

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ АВІАЦІЙНИЙ УНІВЕРСИТЕТ
Навчально-науковий Аерокосмічний інститут
Механіко-енергетичний факультет
КАФЕДРА МАШИНОЗНАВСТВА

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

з дисципліни «**Матеріалознавство**»

Галузь знань: 0506 «Енергетика та енергетичне машинобудування»
Напрямок підготовки: 6.050604 «Енергомашинобудування»

Укладач: М. Кіндрачук

Конспект лекцій розглянутий та схвалений
на засіданні кафедри машинознавства

Протокол № 07 від «__» ____ 2016 р.

Завідувач кафедри _____ М. Кіндрачук

2.1. Модуль №1 «Елементи теорії твердого тіла та теорії сплавів. Термічне оброблювання».

Тема 2.1.1. Кристалічні та аморфні тіла.

Моно- та полікристалічні речовини.

Кристалічна ґратка, елементарна кристалічна комірка та її типи.

Дефекти кристалічної будови та їх вплив на властивості.

Кристалічна будова металів

Розуміння фізичних властивостей металів базується на особливостях їх кристалічної будови.

Закономірне розташування атомів в кристалі описує кристалічна решітка, тобто трьохмірне, що періодично повторюється, розташування атомів в усьому об'ємі кристалу, рис. 1.1.

Найменший комплекс атомів, що багаторазово повторюючись в середовищі, утворює кристалічну решітку,

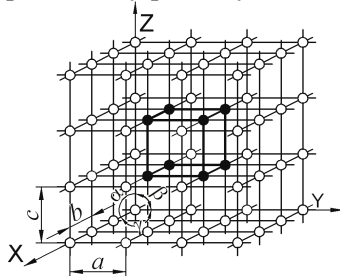


Рис. 1.1. Схема кристалічної решітки: в центрі – елементарна кристалічна комірка

називається елементарною кристалічною коміркою (рис. 1.1). Довжини ребер елементарної комірки називають параметрами або періодами решітки, вони позначаються буквами a , b , c і можуть бути однаковими або різними залежно від форми комірки. Кути між ребрами – α , β , γ – також є характеристиками елементарної комірки.

Різноманіття просторових решіток можна розділити на сім систем або сингоній в залежності від співвідношення між параметрами решітки і її кутами: триклинну, моноклінну, ромбічну, гексагональну, ромбоєдричну, тетрагональну і кубічну.

Кристалічні решітки, в яких атоми розташовані тільки в верхівках, називаються простими (рис. 1.2 а). Решітки, в яких атоми розташовані в верхівках, всередині комірок і на їх гранях, називаються складними (мал. 1.2 б, в, г).

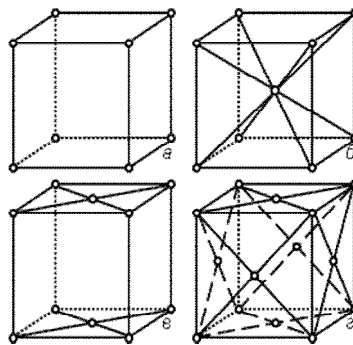


Рис. 1.2 Види кристалічних решіток: а – проста кубічна; б – об'ємноцентрована кубічна; в - базоцентрована кубічна; г – гранецентрована кубічна.

В існуючих кристалах розрізняють 14 типів елементарних кристалічних решіток. Найбільш поширені складні високо симетричні решітки з щільним упакуванням атомів: кубічна об'ємноцентрована (рис. 1.2 б), кубічна гранецентрована (рис. 1.2 г) і гексагональна (рис. 1.3).

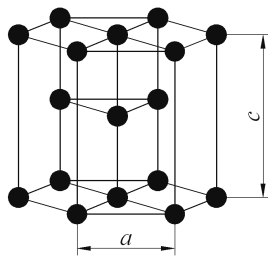


Рис. 1.3 Гексагональна щільно запакована кристалічна решітка

В кубічній об'ємноцентрованій решітці (о.ц.к.) атоми розташовані в верхівках куба і один – в центрі об'єму куба. Такий тип решітки мають – вольфрам, молибден, хром, тантал, α -залізо, β -титан та інші.

В кубічній гранецентрованій решітці (г.ц.к.) атоми розташовані в верхівках і в центрі кожної грані куба. Це решітка γ -заліза, нікелю, свинцю, срібла, золота, міді та інших.

В гексагональній щільно запакованій решітці (г.щ.з.) атоми знаходяться в верхівках, центрі кожної основи та три атоми на середній площині правильної шестигранної призми. Таке пакування атомів мають магній, кадмій, цинк, α -титан та інші.

Анізотропія та ізотропія

Метали та сплави мають кристалічну будову. Завдяки дуже повільному відводу тепла під час кристалізації можна отримати зразок металу, що є одним кристалом у всьому об'ємі. Такий кристал називається монокристалом. В монокристалі спостерігаються різні відстані між атомами в кристалічній решітці в різних кристалографічних напрямках і, як наслідок, неоднакові властивості в різних кристалографічних напрямках. Залежність властивостей (хімічних, фізичних, механічних) від напрямку в монокристалі називається анізотропією.

Технічні метали та сплави є полікристалічними речовинами, тобто складаються з великої кількості дрібних, по-різному орієнтованих один відносно одного кристалів. В процесі кристалізації вони отримують неправильну форму і називаються кристалітами або зернами. Різна орієнтація кристалітів є причиною більш-менш однакових властивостей в усіх напрямках, тобто полікристалічне тіло буде ізотропним.

Аморфні тіла і рідини також ізотропні, за винятком особливого класу рідин, які називаються рідкими кристалами.

В результаті холодної пластичної деформації кристаліти отримують однакову переважну орієнтацію в одному напрямку. Така орієнтованість називається текстурою, і полікристалічний матеріал, як наслідок, отримує анізотропні властивості. Усунути текстуру і анізотропію властивостей дозволяє термічна обробка – відпал.

Поліморфізм

Атоми кожного елемента можуть утворювати будь-яку кристалічну решітку, але реально буде існувати решітка, що має найменшу вільну енергію. Значна кількість металів (залізо, титан, олово, кобальт, марганець, літій) може існувати в різних кристалографічних формах в залежності від температури і тиску.

Існування одного металу в декількох кристалічних формах називається поліморфізмом або алотропією, а різні кристалічні форми – поліморфними модифікаціями, які позначають буквами грецького алфавіту – α , β , γ та іншими. Перетворення однієї поліморфної модифікації в іншу при нагріванні металу супроводжується поглинанням тепла і відбувається при постійній

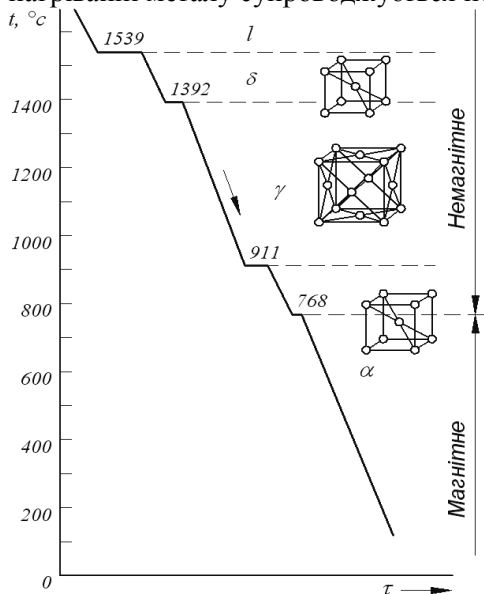


Рис. 1.6. Крива охолодження заліза

температурі. На термічній кривій (в координатах температура – час) перетворення відповідає горизонтальній ділянці. При охолодженні відбувається виділення тепла теоретично при тій самій температурі, але практично – при більш низькій, внаслідок переохолодження. Температура, при якій відбувається перехід з однієї поліморфної модифікації в іншу, називається температурою поліморфного перетворення.

Залізо має дві температури поліморфного перетворення – 911 °C і 1392 °C і три поліморфні модифікації: Fe_α , з о.ц.к. решіткою, Fe_γ з г.ц.к. решіткою і Fe_δ знову таки з о.ц.к. решіткою (рис. 1.6).

Загальною закономірністю є те, що високотемпературна модифікація, як правило, має більш просту атомно-кристалічну будову і більшу пластичність.

Магнітні перетворення

Деякі метали (залізо, нікель, кобальт) мають специфічні магнітні властивості, а саме здатність легко намагнічуватись. Ці властивості називають феромагнітними, але при нагріванні вони поступово втрачаються. Повна втрата феромагнітних властивостей відбувається при температурі, яку називають точка Кюрі. Точка Кюрі для заліза – 768 °C.

Магнітне перетворення має ряд особливостей, що відрізняє його від поліморфного.

По-перше, магнітні властивості зникають поступово при нагріванні, і точка Кюрі не відповідає стрибкоподібній зміні властивостей.

По-друге, магнітне перетворення не має температурного гістерезису.

По-третє, механічні властивості при магнітному перетворенні не змінюються; змінюються лише електричні та магнітні властивості.

По-четверте, магнітне перетворення не супроводжується перекристалізацією, тобто утворенням нових зерен. В той час, як для поліморфного перетворення є типовою зміна кристалічної решітки, перекристалізація і температурний гістерезис.

Одним з важливих явищ, пов'язаних з магнітним перетворенням, є магнітострикція, тобто змінення розмірів кристалів під дією зовнішнього магнітного поля. Магнітоконструкцію необхідно враховувати при виборі матеріалів та конструюванні деталей.

Дефекти кристалічної будови

Кожний реальний метал або сплав мають локальні недосконалості (дефекти) в своїй будові. Такі порушення ідеальної структури суттєво впливають на фізичні, хімічні, технологічні і експлуатаційні властивості. Без уяви про дефекти реальних кристалічних матеріалів неможливо пояснити процес пластичної деформації і руйнування сплавів.

Дефекти кристалічної будови зручно класифікувати за їх геометричною формою та розмірами на точкові, лінійні та поверхневі.

Точкові дефекти. Точкові (нульмірні) дефекти малі в усіх трьох вимірах, їх розміри не більше декількох атомних діаметрів. До них належать вакансії, міжвузельні атоми і домішкові атоми.

