поверхні та зниження ефективності процесу. На практиці застосову-

ють дріб діаметром 0,4—2 мм.



1 — дріб; 2 — механічний дробомет; 3 — оброблювана деталь

Рисунок 6.9 - Схема дробоструминної зміцнювальної обробки

Чим менший діаметр дробу, тим нижча шорсткість оброблюваної поверхні.

При зміцненні деталей із концентраторами напружень типу галтелей, надрізів або канавок на робочій поверхні кращі результати отримують при обробці дробом, радіус якого відрізняється від радіуса концентраторів напружень.

Методи дробоструминної обробки матеріалів поділяють на дві групи: сухим дробом та дробом із мастильно-охолодною рідиною (МОР). В обох випадках відбувається прямий удар, коли кулька входить у тіло, а не ковзає по ньому, при цьому виникає тертя удару.

Час зміцнення визначається за формулою:

$$t = \frac{7,6ld \sqrt{H}}{K_i w m \sin^2 g}, \quad (6.16)$$

де  $l$  — відстань від сопла до оброблюваної поверхні;

$d$  — діаметр дробу;

$H$  — твердість оброблюваного матеріалу;

$K_i$  — коефіцієнт, який враховує кількість ударів, необхідних для досягнення заданого ступеня зміцнення ( $i \geq 8$ );

$w$  — швидкість дробу;

$m$  — маса дробу, який викидається за одиницю часу;

$g$  — кут між струменем дробу й оброблюваною поверхнею.

Усі способи дробоструминного зміцнення на оптимальних режимах підвищують мікротвердість поверхні та утворюють у поверхневому шарі залишкові напруження стиску. Наприклад, при обробці загартованої до HRC 50—51 сталі 35X2MФА-Ш значно покращуються фізико-механічні характеристики поверхні і поверхневих шарів. Найбільшу твердість поверхні і практично граничну глибину зміцнення забезпечує обробка поверхні дробом протягом чотирьох хвилин при питомій енергії  $80 \text{ кДж/м}^2$ .

Більш тривалий час пластичного деформування викликає незначне збільшення глибини зміцненого шару.

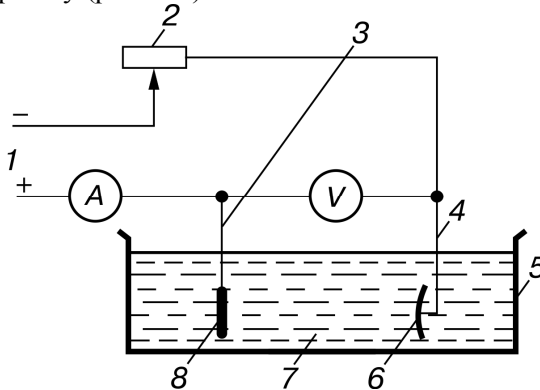
Унаслідок зміцнення поверхневого шару і поліпшення форми мікрорельєфу після всіх способів дробоструминної обробки й особливо після гідродробоструминної дещо знижується інтенсивність зношення деталей машин. Так, довговічність зубчастих коліс, виготовлених зі сталі марки 15ХГН2ТА, після зміцнення дробом збільшується на 15—20 %.

## **ТЕМА 7. ТЕХНОЛОГІЇ ГАЛЬВАНІЧНОГО НАНЕСЕННЯ ПОКРИТТЯ. СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ. ХІМІЧНЕ ОСАДЖЕННЯ**

### **7.1 Гальванічні процеси.**

Гальванічні покриття отримують електроосадженням на поверхні основи, яка є провідником. Метал, на який наноситься покриття, занурюється в електропровідний розчин, що містить у собі солі цього металу. Катодом є основний метал (виріб), а анодом — стрижень або лист металу, який буде покриттям. У цьому випадку матеріал анода переходить у розчин, як тільки на катоді здійснюється його осадження, і, таким чином, підтримується концентрація іонів металу в розчині. Можна використовувати анод з інертного

матеріалу. У цьому разі концентрація іонів металу в розчині підтримується додаванням відповідних солей у міру перебігу процесу електролізу (рис. 7.1).



1 — подавання постійного струму низької напруги; 2 — регулятор струму; 3 — анодна шина; 4 — катодна шина; 5 — посудина для електролітичного осадження; 6 — виріб, на який наноситься покриття; 7 — електроліт; 8 — анод

Рисунок 7.1 - Схема отримання металевих покриттів методом електролітичного осадження

Електроосадження є катодним процесом звичайної електрохімічної реакції, яка викликає корозію на аноді.

Гальванічні покриття можуть бути з чистих металів, сумішей металів, сплавів або металів, які змішані з неметалевими речовинами, їх називають *композиційними електрохімічними покриттями* (КЕП).

Осад чистого металу отримується з електролітів, до складу яких входять солі цього металу. Для утворення осадів із металів і сплавів потрібні електроліти, які містять у собі солі складових цих матеріалів, які осаджуються або окремо, або безпосередньо у вигляді сплаву.

Неметалеві осад виникають при використанні розчинів, в яких неметали містяться у вигляді простих суспензій або сполук, здатних до руйнування і осадження на катоді.