Вакансії або дефекти Шоттки – це вузли кристалічної решітки, в яких відсутні атоми. Як правило, вакансії утворюються при переході атомів з вузла решітки на поверхню, інколи в результаті переходу їх в міжвузельне середовище (рис. 1.7).

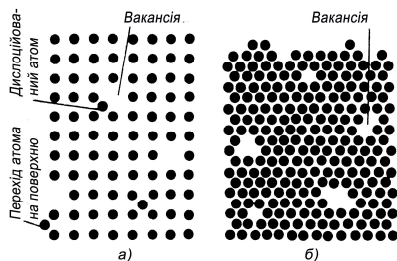


Рис. 1.7. Точкові дефекти кристалічної решітки.

В кожному кристалі завжди присутні атоми, кінетична енергія яких більша за середню. Такі атоми, особливо ті, що розташовані біля поверхні, мають змогу вийти на поверхню і навіть повністю випаруватись з поверхні. Їх місце займають більш глибокі атоми, залишаючи вільними свої вузли. Це утворює теплові вакансії. Джерелом теплових вакансій, що з'являються при нагріванні, є вільні поверхні між зернами, порожнечі і тріщини. З підвищенням температури концентрація вакансій зростає, а швидке охолодження з високої температури дозволяє зафіксувати вакансії при нормальній температурі. Вакансії утворюються не тільки при нагріванні, але й в процесі пластичної деформації, рекристалізації, бомбардування металу атомами або частками високих енергій.

Міжвузельні атоми або дефекти Френкеля утворюються при переході атому з вузла решітки в міжвузельне середовище, утворюючи замість себе вакансію (рис. 1.7).

В решітках більшості металів енергія утворення міжвузельних в декілька разів більша за енергію утворення теплових вакансій, тому основними точковими дефектами є вакансії.

Точкові дефекти можуть утворюватись в результаті присутності атомів домішок, які завжди існують навіть в чистих металах. Атоми домішок або заміщують атоми основного металу в решітці, або займають міжвузля, викривляючи решітку.

Точкові дефекти є причиною місцевого (локального) викривлення решітки в межах двох-трьох атомних шарів у випадку утворення вакансії і значно більше навколо міжвузельного атому. Точкові дефекти впливають на електропровідність, магнітні властивості, фазові перетворення в сплавах.

Лінійні дефекти. Лінійні (одномірні) дефекти малі в двох вимірах і мають велику протяжність в третьому. До них належать ланцюги вакансій і міжвузельних атомів, але найважливіший тип лінійної недосконалості – дислокації – крайові і гвинтові (рис. 1.8).

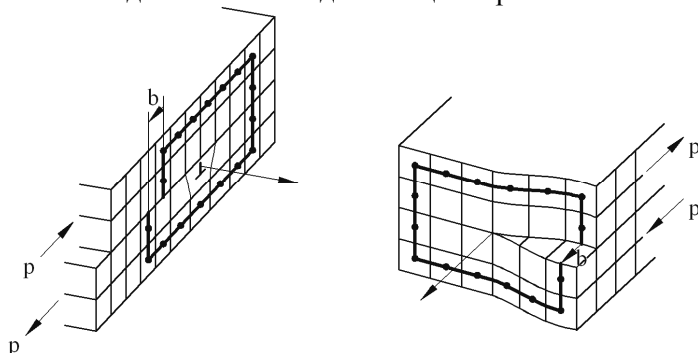


Рис. 1.8. Схема утворення дислокацій в кристалі при положенні зовнішньої сили P : а - крайової (лінійної) б - спіральної (гвинтової)

Крайова дислокація – це локальне викривлення решітки, обумовлене присутністю „зайвої” атомної на півплощини або екстра площини (рис. 1.8 а).

Найбільш простий спосіб утворення дислокацій в кристалі – це зсув. Якщо верхню частину кристалу зсунути відносно нижньої на одну міжатомну відстань і зафіксувати це положення, тоді межа між частинами кристалу, де відбулося ковзання, і частиною, де ковзання не було, і є крайовою дислокацією. Дислокаційні лінії не обриваються всередині кристалу, а виходять на його поверхню, закінчуються на інших дислокаціях або утворюють дислокаційні петлі. Екстраплощину, що знаходиться в верхній частині кристалу, умовно називають позитивною і позначають \perp , а в нижній – негативною і позначають \top . Під дією невеликої дотичної напруги дислокації починають рухатись, переходити в повну площину і утворювати екстраплощину в сусідній площині. Дислокації одного знаку відштовхуються, а різного знаку взаємно притягуються. Зближення дислокацій різних знаків приводить до їх знищення (анігіляції).

Гвинтова дислокація, як і крайова, утворюється неповним зсувом кристалу (рис. 1.8 б), але на відміну від крайової, вона паралельна напрямку зсуву. Гвинтова дислокація, утворена рухом за годинниковою стрілкою, називається правою, а проти годинникової стрілки – лівою.

Навколо дислокації протягом декількох міжатомних відстаней виникає викривлення решітки. Енергія викривлення – важлива характеристика дислокацій обох типів. Критерієм викривлення є вектор Бюргерса. З метою оцінки ступеня викривлення потрібно порівняти реальний і ідеальний кристали. Для цього будують контур Бюргерса, тобто замкнений контур, довільно виділений в реальному кристалі при послідовному обході дефекту від атому до атому в не викривленій частині кристалу. Вектор Бюргерса – це різниця параметрів контурів в ідеальному кристалі і навколо центру дислокації в реальному кристалі. Вектор Бюргерса показує величину і напрям зсуву в процесі ковзання. Вектор Бюргерса крайової дислокації перпендикулярний до її лінії, а гвинтової – паралельний їй. Якщо контур Бюргерса охоплює декілька дислокацій, то його величина відповідає геометричній сумі векторів окремих дислокацій. Квадрат вектора Бюргерса характеризує енергію дислокацій і силу їх взаємодії.

Дислокації утворюються в процесі кристалізації металів, пластичної деформації і фазових перетворень.

Важливою характеристикою дислокацій є густина. Густина дислокацій ρ – це співвідношення сумарної довжини дислокацій в кристалі $\sum l$ і об'єму цього кристалу V :

$$\rho = \frac{\sum l}{V} \quad [\text{см}^{-2}]$$

Вимірюється густина дислокацій в см^{-2} .

Дислокації присутні в металах у великій кількості ($10^6 - 10^{12} \text{ см}^{-2}$), мають легку рухомість і здатність розмножуватись. Густина дислокацій і їх розташування в об'ємі суттєво впливають на механічні та інші властивості металів. З одного боку, дислокації та недосконалості кристалів можуть ослаблювати метал, з другого боку – зміцнювати його. Ефект зміцнення обумовлює взаємодія дислокацій одна з одною та різними недосконалостями кристалічної будови. Суть процесу зміцнення полягає в гальмуванні дислокацій, утворенню перешкод для їх руху.

Поверхневі та об'ємні дефекти Поверхневі (двомірні) дефекти малі тільки в одному вимірі. До них належать межі зерен, блоків і двійників, межі доменів (рис. 1.9).

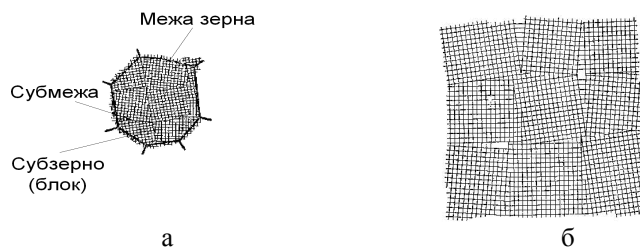


Рис. 1.9 Схема кристалу (зерна) з його межами в металі: а – загальний вигляд; б – блочна структура в середині зерна.

Межі зерен – це поверхні, по обидві сторони яких кристалічні решітки відрізняються просторовою орієнтацією. Межі зерен мають високу густину дислокацій і неузгодженість будови сусідніх кристалів. Атоми на межі зерен мають підвищену енергію в порівнянні з атомами всередині зерна і, як наслідок, мають здатність вступати в різні взаємодії і реакції (рис. 1.10). На межах зерен відсутнє впорядковане розташування атомів.

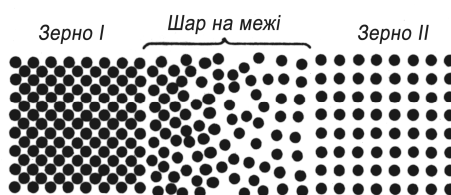


Рис. 1.10 Схема розташування атомів на межах зерен металу.

Кожне зерно металу складається з окремих фрагментів, останні – з блоків, що утворюють мозаїчну будову. Зерна металу взаємно разорієнтовані на декілька градусів, фрагменти разорієнтовані на хвилини, а блоки, що складають фрагменти, взаємно разорієнтовані лише на декілька секунд. В процесі кристалізації металу на межах зерен накопичуються різні домішки, неметалічні включення, оксидні плівки. В наслідок, металевий зв'язок між зернами порушується, і міцність металу зменшується.

Об'ємні (трьохмірні) дефекти мають великі розміри в трьох вимірах. Це пори, тріщини, усадочні раковини в литві.

Тема 2.1.2. Основи теорії сплавів.

Типи сплавів: тверді розчини, хімічні сполуки, механічні суміші.

Правило фаз.

Правило важеля. Основні типи діаграм стану.

ДІАГРАМИ СТАНУ СПЛАВІВ

Правило фаз. Закон Гіббса

Процеси, що відбуваються в сплавах при зміні температури та складу пояснює правило фаз, що базується на законах термодинаміки.

Термодинамічна система, або просто система – це сукупність речовин або тіл, між якими безперешкодно відбувається обмін енергією та масою.

Компоненти системи – це індивідуальні речовини, з яких складається система.

Фазою називають частину системи, що має однорідну будову і відокремлена від інших поверхнею поділу.

Ступінь свободи – це параметри системи, під дією яких може відбуватись зміна числа та складу фаз.

Правило фаз встановлює зв'язок між цими поняттями:

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

де K – число компонентів ;

2 – кількість зовнішніх чинників;

Φ – число фаз, що знаходяться в рівновазі

C – число ступенів свободи або варіантність, тобто число незалежних змінних (температура, тиск, концентрація), при зміні яких не змінюється число фаз, що знаходяться в рівновазі.