У водних розчинах відновлення іонів водню до газоподібного стану можливе при відновленні катіонів або складних аніонів, які осаджуються на металі. Чим від'ємнішим є потенціал системи  $\text{Me}^{2+}$ -Me, тим більша тенденція до виділення водню. Цинк та марганець,

які мають порівняно з іншими металами найвід'ємніші потенціали, використовуються для отримання електролітичних покриттів. Для металів із ще від'ємнішим потенціалом слід використовувати розплавлені солі або розчини, які не містять у собі води.

*Механізм осадження і закономірності формування покриттів.*

Осадження покриття починається з утворення центрів кристалізації в місцях порушення кристалічної ґратки основного металу (наприклад, структурних дефектів на поверхні) з наступним ростом кристалів металу, що осаджується, у місцях їх утворення. Так само на поверхні виробу досягають зростання зв'язного кристалічного металевого покриття, яке зчеплюється з металом атомними зв'язками, що забезпечує адгезію без утворення шарів проміжних сплавів між покриттям і основою (якщо між металами, що використовуються в твердому стані, неможлива дифузія при температурі, необхідній для електроосадження, або при наступних зберіганні чи експлуатації).

На початковій стадії утворення осаду в кристалічній структурі покриття можуть бути дефекти (наприклад, пори). За умови, що робочі параметри процесу електроосадження забезпечують оптимальні умови для зростання осаду, ці дефекти усуваються при збільшенні товщини осаду. Як правило, пори зникають, якщо товщина покриття досягає кількох мікрометрів.

Електроосадження металів відбувається за *законами Фарадея*: маса металу, що утворюється при електролізі, прямо пропорційна кількості електрики, яка пропускається крізь розчин, і хімічному еквіваленту металу. Таким чином, середню товщину покриття, що осаджується, можна легко розрахувати, знаючи силу струму, час нанесення покриття, площу поверхні, яка обробляється, і хімічний еквівалент металу, який використовується для покриття. Існує ще один додатковий фактор, який впливає на результати розрахунку: ККД катода під час електроосадження. Наприклад, для міді значення ККД приблизно дорівнює 100 %, якщо осадження здійснюється з кислотного розчину сульфату міді. Однак для іншого розчину чи металу ККД може значно зменшуватись і досягати, наприклад, для хрому 8—18 %. Крім того, товщина осаду залежить від відстані між анодом і катодом. Здатність розчину електроліту при нанесенні гальванічних покриттів долати цю залежність називається його *розсіювальною здатністю* (або *макророзсіювальною здатністю*). Наприклад, мідь — метал із доброю розсіювальною здатністю,

хром — з поганою. На цю властивість може впливати також склад ванни і режим її роботи.

Через обмежену розсіювальну здатність на товщину осаду впливає форма поверхні виробу, який обробляється: товщина осаду збільшується на гострих краях та виступах і незначно зменшується в заглибленнях і впадинах.

Здатність електроліту знижувати ступінь шорсткості на поверхні основного металу, тобто його *мікророзсіювальна здатність*, є особливою властивістю, що називається *вирівнюванням*. Електроліт із позитивними властивостями вирівнювання створює осад, який поступово вирівнюється на поверхні основного металу в міру збільшення товщини шару покриття. Вважається, що різниця в поляризації мікропіків та мікрозаглиблень на поверхні основного металу впливає на співвідношення швидкостей дифузії іонів і адсорбції на поверхні, локально змінюючи швидкість електроосадження.

Властивості вирівнювання зазвичай контролюються введенням спеціальних домішок в електролітичну ванну. Домішки є органічними сполуками (наприклад, кумарин у розчині для нанесення нікелевого покриття).

Якщо електроосадження здійснюють із використанням простих розчинів солей металу, то зазвичай отримують матові осади. У таких випадках досягти блискучих покриттів можна лише внаслідок полірування і глянсування, однак ці операції є тривалими і дорогими.

Крім того, блискучі покриття можна отримати безпосередньо після обробки у ванні, вводячи особливі присадки до складу електроліту. Для цього зазвичай використовують поверхнево-активні речовини і колоїди, які сприяють комплексному утворенню іонів металу та впливають на адсорбцію і локалізовану катодну поляризацію. Також вони можуть впливати на процес кристалізації осадів (про це свідчить, наприклад, шарувата мікроструктура блискучого покриття нікелю порівняно зі стовпчастою мікроструктурою матового нікелевого покриття). Блискучі покриття отримують тільки при обмеженій густині струму (яка змінюється також під дією особливих присадок), тому матова поверхня утворюється на краях фігурних виробів, де під час нанесення покриття досягається найбільша густина струму.

*Опірність корозії* зменшується зі збільшенням внутрішнього

механічного напруження внаслідок підвищення здатності гальванічного покриття до руйнування в міру розвитку корозії. При порушенні захисних властивостей покриття основний шар залишається незахищеним.

Внутрішні напруження в покритті можуть бути зумовлені структурною невідповідністю між основним металом і найближчими до нього атомними шарами покриття або між способом осадження і кристалізацією металу з електроліту.