Відносно металічних сплавів, тиск несуттєво впливає на фазову рівновагу, тому враховують тільки один зовнішній чинник – температуру, і формула правила фаз спрощується

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

Якщо в рівновазі в системі з певним числом компонентів знаходиться максимальна кількість фаз, число ступенів свободи дорівнює 0 і така рівновага називається *нонваріантною*. Це означає,

що перетворення в сплаві починається і закінчується при одній постійній температурі. Якщо $C=1$ систем і можливо змінювати зовнішній чинник (температуру) без змінення числа фаз, тобто сплав кристалізується в інтервалі температур.

Діаграма стану – це графічне зображення областей існування та співіснування присутніх в сплаві фаз при різних температурах та складах сплавів.

Діаграми будують в координатах температури – склад сплаву, який визначають концентраціями компонентів в масових або атомних відсотках. Кожна точка вісі абсцис відповідає певному вмісту кожного компонента в певному сплаві.

Кожна точка на діаграмі стану показує стан сплаву певної концентрації при певній температурі. Лінії, що з'єднують точки аналогічних перетворень, розмежують області аналогічних фазових станів. Кожна вертикальна лінія відповідає зміненню температури сплаву з певною концентрацією компонента. Для побудови діаграми рівноваги використовують термічний аналіз, для визначення температур твердіння і різні методи фізико-хімічного аналізу (мікроаналізу, рентгенівського, дилатометричного, магнітного) для визначення перетворень в твердому стані.

Діаграма стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в рідкому та твердому станах.

Обидва компоненти необмежено розчиняються один в одному як в рідкому, так і в твердому станах, тому в сплавах можливе існування тільки двох фаз: рідкого та твердого розчинів. Діаграма стану складається з трьох областей: рідина; двофазна область – рідина і твердий розчин; твердий розчин, рис.4.1 (а). З'єднані між собою точки (температури) початку кристалізації сплавів утворюють лінію ліквідус – t^m та t^B а точки (температури) кінця кристалізації цих сплавів – лінію солідус t^A та t^B .

Між цими лініями співіснують рідина та твердий розчин α . Процес кристалізації кожного сплаву системи відповідає кривій охолодження, рис. 4.1, б., за умов повільного охолодження. Точка 1 на лінії ліквідус відповідає початку кристалізації α – твердого розчину, точка 2 на лінії солідус – кінцю кристалізації. Між температурами точок 1 та 2 сплав знаходиться в двофазному стані. Рис.4.1 в. З охолодженням склад рідини та твердого розчину і їх кількісне співвідношення змінюються. Для визначення концентрації фаз та їх кількості користуються правилом відрізків, що складається з двох положень.

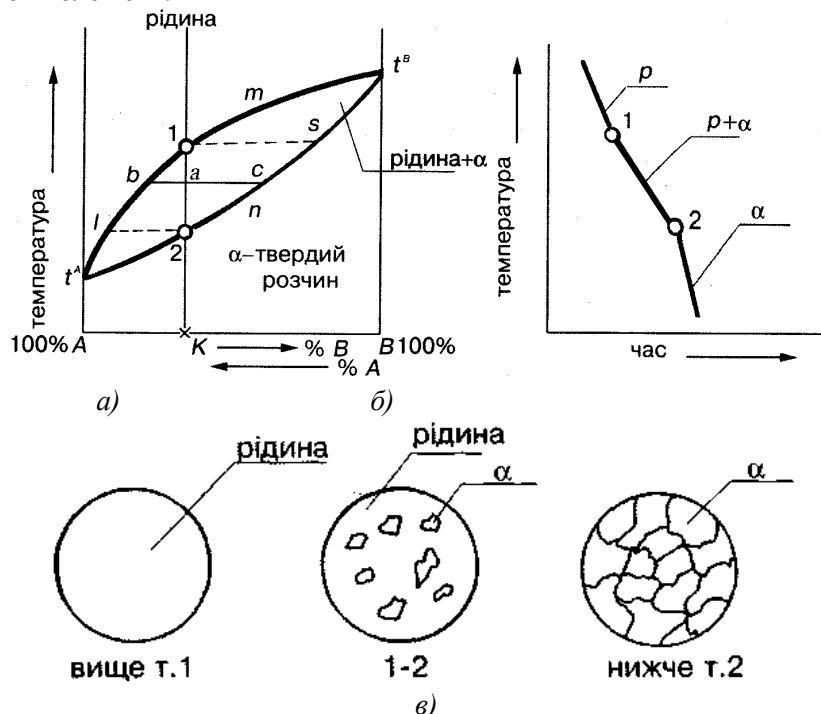


Рис.4.1. Діаграма стану сплавів з необмеженою розчинністю компонентів в рідкому та твердому станах.

Положення перше: щоб визначити концентрацію компонентів в фазах, через дану точку, що характеризує стан сплаву рис. 16а проводять горизонтальну лінію (в с) до перетинання з лініями діаграми, що обмежують дану область; проєкції точок перетинання в на с на вісі концентрацій вказують склад фаз.

Положення друге: для визначення кількісного співвідношення фаз, через певну точку (а) проводять горизонтальну лінію (в с). Відрізки цієї лінії між цією точкою і точками, які визначають концентрації фаз, зворотно пропорційні кількостям фаз. Об'ємна доля α твердого розчину за даної температури дорівнює відрізьку в а, а кількість рідини – відрізьку а с.

Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані та евтектичним перетворенням.

Обидва компоненти необмежено розчинені в рідкому стані і обмежено розчинені в твердому стані. Діаграма стану на рис.4.2 відповідає реальній системі сплавів міді і срібла.

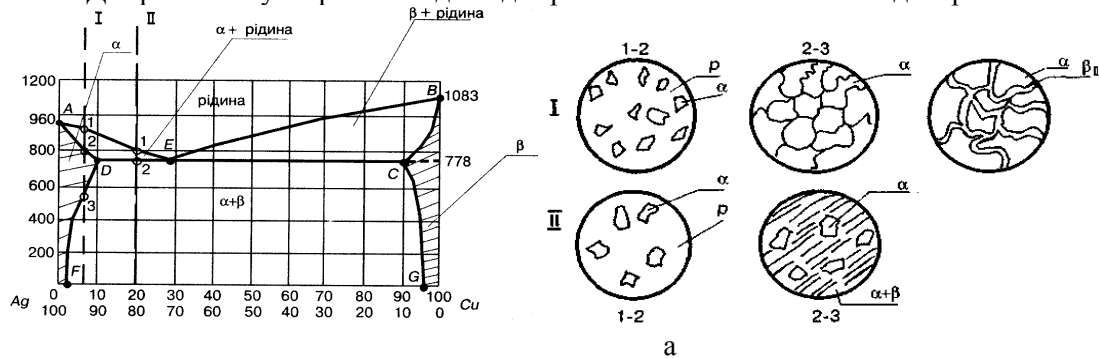


Рис. 4.2. Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані та евтектичним перетворенням: а – діаграма стану системи Ag – Cu; б – схема утворення структурних складових сплавів I і II при повільному охолодженні Рідкий розчин міді і срібла – обмежена знизу двома лініями АЕ та ЕВ, що утворюють лінію ліквідус – АЕВ. Лінія солідус

ADECB має складну конфігурацію. В області AED зберігається рідина і з'являється кристали α -твердого розчину міді в сріблі. В області BEC співіснують рідина і кристали β -твердого розчину срібла в міді. В обох випадках рідина зберігається в кожному сплаві від точки D до точки E (де збігаються лінії ліквідус і солідус) кристалізується при постійній температурі, що відповідає лінії DEC, і називається евтектикою, а перетворення - евтектичним.

Мікроструктура евтектики складається з кристалів α і β твердих розчинів: $P_e \rightarrow \alpha d \rightarrow \beta c$.

Тверду фазу, що утворюється першою в евтектичному сплаві, називають ведучою, а друга фаза заповнює проміжок між кристалами ведучої фази.

Сплави розташовані ліворуч від евтектики (між точками D та E) називають до евтектичними. Їх структура складається з кристалів α -твердого розчину і розташованими між ними дрібними кристалами евтектики ($\alpha + \beta$).

Сплави розташовані праворуч від евтектики (між точками E та C) називають заевтектичними. Вони мають крупні кристали β – твердого розчину з дрібними кристалами евтектики $\alpha + \beta$ між ними.

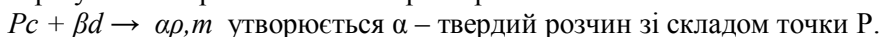
Лінії розташовані нижче лінії солідус, а саме D та F, вказують на змінення складу кристалів в твердї фази, що пов'язано зі зниженням розчинності компонентів. Лінія DF та CG, вказують на змінення складу кристалів твердї фази, що пов'язано зі зниженням розчинності компонентів. Лінія D F показує граничну розчинність міді в сріблі (точка D – при евтектичній температурі, точка F – при кімнатній). Лінія CG відповідає граничній розчинності срібла в міді (C – при евтектичній температурі, G – при кімнатній). При охолодженні на лініях D F та CG починається процес вторинної кристалізації (перекристалізації). В результаті із α -твердого розчину виділяються кристали вторинного β'' - твердого розчину, із β -твердого розчину – кристали вторинного α'' - твердого розчину.

Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і перитектичним перетворенням.

Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і перитектичним перетворенням показана на рис. 4.3. Лінія діаграми ACB – ліквідус, APDB – солідус. Точка P відповідає максимальній розчинності компоненту B в A, точка D граничний розчинності компоненту A в B. Лінія CPD – температура перетворення, при якому кристалізується одна фаза. Утворилася з рідини певного складу (точка C) і твердї фази, що кристалізувалась раніше. При охолодженні сплавів з концентрацією більш точки P з рідини кристалізується β –

твердий розчин по досягненні температури лінії CPD в рівновазі знаходиться рідина з хімічним складом точка P і β – твердий розчин, склад якого відповідає точці D.

В результаті перитектичного перетворення

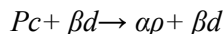


В сплавах з концентрацією менше точки C з рідини кристалізується α – твердий розчин і після повного охолодження їх структура складається з α – твердого розчину. Це однофазні сплави.

В сплавах з концентрацією, що відповідає лінії діаграми P D з рідини кристалізується β – твердий розчин. При постійній температурі лінії CPD відбувається перетворення $Pc + \beta d \rightarrow Pc + \alpha p$

З надлишкової рідини при подальшому охолодженні утворюється α – твердий розчин і після повного охолодження це однофазні сплави.

В сплавах з концентрацією, що відповідає лінії діаграми P D відбувається перитектичне перетворення



Надлишковий β – твердий розчин залишається не використаним і після повного охолодження однофазні сплави мають структуру перитектичної суміші α - та β -твердих розчинів.

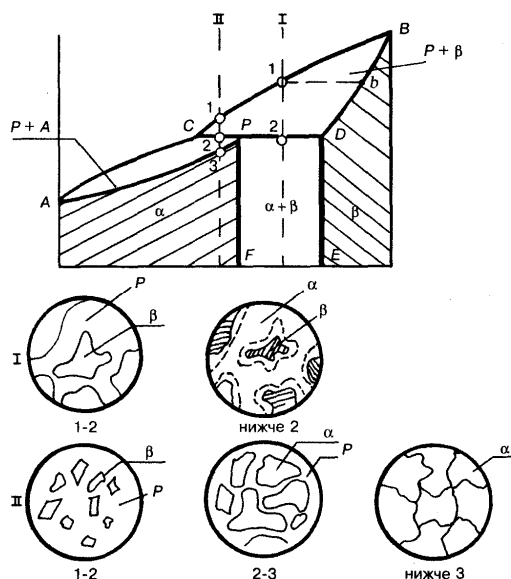


Рис. 4.3. Діаграма стану сплавів з обмеженою розчинністю компонентів у твердому стані і перитектичним перетворенням: діаграма стану і схема утворення структурних складових сплавів I і II при повільному охолодженні

Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічну сполуку

Стойка хімічна сполука з визначеним співвідношенням компонентів сплаву відображається на діаграмі стану вертикальною лінією, яка проходить через точку на вісі абсцис, що відповідає хімічному складу сполуки, (рис. 4.4, а), $Am Bn$, де А та В компоненти сплаву, m та n – цілі числа.

Таку діаграму стану необхідно розглядати як дві діаграми евтектичного типу з компонентами А – $Am Bn$ і $Am Bn$ – В. Якщо

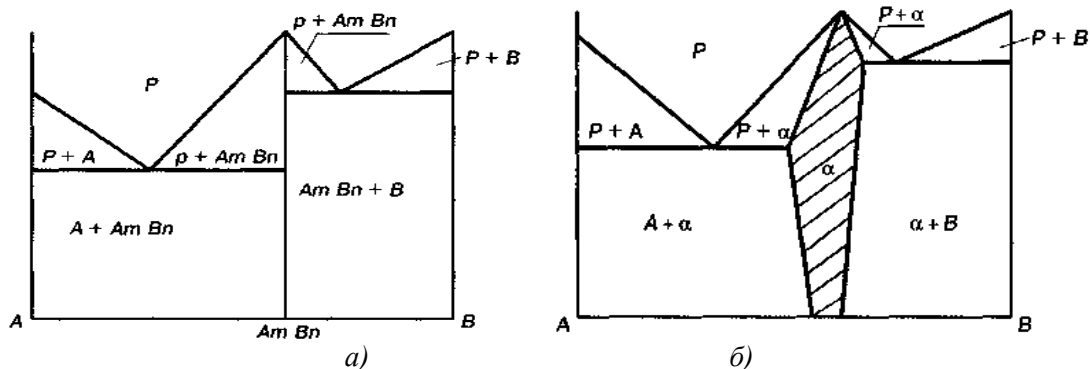


Рис. 4.4. Діаграми стану сплавів, компоненти яких утворюють хімічну сполуку: а – зі стійкою хімічною сполукою; б – з твердим розчином на базі стійкої хімічної сполуки

на базі хімічної сполуки в системі сплавів утворюється твердий розчин, на діаграмі стану вказують область його існування, рис. 4.4 б.

Нестійка хімічна сполука при нагріванні розпадається передчасно, тобто не досягає температури плавлення. На діаграмі стану сплавів рис. 4.5, хімічна сполука $Am Bn$ розпадається на рідину складу точки D та кристали компоненту B при нагріванні.

При охолодженні відбувається зворотня реакція, $Am Bn \rightarrow P_D + B$, що схожа на перитектичну. Але якщо при перитектичному перетворенні рідина і твердий розчин певного складу утворюють новий твердий розчин проміжного складу, в даному випадку утворюється не стійка хімічна сполука. На діаграмі лінії $AEDB$ – ліквідус, $GHCF$ – солідус, вертикальна лінія CHL – нестійка хімічна сполука.

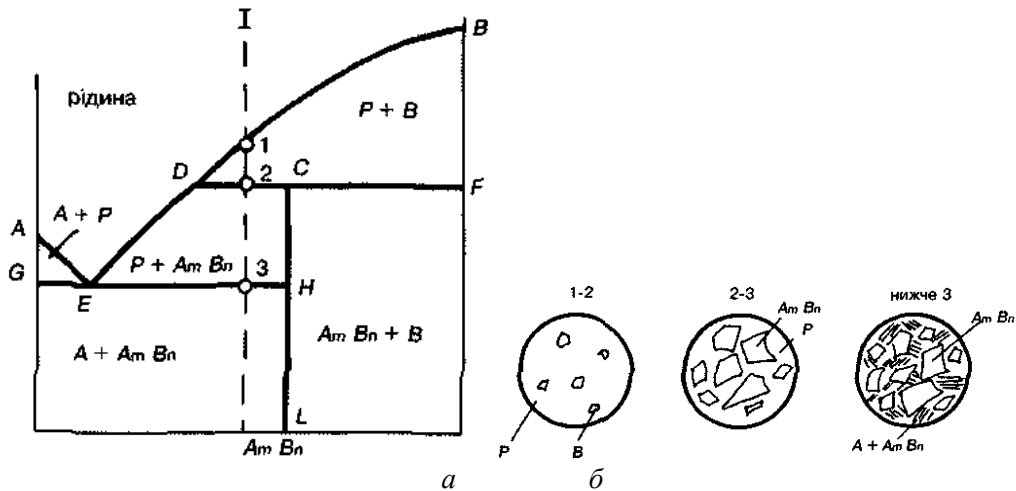


Рис. 4.5. Діаграма стану сплавів, компоненти яких утворюють нестійку хімічну сполуку: а – діаграма стану; б – схема утворення структурних складових сплаву при повільному охолодженні

При охолодженні сплаву I нижче точки 1 починається кристалізація компоненту B в інтервалі 1 – 2 змінюється хімічний склад рідини, і нижче точки 2 утворюється нестійка хімічна сполука згідно перитектичного перетворення.

Після його завершення надлишкова рідина поступово кристалізується з утворенням сполуки $Am Bn$ доки її хімічний склад не досягне точки E . Далі рідина кристалізується в вигляді евтектики $A + Am Bn$.

Діаграма стану сплавів з поліморфним перетворенням компонентів

Компоненти сплавів мають поліморфне перетворення. Низькотемпературна модифікація компоненту A позначається A_2 існує в інтервалі температур від кімнатної до t^A . При подальшому нагріванні відбувається поліморфне перетворення і утворюється високотемпературна модифікація позначена A_β , що існує до температури плавлення A . Аналогічне перетворення відбувається і з компонентом B .

Високотемпературні модифікації компонентів необмежено розчинюються в рідкому стані і при охолодженні з розплаву утворюють β – твердий розчин, кристалізується в інтервалі температур між лінією ліквідус ALB та лінією солідус AMB .

Для сплавів поліморфні перетворення відбуваються по лініях $t^A E$ та $E t^B$. Горизонтальна лінія NEF (рис. 4.6) відповідає евтектоїдному перетворенню, під час якого утворюється суміш двох фаз в наслідок розпаду твердого розчину (а не рідину, як за умов евтектичного перетворення). $\beta_E \rightarrow A\alpha + Va$. Утворена механічна суміш називається евтектоїдом.

Сплав 1 при охолодженні кристалізується в інтервалі 1 – 2 з утворення β -твердого розчину. При охолодженні нижче точка 3 виникають кристали $A\alpha$. Цей процес продовжується в інтервалі температур 3 – 4. Склад β -твердого розчину змінюється по лінії ZE і досягає точки E при температурі точки 4. Охолодження нижче точки 4 призводить до евтектоїдного перетворення β -твердого розчину. Після повільного охолодження структура сплаву вміщує кристали $A\alpha + Va$.

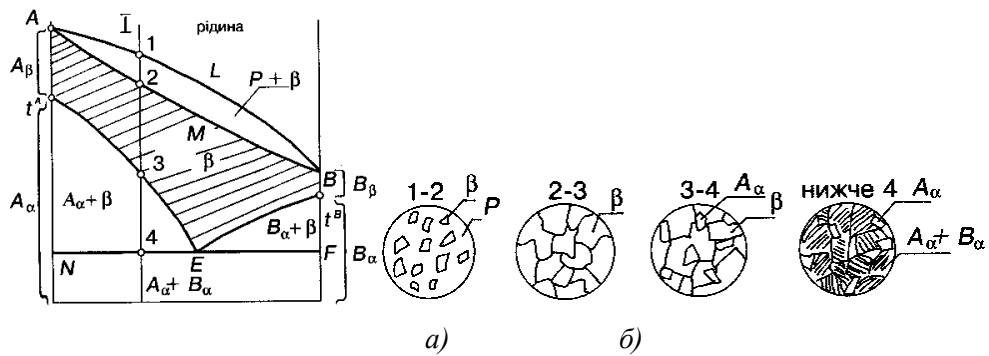


Рис. 4.6. Діаграма стану сплавів, компоненти якої мають поліморфне перетворення: а – діаграма стану; б – схема утворення структурних складових сплаву при повільному охолодженні
Сплав з концентрацією менше точки E називаються доевтектоїдними, більше точки E – заевтектоїдними.

Основи побудування та аналізу діаграм стану потрійних систем

Діаграми стану потрійних сплавів будують на плоскому трикутнику, що називається концентраційним, в верхівках якого вказують компоненти, що утворюють сплав. Концентрація подвійних сплавів відкладається на сторонах трикутника, вміст потрійних сплавів – в середині трикутника. Трикутником є переріз діаграми при певній температурі. Весь інтервал температур, в якому відбувається кристалізація з рідкої фази та фазові перетворення, має вигляд трьохгранної призми.