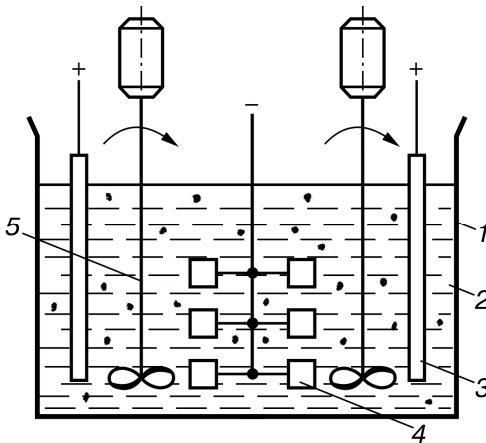
*Внутрішнє напруження* можна зменшити лише додатковим введенням іншого покриття між основним матеріалом і вибраним металом, щоб структурна різниця розподілялась між двома міжфазними межами. Напруження внаслідок електроосадження і кристалізації дуже часто змінюється залежно від складу електроліту або параметрів осадження. Наприклад, матові нікелеві покриття мають низьке внутрішнє напруження, а блискучі — високе.

Особливістю гальванічного процесу є виділення водню на катоді. Молекули водню можуть виділятися в газоподібному стані, а водень в атомарному стані може дифундувати або в покриття, або в основний метал, може стати причиною утворення порожнин, нерівних осадів або осадів із кристалічними дефектами. З метою усунення цього газ з поверхні катода видаляється перемішуванням розчину або переміщенням катода. Якщо водень, який виділяється на катоді, поглинається покриттям або основним металом, то це може зумовити крихке руйнування (наприклад, руйнування високоміцних сталей під час покриття цинком або кадмієм). У таких випадках термічна обробка після нанесення покриття дасть змогу видалити водень і запобігти утворенню тріщин.

Перспективним напрямом розвитку технологій гальванічних покриттів є *композиційні електрохімічні покриття* (КЕП), що складаються з металевої матриці і тонкодисперсних частинок іншої фази, розподілених в її об'ємі. Розмір таких частинок становить 0,01—50 мкм, об'ємна частка — 1—50 %. Як дисперсну фазу використовують порошки окремих елементів, але найчастіше застосовують хімічні сполуки на органічній чи неорганічній основі — безкисневі тугоплавкі сполуки, оксиди, полімери та ін.

Тонкодисперсні частинки в необхідній кількості вводять в електрохімічні ванни, які в процесі електролізу осаджуються на катоді і зарощуються іонами металів, що виділяються на ньому

(рис. 7.2).

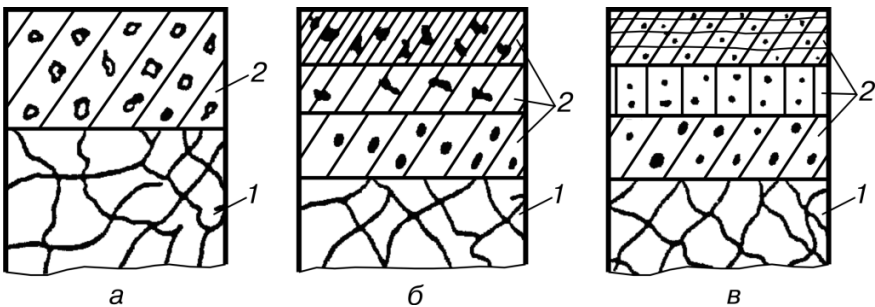


1 — ванна; 2 — електроліт із неметалевими включеннями; 3 — анод;  
4 — виріб; 5 — мішалка

Рисунок 7.2 - Схема отримання композиційних електрохімічних покриттів

Залежно від властивостей і кількості дисперсної фази КЕП можуть мати високі твердість і зносостійкість, жароміцність, жаро- і корозійну стійкість, анти- і фрикційні властивості та інші необхідні експлуатаційні характеристики.

Композиційні комбіновані електролітичні покриття поділяються на одношарові (рис. 7.3, *а*) і багатошарові (рис. 7.3, *б, в*).



*а* — одношарове покриття; *б, в* — багатошарове покриття;

1 — матеріал основи; 2 — композиційне покриття

Рисунок 7.3 - Композиційне комбіноване електролітичне покриття

За характерними ознаками і призначенням КЕП поділяють на моно- і поліметалеві, моно- і полікомпозиційні, тонко- і товстошарові, моно- і поліфункціональні.

При проходженні крізь електроліт електричного струму на поверхні деталі (катоді) осаджуються метал чи сплав (матриця покриття) і тонкодисперсні частинки (друга фаза), які зарощуються і цементуються матрицею.

Осадження КЕП проводять при безперервному перемішуванні суспензії з метою забезпечення розміщення частинок у завислому стані і рівномірного їх осадження на поверхню.

Електроліти можуть бути слобкоокислими, слабколужними або близькими до нейтрального (тобто значення рН коливається в діапазоні 6,5—7,5) середовища. Однією з основних умов забезпечення можливості застосування дисперсних частинок є їх індиферентність, нечутливість до електроліту, а також відсутність на їх поверхні шкідливих домішок.