Для визначення вмісту сплаву за допомогою концентраційного трикутника використовують властивість рівностороннього трикутника: сума довжин трьох відрізків, що проведені з деякої точки трикутника, паралельно трьом його сторонам, дорівнює довжині сторонам трикутника, яку приймають за 100%. 100%- це сума концентрацій трьох елементів сплаву. В даному випадку довжини трьох відрізків в середині трикутника пропорційні вмісту кожного з компонентів. Кожний кут трикутника відповідає 100% вмісту відповідного компоненту на рис. 4.7 позначені точки діаграми, відлік яких ведеться по годинниковій стрілці. Наприклад, точка K відповідає 10% A , 20% B і 70% C . В точці M – 29% A , 40% B , 31% C . Пряма лінія, проведена з кожного кута показує вміст з постійним відношенням компонентів. На рис. 4.8 приведена просторова діаграма з потрійною евтектикою та обмеженою розчинністю компонентів в твердому стані.

Для аналізу фазових перетворень застосовують горизонтальні або ізотермічні розрізи і вертикальні або політермічні розрізи діаграми.

В потрійних діаграмах стану всі сплави поділяються на однофазні, тобто тверді розчини одного або двох компонентів в третьому, двофазні та трьохфазні.

Будують потрійні діаграми стану, як і подвійні за допомогою кривих охолодження та аналітичних методів.

При побудові політермічних (вертикальних) перерізів проекції перетинання різних поверхонь, що обмежують області існування різних фаз, наносять на пласку діаграму.

Більшість сплавів, що мають поширене застосування, є складними (багато компонентними) системами, тому потрійні діаграми стану збільшують об'єм інформації про властивості сплавів.

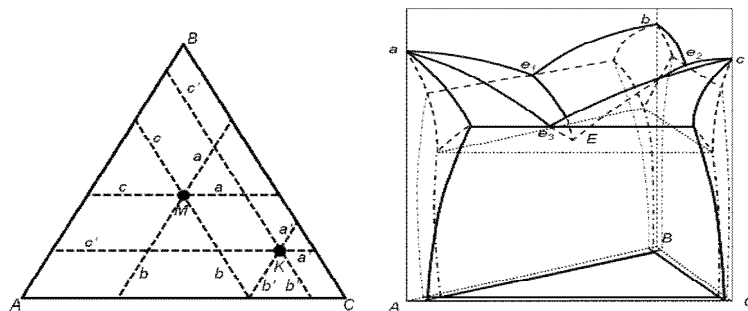


Рис. 4.7. Концентраційний трикутник потрійної системи.

Рис. 4.8. Діаграма стану потрійної системи сплавів з обмеженою розчинністю компонентів і потрійною евтектикою

Зв'язок між властивостями сплавів і типом діаграми стану

Як встановив Н.С. Курнаков, між складом і структурою сплаву, визначеними діаграмою стану, і властивостями сплаву, існує зумовлена залежність, рис. 4.9.

Тверді розчини мають більш високі значення тимчасового опору розриву і твердості ніж вихідні компоненти в той час зберігають високу пластичність, рис. 4.9., а. Завдяки поєднанню

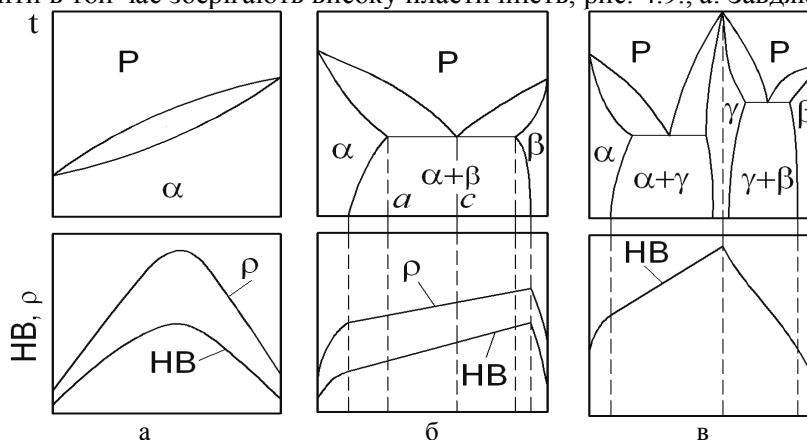


Рис. 4.9. Зв'язок між діаграмою стану (структурного) і властивостями сплавів: а – твердий розчин; б – механічна суміш; в – хімічна сполука.

підвищеної міцності і обрїй пластичності тверді розчини використовують як основу конструкційних сплавів, а збільшенню електроопору – в дротах для нагрівачів та реостатів.

В сплавах з структурою механічної суміші, рис. 4.9, б властивості змінюються по прямій, тобто є середніми між властивостями фаз, утворюючих суміш.

При концентрації, що відповідає хімічній сполуці, спостерігається характерний перелом кривої властивостей, рис. 4.9, в. Це пояснюється відмінністю властивостей хімічної сполуки від властивостей його компонентів.

А.А. Бочвар показав існування зв'язку між типом діаграми стану і ливарними властивостями: сплави зі структурою твердого розчину мають низькі ливарні властивості низька плинність, здатність до утворення пористості та тріщин. В той час як для утворення високих ливарних властивостей концентрація компонентів в ливарних сплавах повинна перебільшувати їх максимальну розчинність в твердому стані і наближатись до евтектичного складу. Евтектичні сплави мають високу плинність і усадка в них появляється як сконцентрована раковина.

Тема 2.1.3. Діаграма стану сплавів «залізо-вуглець».

Фази в сплавах системи «залізо-вуглець».

Двофазні структури в сплавах системи «залізо-вуглець».

Гетерофазні структури в сплавах системи «залізо-вуглець».

Класифікація і маркування вуглецевих сталей та чавунів.

Всі залізобуглецеві сплави поділяються на два великі класи: сталі (з вмістом вуглецю до 2,14%) та чавуни (з вмістом вуглецю до 6,67%). Глибоке вивчення діаграми Fe-C є необхідною умовою правильного вибору марок сталей та чавунів, режимів їх термічної та технологічної обробок.

Компоненти і фази в системі залізо-вуглець

Чисте залізо – метал сріблястого кольору, температура плавлення 1539°C , існує в двох поліморфних модифікаціях:

α - залізо (Fe_{α}) нижче 910°C і вище 1392°C , γ - залізо (Fe_{γ}) – в інтервалі температур 910°C – 1392°C . Високотемпературну модифікацію α - заліза позначають як δ - залізо (Fe_{δ}). α – залізо має об'ємноцентровану кубічну решітку, γ - залізо – гранецентровану кубічну решітку.

До температури 768°C (точка Кюрі) залізо феромагнітно, а вище парамагнітно.

Вуглець - неметалічний елемент з температурою плавлення 3500°C .

Вуглець поліморфний і в звичайних умовах існує в модифікації графіту.

Вуглець розчинюється в залізі як в рідкому так і в твердому стані.

В системі Fe - C розрізняють такі фази : рідинну, тверді розчини – ферит і аустеніт, хімічну сполуку – цементит.

Ферит – це твердий розчин впровадження вуглецю в α - залізі з розчинністю до 0,02 % , об'ємноцентрованою кубічною решіткою, має високу пластичність і малу твердість. Аустеніт – твердий розчин впровадження вуглецю в γ - залізі з крайньою розчинністю 2,14% , гранецентрованою кубічною решіткою.

Аустеніт має достатньо високу пластичність, а твердість декілька вищу ніж у феріту.

Цементит – це хімічна сполука заліза з вуглецем – карбід заліза Fe_3C з постійною концентрацією вуглецю 6,67%. Цементит має складну ромбічну решітку , високу твердість і дуже малу пластичність. Температура плавлення цементиту точно не визначена, в зв'язку з можливістю його розпаду. Цементит є метастабільною фазою. В умовах рівноваги в сплавах з високим вмістом вуглецю утворюється графіт.

В системі сплавів залізо – вуглець утворюються двохфазні структури – перліт і ледебурит.

Перліт – це евтектоїдна суміш фериту і цементиту , що утворюється при постійній температурі 723°C в результаті розпаду аустеніту. Концентрація вуглецю в перліті 0,8%. В залежності від умов охолодження перліт може мати пластинчасту або зернисту будову. Перліт має добру пластичність і високу міцність.

Ледебурит –це евтектична суміш аустеніту і цементиту , утворюється при кристалізації з рідини при температурі 1147°C . Ледебурит має грубу кристалічну будову і низькі механічні властивості

Діаграма стану залізо-вуглець

На рис. 6.1 показана діаграма стану залізо – яка показує фазовий склад і структуру сплавів з концентрацією від чистого заліза до цементиту (6,67 % C).

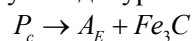
На діаграмі точка A (1539°C) відповідає температурі плавлення чистого заліза, точка D – температурі плавлення цементиту Fe_3C . Точка N (1392°C) та G (910°C) відповідають поліморфному перетворенню α - заліза \leftrightarrow γ - заліза.

Точки: В показує концентрацію вуглецю (0.51%) в рідині при температурі перитектичного перетворення 1499°C; Н - 0,1% C гранична розчинність вуглецю в δ – фериті при 1499°C; У – 0.16 % C в аустеніті, що знаходиться в рівновазі з δ – феритом та рідиною при температурі 1499°C.

Точка Е показує граничну розчинність вуглецю (2.14%) в аустеніті при температурі 1147°C, точка Р - граничну розчинність вуглецю (0.03%) в фериті при температурі 723°C і точка Q (0.01%) при кімнатній температурі.

Лінія ABCD – лінія ліквідус.

При температурах, що відповідають лінії AC, з рідини кристалізується аустеніт, а по лінії AD – цементит, який прийнято називати первинним, тому що він кристалізується з рідини. В точці С з концентрацією вуглецю 4,3% і при температурі 1147°C із рідини одночасно кристалізуються аустеніт та цементит, утворюючи евтектиту – ледебурит.

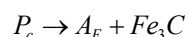


Лінія АНУЕСЕ є лінією солідус.

Кристалізація аустеніту завершується при температурах АЕ, нижче якої існує однофазна структура – аустеніт.

При кристалізації доевтектичних сплавів з концентрацією вуглецю від 2,14% до 4.3% із рідини спочатку виділяють кристали аустеніту, а при 1147° С із рідини утворюється ледебурит. В інтервалах температур 1147° С – 723° С ці сплави мають структуру аустеніт + ледебурит.

Заевтектичні сплави, що вміщують вуглецю від 4.3% до 6.67%, починають твердіти при температурах лінії CD з утворенням цементиту, а по досягненні 1147°C рідина кристалізується в ледебурит.



В інтервалі температур 1147°C – 723°C структура в цих сплавів первинний цементит і ледебурит.

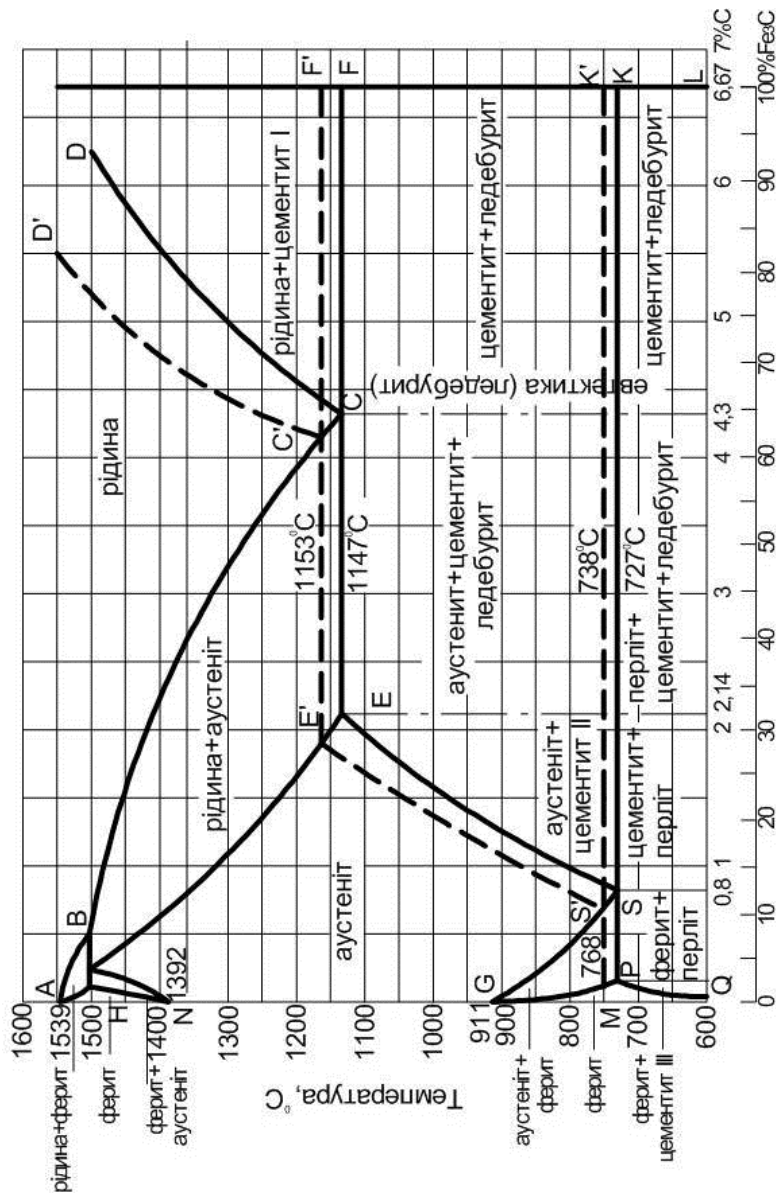


Рис. 6.1. Діаграма стану залізо-вуглець

Лінія діаграми GS при охолодженні відповідає температурам початку поліморфного перетворення аустеніту в ферит, нижче цієї лінії кристалічна решітка аустеніта перебудовується в решітку фериту.

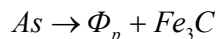
Критичні точки, що утворюють лінію GS, в умовах рівноваги позначають A_{r3} при охолодженні і A_{c3} при нагріванні.

Кінець поліморфного перетворення відповідає температурам лінії GP.

Лінія ES показує змінення розчинності вуглецю в аустеніті при охолодженні і відповідає температурі початку виділення цементиту та заустеніту, який на відміну від цементиту, утвореного з рідини, називають вторинним.

Критичні точки, що утворюють лінію ES, позначають A_{cm} .

Точка S при 723°C і концентрації вуглецю 0,8% є мінімальною температурою існування аустеніту в стані рівноваги. При 723°C відбувається розпад аустеніту і одночасно з'являються кристали фериту і цементиту, що утворюють евтектоїд, який називається перліт.



Концентрація вуглецю в перліті складає 0,8% при 723°C. Температура фазової рівноваги 723°C (лінія PSK) позначається A_{r1} при охолодженні та A_{c1} при нагріванні.

Лінія PQ показує змінення розчинності вуглецю в фериті при зміні температури і відповідає виділенню цементиту з фериту при зниженні температури.

Таким чином, сплави ліворуч точки Q ($0,01^\circ\text{C}$) вміщують тільки ферит, сплави з концентрацією вуглецю від точки Q до точки P ($0,03\% \text{C}$) з фериту з надлишковою цементиту, що виділився з фериту і тому називається третинним.

Сплави з вмістом вуглецю не більше $0,02\%$ називають технічним залізом. Сплави з концентрацією вуглецю з $0,02\%$ до $2,14\%$ називаються сталями, а з $2,14$ до $6,67\%$ - чавунами. Сплави з концентрацією вуглецю від $0,02\%$ до $0,8\%$ - доєвтектоїдні (рис. 6.2) сталі - мають структуру що складається з фериту та перліту, утвореного з аустеніту при 723°C .

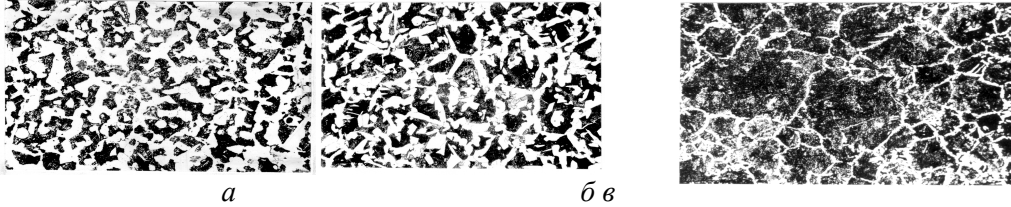


Рис. 6.2. Доєвтектоїдна сталь ($\times 200$): а - з $0,2\% \text{C}$; б - з $0,4\% \text{C}$; в - з $0,6\% \text{C}$

Сталь з концентрацією вуглецю $0,8\%$ євтектоїдною і її структуру складає тільки євтектоїд - перліт (рис. 6.3).

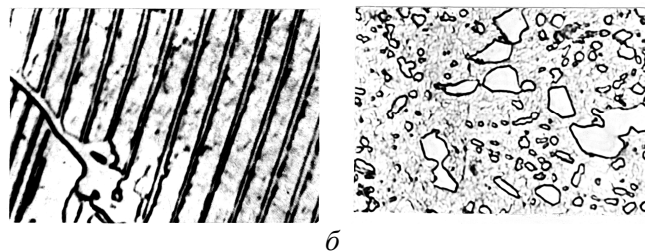


Рис. 6.3. Євтектоїдна сталь: а - пластинчастий перліт ($\times 2000$); б- пластинчастий перліт ($\times 300$); ($\times 600$)

Сплави що вміщують вуглецю від $0,8\%$ до $2,14\%$ називаються заєвтектоїдними сталями і мають структуру перліту, що утворився в результаті розпаду аустеніту при 723°C і вторинною цементиту (рис. 6.4).

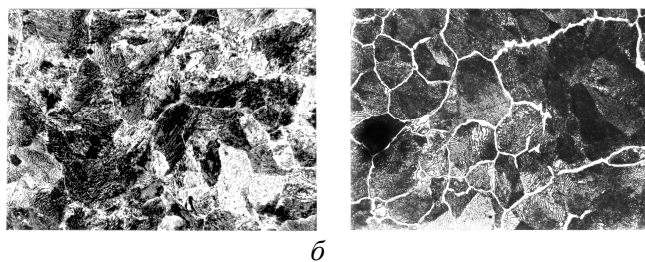


Рис. 6.4. Заєвтектоїдна сталь ($\times 300$): а - $U10$; б - $U12$

В чавунах при 723°C (лінія PSK) починається розпад аустеніту з одночасним утворенням суміші фериту і цементиту, тобто перліту.

В доєвтектичних чавунах при температурі від 723°C до кімнатної, структура складається з перліту, вторинного цементиту і ледебуриту (перліт + цементит).

Євтектичний чавун ($4,3\% \text{C}$) складається тільки з ледебуриту (перліт + цементит).

В заєвтектичних чавунах в інтервалі температур від 723°C до кімнатної структура складається з ледебуриту (перліт + цементит) і первинного цементиту.

Сплави заліза з вуглецем після повного охолодження (до кімнатної температури) мають різну структуру, але однаковий для всіх сплавів фазовий склад - ферит і цементит.

Вплив вуглецю та постійних домішок на властивості сталей

Промислові вуглецеві сталі крім двох головних елементів - заліза і вуглецю -вміщують домішки фосфору, сірки, кисню, водню, азоту, концентрація яких може коливатися від десятих до тисячних долей відсотку і залежить від способу виробництва сталі. Наряду з цим, сталі, вміщують супутні металеві елементи, які потрапляють в сталь з шихти (хром, нікель, мідь, та багато інших), і елементи-розкислювачі, які спеціально вводять в сталі для зниження вмісту кисню - марганець, кремній, алюміній.

Всі супутні елементи-домішки і вуглець визначають фізичні, механічні та технологічні властивості.

Збільшення концентрації вуглецю збільшує міцність, твердість і зменшує пластичність.

Елементи-розкислювачі - марганець і кремній підвищують міцність сталі, але кремній зменшує пластичність. Одночасно обидва елементи погіршують технологічні властивості (швидкості при обробці різання, чистоту обробки поверхні), в той час як дисперсні частинки оксидів та нітридів покращують здатність до обробки. Неметалічні домішки (оксиди, сульфіди, фосфіди) зменшують ударну в'язкість, характеристики втомлюваності.