За певних умов електролізу можливе отримання покриттів, що містять у собі частинки від мінімального розміру до частинок, розмір яких близький до товщини осаду.

Зарощування великих частинок з високою електропровідністю відбувається по всьому їх периметру (рис. 7.4, а, б).

Зарощування великих частинок із низькою електропровідністю спочатку відбувається в основі, а потім поширюється далі (рис. 7.4, в, г).

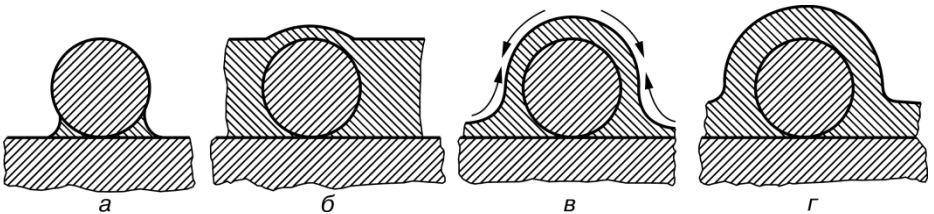


Рисунок 7.4 - Схема зарощування частинок з низькою (а, б) та високою (в, г) електропровідністю

Поверхнева дифузія адсорбованих атомів сприяє надходженню атомів до місць росту кристалів тим більше, чим вищий коефіцієнт дифузії адсорбованих атомів, чим більша середня відстань між місцями росту кристалів і чим вище середнє відношення швидкості переходу крізь подвійний шар на гладенькій поверхні до швидкості переходу на ділянці росту кристалів, що вже почався.

При підвищених перенапруженнях (наприклад, підвищена густина струму) має переважати реакція переходу крізь подвійний шар у місцях росту кристалів або в безпосередній близькості від них.

Порушення проходження чи створення перешкод для цих процесів може призвести до різних наслідків, у тому числі і до неможливості утворення осаду.

*Структура і властивості покриттів.* Структура одно- і багатошарових КЕП залежить від багатьох факторів: розміру частинок другої фази, їх взаємного розміщення, природи частинок (хімічного складу, електропровідності, міцності) і режиму електролізу.

По товщині матриці частинки розміщуються нерівномірно. Найбільша кількість частинок осаджується ближче до основного металу і в тих місцях, де вища щільність силових ліній струму.

Чим більший розмір частинок, тим менша їх кількість проникає в осад. Наприклад, при отриманні КЕП на основі нікелю при зміні розміру частинок від 1 до 10 мкм вміст частинок в осаді знижується в два—три рази. Крім того, частинок в осаді тим більше, чим вища їх електропровідність, і чим вони легші та твердіші.

Характерними типами структур електро-літичних осадів є структури без включень і з включеннями дрібнодисперсних частинок (рис. 7.5).

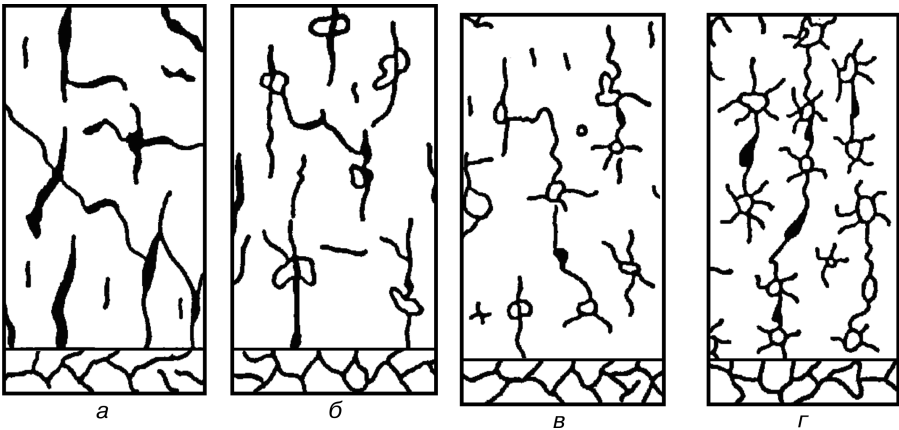


Рисунок 7.5 - Моделі структури КЕП, отриманих з електролітів без включень (а) і з введенням в їх склад частинок різної міцності (б—г)

При КЕП електролітичні осади без включень і з включеннями дрібнодисперсних частинок мають чотири характерні типи структур.

1. У структурі є видовжені (рис. 7.5, а), інколи перехрещені тріщини як сліди релаксації внутрішніх напружень. Це характерно для електролітів без дрібнодисперсних частинок.

2. За наявності в осаді дрібнодисперсних частинок з міцністю, меншою, ніж міцність матриці, релаксація внутрішніх напружень відбувається внаслідок утворення тріщин (рис. 7.5, б).

3. При значеннях міцності матриці, близьких до значень міцності частинок, можливі два випадки: 1) частинки не є перешкодою для тріщин (площа їх поперечного перерізу мала чи послаблена дефектами їх структури); 2) частинки є перешкодою для утворення тріщин у матриці (рис. 7.5, в).

4. Велика міцність дрібнодисперсних включень порівняно з міцністю матеріалу матриці зумовлює релаксацію напружень між близькоприлеглими включеннями (рис. 7.5, г). Крім того, навколо включень утворюється значна кількість мікротріщин розмірами на кілька порядків меншими, ніж у першому випадку. При цьому захисна здатність покриття поліпшується.

Властивості КЕП визначаються переважно фізико-хімічними і механічними властивостями металевої матриці в КЕП. Загалом властивості КЕП залежать як від співвідношення компонентів (матриці і дисперсних включень, їх характеристик), так і від розподілу в об'ємі покриття, умов осадження і наступної (за потреби) обробки — термічної, лазерної, дифузійного легування.

Для отримання відповідних властивостей покриття рекомендовані такі метали матриць КЕП:

- твердість і зносостійкість: Fe, Ni, Co, Cr;
- жаростійкість: Cr, Ni, Co;
- захист від корозії: Zn, Cd, Sn, Cu, Ag, Cr, Ni, Au, Pt;
- захисно-декоративна обробка: Cr, Ni, Sn, Ag, Au, Pd;
- відновлення розмірів: Fe, Cr, Ni, Cu;
- електропровідність: Cu, Ag, Au, Pt;
- відбивна здатність: Cr, Co, Ag, Au, Pd, Rh;
- антифрикційність: Fe, Ni, Cr, Cu, Pd, Sn;
- надання поверхні притиральних властивостей: Cu, Sn, Cd, Ag;
- поліпшення здатності до паяння: Cu, Ag, Sn.

Дисперсні матеріали, які поліпшують властивості КЕП:

- твердість і зносостійкість:  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{WC}$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{SiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{CrB}_2$ , алмаз,  $\text{B}$ ,  $\text{Si}$ ,  $\text{C}$ ;
- зносостійкість при сухому терті і підвищених температурах:  $\text{SiC}$ ,  $\text{B}_4\text{C}$ ,  $\text{BN}$ ,  $\text{TiB}_2$ ,  $\text{CrB}_2$ ;
- термостійкість: оксиди, карбіди, нітриди;
- самозмащення: графіт;
- теплопровідність: політетрафторетен;
- ерозійна стійкість: оксиди, карбіди.

Вибір дисперсного матеріалу для отримання КЕП визначається призначенням покриттів і основним впливом частинок у КЕП на властивості покриття.

Розмір дисперсних частинок залежно від призначення КЕП коливається в широких межах (від 0,01 до 50 мкм). Осадження частинок на катоді полегшується зі зменшенням їх розміру які вибирають залежно від товщини КЕП і чистоти (шпаруватості) поверхні катода за формулою:

$$d = l = \delta_k / n, \quad (7.1)$$

де  $d$  (чи  $l$ ) — діаметр (чи довжина) частинки;

$\delta_k$  — товщина покриття;

$n$  — кількість частинок.

КЕП для більшості електроосаджених матеріалів характеризуються надзвичайно значним зчепленням включень із матеріалом матриці. Це пояснюється положеннями теорії пластичної деформації і абразивного руйнування твердих тіл з урахуванням особливостей формування структури електролітичних осадів. Відповідно до цього навколо дрібнодисперсних частинок можлива поява зворотних мікропластичних деформацій, які спричинюють зміцнення осаду і відповідно поліпшення фізико-механічних властивостей КЕП.

У формуванні механічних властивостей КЕП значну роль відіграють дефекти дислокаційного типу. Під час переміщення дислокацій при стиканні з частинками вони огинають ці перешкоди, залишаючи після себе замкнені петлі. Збільшення кількості частинок в осаді та зменшення відстані між ними спричинюють підвищення опірності переміщенню, оскільки зростає кількість бар'єрів, які

мають подолати дислокації. Це викликає збільшення кількості дислокаційних петель, їх накопичення навколо твердих включень, що зумовлює додаткове активне напруження і зміцнення матриці.

## 7.2 Хімічне осадження. Закономірності осадження.

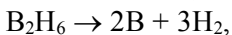
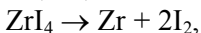
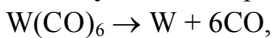
При газофазному осадженні покриття утворюються внаслідок перебігу хімічних реакцій поблизу поверхні, на поверхні чи в приповерхневому шарі основи. Вихідними продуктами є газоподібні галогеніди, карбоніли чи металоорганічні сполуки, при розкладанні чи взаємодії яких з іншими газоподібними складовими сумішей (воднем, аміаком, вуглеводнями, оксидом вуглецю та ін.) можуть утворюватись і осаджуватись на оброблюваній поверхні потрібні матеріали.

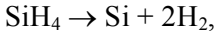
На рис. 7.6 наведена схема установки, на якій можлива реалізація процесу газофазного осадження.

Основа 7, на яку наноситься покриття, розміщується в герметичній камері. Щоб забезпечити рівномірність товщини покриття, таку основу можна обертати за допомогою електроприводу 8. Речовини, компоненти яких формують покриття, містяться в спеціальних резервуарах 2.