Наявність в сталі газів - водню, азоту, кисню залежить від способу виробництва сталі. Вони можуть бути присутні в газоподібному стані (бульбашки, пори), знаходитись в розчині або утворювати неметалічні включення. Наявність великого вмісту водню є найбільш небезпечним, тому що утворює внутрішні надриви(флокени) в металі.

Найбільш небажані домішки в сталях - фосфор та сірка. Фосфор потрапляє в сталь з руди, палива, флюсів. Розчиняючись у сфері, фосфор підвищує температуру переходу в крихкий стан, тобто викликає хладноламкість. В окремих випадках наявність фосфору поліпшує обробку сталі різанням, а в присутності міді збільшує корозійну стійкість. Гранична концентрація фосфору в залізобуглецевих сталях не повинна перевищувати 0,05%.

Сірка, як і фосфор, потрапляє в сталь з руди і як продукти згорання палива. Концентрація сірки повинна бути не більше 0,05% в залізобуглецевих (0,02-0,03%) в високоякісних сталях.

Сірка не розчиняється в залізі і утворює сульфід заліза, який є складовою евтектики і збільшує крихкість сталі при підвищених температурах. Це явище називається красноламкістю і ускладнює гарячу обробку тиском, тому що може викликати появу надривів та тріщин.

Шкідливий вплив сірки зменшують введенням в сталь марганцю. При високих температурах сульфід марганцю має високу пластичність і легко деформується при гарячій обробці тиском.

Хоча сірка є шкідливою домішкою, як і фосфор вона полегшує обробку різанням.

Конструкційні сталі

Конструкційними називають сталі, що використовують для виготовлення деталей машин, конструкцій, споруд.

Конструкційні сталі бувають як вуглецевими так і легованими. Вміст вуглецю в цих сталях не перевищує 0.5-0.6%. Конструкційні сталі повинні мати високу міцність, пластичність, в'язкість, високі технологічні властивості. Сталь повинна легко оброблюватись тиском, різанням, добре зварюватись, мати високу прогартованість і малу схильність до утворення тріщин при гартуванні.

Вуглецеві конструкційні сталі поділяються на сталі звичайної якості і якісні сталі.

Вуглецеві сталі звичайної якості. Ці сталі більш дешеві, ніж якісні. В процесі плавлення їх менше очищують від шкідливих домішок фосфору, сірки, кисню, азоту. З сталей звичайної якості виробляють деталі менш відповідального призначення: гарячекатаний прокат – балки, прутки, швелери, кутки, а також листи, труби, поковки.

В залежності від гарантованих властивостей сталі поділяють на три групи.

1. Група А – сталі постачають по механічним властивостям без уточнення хімічного складу. Їх позначають буквами Ст і цифрами 1, 2, 3 ... 6 (Ст1, Ст2, Ст3 ... Ст6). Чим більше число, тим вища міцність і нижча пластичність.
2. Група Б – сталі постачають з гарантованим хімічним складом. Їх марки позначають буквою Б – БСт1кп, БСт2кп ... БСт6. Чим більше число, тим більший вміст вуглецю.
3. Група В – це сталі підвищеної якості. Їх постачають з гарантованими хімічним складом і механічними властивостями. Сталі позначають буквою В (ВСт1, ВСт2 ... ВСт6). Склад сталі відповідає аналогічній марці групи Б, а механічні властивості – марці групи А.

Сталі звичайної якості груп Б і В можна термообробляти і зварювати.

По характеру розкислення сталі поділяються на спокійні, напівспокійні та киплячі.

Спокійні сталі (сп) розкислюють марганцем, кремнієм та алюмінієм. Вони вміщують мало кисню і твердіють без виділення газу (спокойно).

Киплячі сталі (кп) розкислюють тільки марганцем, вміст кисню в них підвищений. При взаємодії з вуглецем, кисень утворює бульбашки CO, які виділяються в процесі кристалізації, створюючи ефект кипіння.

Напівспокійні сталі (Нс) розкислюють марганцем та кремнієм. Вони займають проміжне положення між спокійними та киплячими сталями.

Якісні вуглецеві сталі. При виготовленні якісних сталей дотримуються більш точних умов по відношенню до шихти, плавки і розливу. Більш жорсткі вимоги до хімічного складу: вміст сірки <0.04%, фосфору <0.035-0.04%, а також менший вміст неметалічних включень.

Якісні сталі маркують цифрами 08, 10, 15 і так далі до 85, які показують вміст вуглецю в сотих долях відсотку.

Низьковуглецеві сталі 05кп, 08, 10, 10кп мають невисоку міцність і високу пластичність. Ці сталі без термічної обробки використовуються в мало навантажених деталях.

Сталі 15, 20, 25 постачають в формі прокату, поковок, труб, листів. Використовують без термічної обробки або в нормалізованому стані для зварних конструкцій, а також після цементування.

Середньовуглецеві сталі 30, 35, 40, 45, 50 використовують після нормалізації, покращення і поверхневого гартування для різноманітних виробів машинознавства. В відпаленому стані легко обробляються різанням.

Сталі 60, 65, 70, 75, 80, 85 мають високу міцність, зносостійкість і пружні властивості. Використовують після гартування і відпуску, нормалізації і відпуску, поверхневого гартування для деталей, що працюють в умовах тертя при високих вібраційних навантаженнях. З цих сталей виробляють пружини, ресори, шпинделі, прокатні валки.

Автоматні сталі. Автоматними називаються вуглецеві сталі з підвищеним вмістом сірки і фосфору, що обробляють різанням на верстатах-автоматах. При обробці різанням автоматні сталі отримують високу якість поверхні. Така властивість досягається завдяки вмісту сірки (0.12-0.3%) і фосфору (0.05-0.15%).

Сірка в сталях знаходиться в формі сульфідів, наприклад, MnS, які утворюють включення, витягнуті в напрямку обробки і сприяють утворенню короткої і ламкої стружки. В свою чергу ламка стружка швидше відводить тепло від оброблюваної поверхні, тим самим підвищує стійкість ріжучого інструменту і збільшує швидкість різання.

Фосфор підвищує твердість і міцність, знижує пластичність, чим сприяє утворенню гладкої, блискучої поверхні при різанні.

Для покращення обробки різанням сталі додатково легують свинцем (0.15-0.3%), інколи селеном, телуrom.

Автоматні сталі маркують буквою А – автоматна, далі йде цифра, що вказує середній вміст вуглецю в сотих долях відсотку.

Сталі А12, А20, А30, А40Г (додатково легована марганцем) використовують для виготовлення гвинтів, болтів і різних дрібних деталей складної конфігурації на швидкохідних верстатах-автоматах.

Інструментальні вуглецеві сталі.

Сталі для ріжучого інструменту після гартування та низького відпуску повинні мати високу твердість, зносостійкість ріжучої кромки, достатню міцність та теплостійкість.

Вуглецеві сталі з невеликою прогартовуваністю маркують буквою У та цифрами, що вказують вміст вуглецю в десятих долях відсотку – У8, (У8А), У10, (У10А), У11, (У11А), У12, (У12А), У13, (У13А), де А вказує на підвищену якість сталі. Заевтектійні сталі У10-У13 використовують для ріжучого інструменту невеликого розміру – фрези, зенкери, напилки, ручні ножівки, свердла та інші. доевтектійну сталь У7 та евтектійну У8 використовують для виготовлення деревооброблюючого інструменту, кернів, зубил, викруток, сокир.

Чавуни

Чавуни – це сплави заліза з вуглецем в кількості більше, ніж 2.14%. Присутність евтектики в структурі чавуну обумовлює його використання виключно як ливарного сплаву. В чавунах вуглець може знаходитись в формі графіту або цементиту. Цементит надає зламу чавуна специфічний світлий блиск, тому чавун, що вміщує вуглець в формі цементиту, називається білим. Графіт надає зламу сірий колір, тому і чавун називають сірим.

Сірий чавун (технічний) – це сплав заліза, вуглецю та кремнію. Як постійні домішки він вміщує марганець, сірку та фосфор.

Найбільш поширений сірий чавун має концентрацію вуглецю 2,4-3,8%, але не менше 2,4% з метою надати сплаву високі ливарні властивості (рідинотекучість) і не більше 3,8%, щоб не зменшити механічні властивості.

Кремній в кількості 1,2-3,5% сприяє процесу графітизації, як і зменшення швидкості охолодження під час кристалізації.

Змінюючи вміст вуглецю і кремнію в чавуні з одного боку, а з іншого – швидкість охолодження, можна отримати різну структуру металічної основи чавуна. При певному вмісті вуглецю та кремнію графітизація протікає повніше, чим повільніше охолодження. В умовах виробництва швидкість охолодження оцінюють товщиною стінки литва. Чим менша товщина литва, тим швидше охолодження і менша графітизація.

Механічні властивості чавунів обумовлені їх структурою, головним чином кількістю, величиною і характером розповсюдження включень графіту. Чим менше графітних включень, чим вони дрібніші і більш ізольовані, тим вища міцність чавуну.

Сірий чавун маркується буквами С – сірий та Ч – чавун. Після букв ідуть цифри, що вказують мінімальне значення тимчасового опору в 10^{-1} МПа (кгс/мм²).

В залежності від вмісту вуглецю, зв'язаного в цементіт, розрізняють:

1. Білий чавун, в якому весь вуглець знаходиться в формі цементиту. Його структура – перліт, ледебуріт та цементіт.
2. Половинчатий чавун, більша частина вуглецю знаходиться в вигляді цементиту. Структура – перліт, ледебуріт та пластинчатий графіт.
3. Перлітний сірий чавун має структуру перліту та пластинчатого графіту (цементіт входить в склад перліту), маркується С421, С424, С425, С430, С435, використовується для відповідального литва, деталей, що працюють на знос в умовах високого тиску. В свою чергу до перлітних належать сталісті та модифіковані чавуни. В сталісті чавуни (С424, С425) під час плавлення додають сталевий брукхт, це зменшує концентрацію вуглецю і обумовлює більш дисперсну перлітну основу з меншою кількістю графітових включень. В модифіковані чавуни (С430, С435) під час плавлення додають спеціальні добавки – модифікатори (феросиліцій, силікокальцій) з метою отримати перлітну основу чавуну з невеликою кількістю ізольованих пластин графіту середньої величини.
4. Феріто-перлітний сірий чавун має структуру перліту, феріту та пластинчатого графіту.
5. Ферітний сірий чавун вміщує феріт та пластинчастий графіт (весь вуглець знаходиться в формі графіту)

Чавуни четвертої та п'ятої групи маркуються С410, С415, С418 і використовуються для мало відповідальних малонавантажених деталей, будівельних колон, фундаментальних плит.