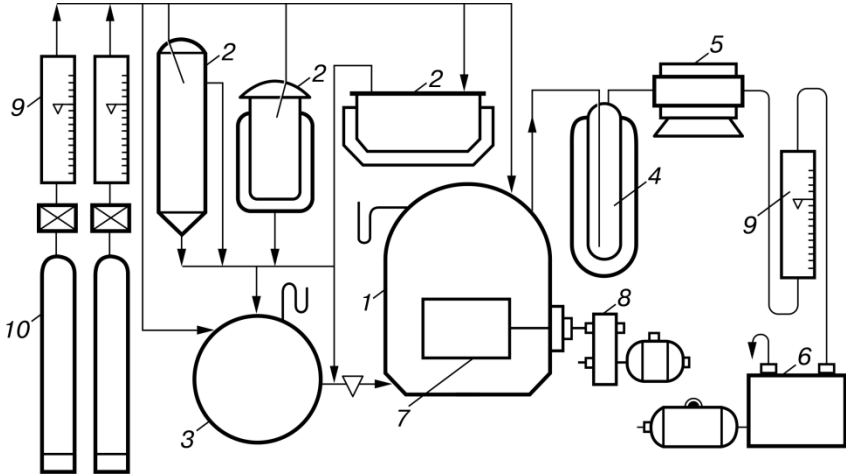
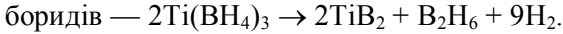
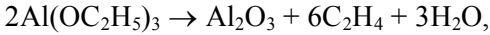
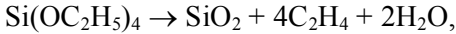
Певне середовище створюється за допомогою газів, що знаходяться в балонах 10 і надходять до реактора 1 і резервуарів 2. Газофазне осадження здійснюють термічним розкладанням, відновленням, гідролізом, високотемпературним прямим окисненням.

При *термічному розкладанні* основу нагрівають до температури розкладання газоподібних робочих сполук з осадженням їхніх нелетких компонентів на поверхні основи. Процес здійснюється у вакуумі  $1 \cdot 10^{-1}$  Па, а також у нейтральному чи іншому підібраному середовищі газів-носіїв. Осадження простих речовин відбувається за реакціями





оксидів —



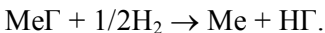
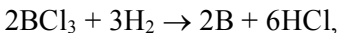
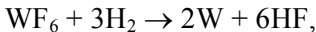
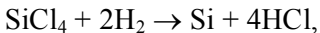
1 — реактор; 2 — резервуари з рідкими і кристалічними карбонілами; 3 — змішувач газів; 4 — морозильний уловлювач; 5 — піч дорозкладання; 6 — вакуумний насос; 7 — основа; 8 — система обертання основи; 9 — ротаметри; 10 — балони з воднем і азотом

Рисунок 7.6 - Універсальна схема установки для газофазного осадження покриттів

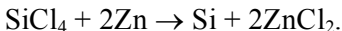
Температури розкладання для різних робочих сполук коливаються у межах від 300 до 2300 °С і вище.

Леткі сполуки *відновлюються* воднем, аміаком та іншими речовинами, які містять у собі водень, а також парами металів.

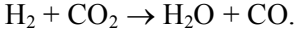
Осадження простих речовин відбувається за реакціями



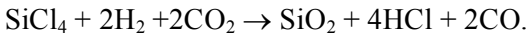
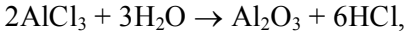
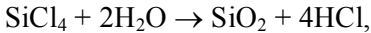
Пари металів (K, Na, Mg, Zn, Cd) осаджуються аналогічно, наприклад



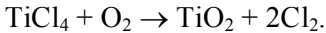
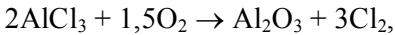
*Гідроліз* газоподібних галогенідів водяною парою ( $\text{H}_2\text{O}$ ) чи парою  $\text{H}_2 + \text{CO}_2$  використовується для отримання покриттів оксидів. У першому випадку водяна пара вводиться в систему безпосередньо, а в другому — утворюється внаслідок реакції



Осадження оксидів відбувається за реакціями



*Високотемпературне пряме окиснення* киснем газоподібних галогенідів чи металоорганічних безкисневих сполук використовується для отримання покриттів з оксидів:



Аналогічно осаджується більшість інших елементів (Fe, Ni, Be, Al, Cr, Ti, Hf, Th, V, Nb, Mo, Ta) та їхніх боридів, нітридів, карбідів і оксидів.

Газофазне нанесення покриттів умовно можна подати як послідовність елементарних процесів:

- 1) хімічне випаровування, пов'язане з отриманням металовмісних сполук;
- 2) перенесення газоподібної металовмісної речовини;
- 3) взаємодія газоподібної металовмісної речовини з поверхнею основи;
- 4) формування покриття.

Процес хімічного випаровування базується на зміні вільної енергії при утворенні леткої сполуки металу на відміну від термічного випаровування чи катодного розпилення, особливістю яких є передача кінетичної енергії, яка необхідна для випаровування чи розпилення. Тому хімічне випаровування може здійснюватися при нижчих температурах з економією енергії

Із кінетичної теорії газів відомо, що підвищення температури металу приводить до зменшення концентрації адсорбованих атомів (наприклад, галогену), а підвищення тиску газової фази — до її зростання.

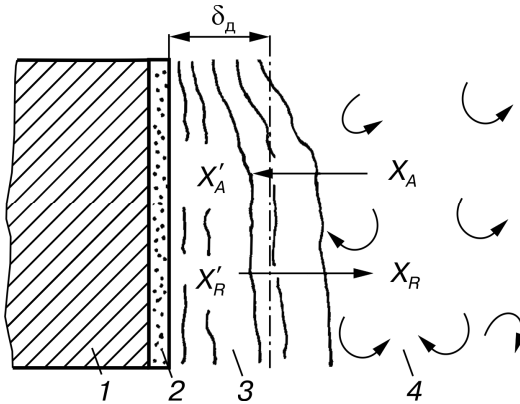
При хімічному випаровуванні можливі два найважливіші випадки:

1. Швидкість реакції визначається адсорбцією галогену. Оскільки швидкості інших процесів високі, галоген реагуватиме відразу після адсорбції. Отже, концентрація адсорбованого галогену ніколи не буде високою.

2. Швидкість реакції визначається виходом атомів металу з ґратки в положення, сприятливе для здійснення адсорбції. Якщо атом чи молекула галогену віддаляється від поверхні внаслідок реакції з металом, вільне місце займає частинка з газової фази.

Отже, доти, доки тиск галогену вищий від певного мінімального значення, швидкість реакції не залежатиме від тиску.

Спрощену модель перенесення металовмісної речовини до поверхні і видалення продуктів реакції з поверхні наведено на рис.7.7.



1 — основа; 2 — покриття; 3 — примежовий шар; 4 — вільний потік;  $\delta_d$  — товщина дифузійного примежового шару;  $X_A$ ,  $X'_A$  — молярні частки реагенту  $A$  в потоці і на поверхні поділу;  $X_R$ ,  $X'_R$  — молярні частки продуктів реакції в потоці і на поверхні поділу

Рисунок 7.7 - Схема перенесення металовмісних речовин до поверхні, на яку наносять покриття

Товщина дифузійного примежового шару може змінюватися не тільки за часом, а й за відстанню, що ілюструється поступовим розширенням ліній потоку в нижній частині.

Швидкість сумарного процесу газозафазного осадження можна виразити через молярні частки компонентів у потоці:

$$w = \frac{x_A - \frac{x_R}{K_p}}{\frac{1}{K_{\text{ш}}p} + \left(1 + \frac{1}{K_p}\right) \frac{1}{K_m}}, \quad (7.2)$$

де  $K_{\text{ш}}$  і  $K_p$  — відповідно сталі швидкості і рівноваги реакції;

$K_m$  — коефіцієнт масопередачі;

$p$  — загальний тиск;

$x_A$  — молярна частка компонента  $A$  у потоці;

$x_R$  — молярна частка газоподібного продукту  $R$  у потоці.

Залежно від значень  $K_m$  відносно добутку  $K_{\text{ш}}p$  процес може бути ( $K_m > K_{\text{ш}}p$ ) кінетичним або дифузійним.

За відсутності термодинамічних обмежень процес осадження з газової фази виявляє здатність до дифузійного обмеження при високих температурах і до кінетичного обмеження при низьких температурах.

Обмежувальний механізм можна змінювати регулюванням тиску присталій температурі. При низькому тиску обмежувального механізму може бути стадія реакції “газ—тверде тіло”, а при підвищеному — дифузійна стадія. Реакції можна поділити на дві категорії. До першої категорії належать процеси утворення нелеткого продукту, який у міру проходження реакції створює шар на поверхні, — це більшість реакцій окиснення. До другої належать процеси, коли продукт реакції леткий, і реакція відбувається на поверхні, вільній від цього продукту. До неї можна віднести процеси взаємодії металу з галогенами, оксидом вуглецю (CO) та іншими речовинами, внаслідок яких отримують металовмісні сполуки.

Хімічне осадження з газової фази за своєю природою є багатостадійним. При перевищенні критичного розміру зародок у процесі росту стає кристалом.

### 7.3 Структура і властивості газозфазних покриттів

Структура газозфазних покриттів може бути трьох типів, які є наслідком отримання покриттів при певному температурному режимі

(низько-, середньо- і високотемпературному). Інтервал кожного з режимів залежить від природи осаджених матеріалів і в більшості випадків відповідає приблизно 0,1; 0,2; 0,3 температури їх плавлення (рис. 7.8).

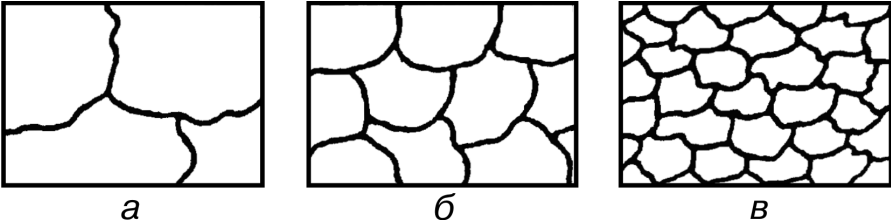


Рисунок 7.8 - Морфологія поверхні газофазних покриттів, отриманих при низькотемпературному (*а*), середньотемпературному (*б*) і високотемпературному (*в*) режимах

Поверхня покриттів, отриманих у низькотемпературній ділянці, цілком складається з великих сфероїдів. Чим вища швидкість подачі пари металовмісної сполуки, тим при значно нижчій температурі утворюються великі сферичні скупчення металу на поверхні покриття.

У середньотемпературній ділянці поверхня металевих покриттів має сфероїди другого типу з розмірами в 5—10 разів меншими, ніж розміри сфероїдів, які одержані в низькотемпературній ділянці.

У високотемпературній ділянці поверхня металевих покриттів складається з хаотично орієнтованих дуже малих кристалів, розміри яких у 10—15 разів менші, ніж розміри сфероїдів другого типу.

Таким чином, підбираючи технологічні параметри процесу, можна отримувати газофазні металеві покриття з потрібним рельєфом поверхні. Внутрішня будова покриттів, одержаних у низько-, середньо- і високотемпературних ділянках, має також три типи структури (рис. 7.9).

Внутрішня структура покриттів, отриманих у низькотемпературній ділянці, має горизонтально-шаровий характер будови. Покриття складаються лише з поперечних шарів з темними включеннями. Домішки концентруються переважно по межах зерен.

Другий тип структури утворюється за середнього інтервалу температур і різко відрізняється від першого. Покриття цього типу складаються з характерних вертикально-стовпчастих утворів, іноді — з горизонтальними примежовими шарами.

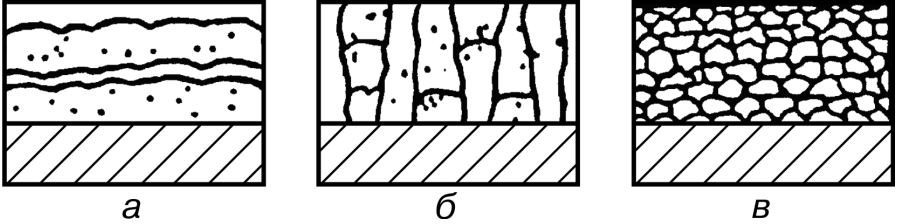


Рисунок 7.9 - Внутрішня будова покриттів, отриманих в низькотемпературній (а), середньотемпературній (б) і високотемпературній (в) ділянках

У високотемпературній ділянці утворюються покриття з дрібнокристалічною структурою. Цей тип внутрішньої структури нагадує третій тип мікорельєфу поверхні покриттів, отриманих у цих же інтервалах температур.

Залежність швидкості наростання газофазних покриттів від температури основи характеризується кривою з максимумом (рис. 7.10).

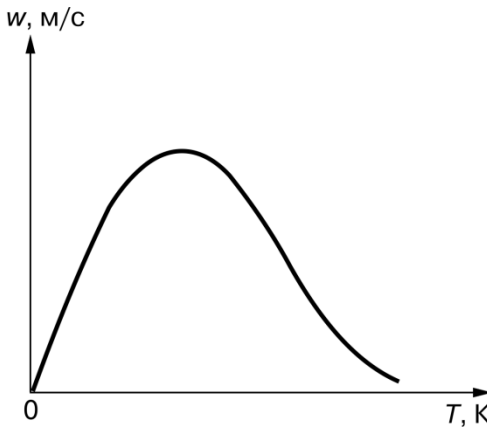


Рисунок 7.10 - Залежність швидкості наростання газофазного покриття від температури

Шаровий характер газофазних покриттів залежить від конкретних умов тепло- і масопередачі. У початковий період термічного розкладання виділення газоподібних продуктів спричинює зменшення концентрації металовмісної сполуки поблизу основи. Зростання швидкості виділення газоподібних продуктів розкладання і продуктів вторинних реакцій (вуглецю, карбідів, оксидів і нітридів)

сприяє їх адсорбції на поверхні покриття, при цьому відбувається забруднення металу домішками. Видалення газоподібних продуктів і продуктів вторинних реакцій шляхом відкачування призводить до підвищення парціального тиску металовмісної сполуки в газовій фазі. Процес осадження інтенсифікується, і цикл повторюється.

Початкову ділянку визначають кінетичні фактори реакції термічного розкладання. Максимум швидкості зростання покриття досягається за умови рівності потоків — металовмісної речовини до основи і продуктів розпаду від неї. Вона сприяє утворенню стовпчастих кристалів.

Кінцеву ділянку визначає процес розкладання частини металовмісної сполуки, який збільшується при високих температурах реакційного газу.

Властивості газофазних покриттів оцінюються насамперед отриманням на основному металі поверхневого шару за умови найекономішного легування. При збагаченні низьковуглецевої сталі хромом досягається корозіє- і окалиностійкість.

При газовому азотуванні, як і цементації, можна отримати тверді поверхневі зносостійкі шари з високою опірністю утомі. На маловуглецевих сталях можна отримати корозійностійкий шар хрому, а на матеріалах з більш високим вмістом вуглецю — зносостійкий шар карбідів хрому.