Антифрикційні чавуни (АЧС-1, АЧС-2, АЧС-3) використовують для виготовлення підшипників ковзання та інших деталей, що працюють в умовах тертя об метал в присутності змащувального матеріалу. Антифрикційні властивості визначаються співвідношенням перліту та феріту в основі і кількістю та формою графіту.

Антифрикційні чавуни виготовляють на основі сірих, кувальних та високоміцних чавунів і це визначається в шаркуванні.

Сірі антифракційні чавуни (АС 4-1, АС 4-2, АС 4-3), леговані хромом, нікелем, титаном, міддю, застосовують в вузлах тертя.

Високоміцний чавун має кулькоподібний графіт, що утворюється в структурі під час кристалізації завдяки модифікуванню магнієм або магнієвими лігатурами з нікелем або феросиліцієм.

Високоміцні чавуни позначають буквами ВЧ та цифрою, що вказує величину тимчасового опору – ВЧ35, ВЧ40, ВЧ45, ВЧ50, ВЧ60, ВЧ70, ВЧ80, ВЧ100.

Лиття з високоміцного чавуна використовують в авіабудуванні та дизелебудуванні (колінчаті вали, кришки циліндрів), в деталях прокатних станів та кувально-пресовому обладнанні.

Кувальний чавун отримують після тривалого нагрівання при високих температурах (відпалу) білого чавуну, в результаті чого утворюється графіт пластівчастої форми. Такий чавун більш міцний та пластичний в порівнянні з пластинчастим. Кувальний чавун маркується буквами КЧ та цифрами, що вказують його тимчасовий опір та відносне подовження, наприклад, КЧ37-12, КЧ35-10, КЧ30-6, КЧ38-8. Найбільшу міцність, помірковану пластичність і добрі антифрикційні властивості мають перлітні кувальні чавуни КЧ50-5 та КЧ55-4. Їх використовують для виготовлення деталей карданних валів, роликів та ланцюгів конвеєрів, гальмівних колодок.

До групи **спеціальних чавунів** належать жаростійкі з високою окислювальною стійкістю, зносостійкі та тріщиностійкі, жароміцні з високою тривалою міцністю та повзучістю при високих температурах та корозійностійкі чавуни.

Жаростійкі чавуни вміщують пластинчастий або кулькоподібний графіт і легуючі елементи – хром, кремній, алюміній.

Жаростійкі сірі чавуни ЧШГ легують кремнієм (ЧС5) та хромом (ЧХ28, ЧХ32), де цифра показує вміст легуючого елемента. Високу термостійкість і опір утворенню окалини мають аустенітні чавуни ЧН15Д7 (легований нікелем) та ЧН15Д3Ш (з кулькоподібним графітом).

Найбільш високу жаростійкість мають алюмінієві чавуни, додатково леговані нікелем, хромом, кремнієм та міддю і використовуються в конструкціях доменних печей.

Жароміцні чавуни отримують після відпалу при високих температурах з охолодженням на повітрі і високої відпустки.

Жароміцні чавуни, як правило, мають аустенітну основу, леговану хромом та нікелем, з пластинчастим або кулькоподібним графітом. В хімічній промисловості, в газотурбінобудуванні використовують жароміцні чавуни – ЧН19ХЗШ (19% Ni, 3% Cr).

Корозійностійкі чавуни ЧС13, ЧС15, ЧС17 (леговані кремнієм), ЧХ22, ЧХ28, ЧХ32 (леговані хромом) працюють в середовищах азотної, сірчаної та ряду органічних кислот; ЧС15МЧ, ЧС17МЗ (додатково леговані молібденом і називаються антихлори) та ЧН15Д7 (аустенітний чавун, легований нікелем) працюють в лужному середовищі.

Корозійностійкі чавуни, леговані хромом, нікелем, міддю, молібденом, кремнієм, працюють в розчинах лугів, солей, в морській воді.

Чавуни ЧНХТ (не леговані титаном), ЧН1ХМД (з молібденом) застосовують в конструкціях парових машин, дизелів, газокомпресорів.

Чавуни з високим вмістом хрому та кремнію зберігають корозійну стійкість в середовищі кислот, лугів, солей і морській воді.

Немагнітні корозійностійкі чавуни мають аустенітну основу з пластинчатого або кулькоподібною формою графіту. Отримують немагнітні чавуни легуванням високоміцних та кувальних чавунів нікелем більше 12% і марганцем більше ніж 9%, а також хромом, міддю, молібденом. Цю групу чавунів застосовують в електротехніці та приладобудуванні.

Тема 2.1.4. Теорія термічного оброблення.

Фазові перетворення в сталях при нагріванні.

Ізотермічне перетворення переохолодженого аустеніту.

Термокінетичне перетворення аустеніту.

Перетворення мартенситу та залишкового аустеніту при нагріванні.

РОЗДІЛ 7. ТЕОРІЯ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Термічна обробка – це технологічний процес, що складається з нагрівання, витримування та охолодження металів з метою надати їм потрібну структуру і, відповідно, потрібні механічні та фізичні властивості. Термічна обробка є найбільш універсальним та розповсюдженим методом зміни властивостей який призначають як проміжну операцію для поліпшення технологічності заготовок в процесі їх виробництва, і як кінцеву – для надання виробам комплексу властивостей, що забезпечує їх довговічність, зносостійкість та надійність в експлуатації.

Більшість режимів термічної обробки пов'язані з фазовими перетвореннями при нагріванні та охолодженні залізобуглецевих сплавів.

Основні фазові перетворення в сталях:

- перетворення ферито-ементитної структури в аустеніт при нагріванні;
- ізотермічне перетворення переохолодженого аустеніту;
- термокінетичне перетворення переохолодженого аустеніту;
- перетворення мартенситу та залишкового аустеніту при нагріванні (відпуск сталі).

Перетворення ферито-цементитної структури в аустеніт при нагріванні сталі

Для багатьох видів термічної обробки сталі нагрівають до аустенітного стану.

При нагріванні евтектоїдної сталі вище A_{c1} ферито-цементитна структура (перліт) перетворюється на аустеніт; доевтектоїдної сталі - на двофазну структуру фериту та аустеніту; заевтектоїдної – на двофазну структуру аустеніту та вторинного цементиту (рис. 7.1).

В інтервалі температур A_{c1} - A_{c3} в доевтектоїдній сталі ферит поступово перетворюється на аустеніт (поліморфне перетворення) і вище A_{c3} структура сталі - аустеніт з вмістом вуглецю, що відповідає його концентрації в сталі.

В заевтектоїдних сталях в інтервалі температур A_{c1} - A_{ct} відбувається розчинення вторинного цементиту і вище A_{ct}

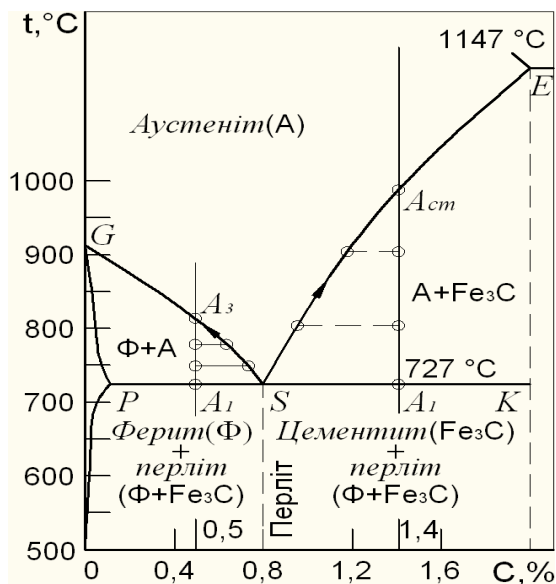


Рис. 7.1. Схема нагрівання сплавів залізо – вуглець до аустенітного стану

утворюється аустеніт з вмістом вуглецю відповідно його концентрації в сталі.

Як відомо, перліт це структура сталей та чавунів, що складається з чередуючихся шарів фериту та цементиту.

Зародок аустеніту з'являється на межі поділу пластівок фериту та цементиту при нагріванні дещо вище A_{c1} в результаті поліморфного перетворення фериту в аустеніт. Завдяки дифузії атомів вуглецю в аустеніті зарідок зростає, що веде до розчинення цементиту в аустеніті і перетворенню фериту в аустеніт. Одночасно з цим процесом зароджуються нові зерна аустеніту. Поліморфне перетворення відбувається швидше, ніж розчинення цементиту, тому двофазна ферито-цементитна структура при нагріванні поступово перетворюється на трьохфазну – ферит, аустеніт і деяка кількість цементиту. Утворений аустеніт неоднорідний по вмісту

вуглецю: в місця, прилеглих до частинок цементиту вуглецю більше, ніж в місцях біля частинок фериту. Для вирівнювання складу аустеніту потрібний додатковий час.

В результаті підвищення температури утворена трьохфазна структура перетворюється на двофазну – ферит та аустеніт і при нагріванні до ще більш високої температури стає однофазним, тобто аустенітним (рис. 7.2).

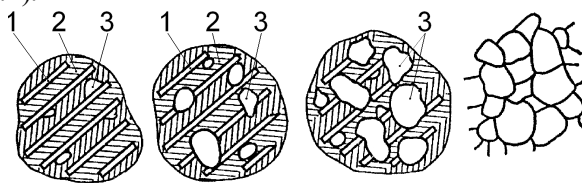


Рис. 7.2. Схема перетворення перліту в аустеніт при нагріванні: 1 – пластівка цементиту; 2 – пластівка фериту; 3 – зерно аустеніту.

Чим дрібніші були включення цементиту в перліті, тим дрібніші аустенітні зерна утворюються в результаті перетворення. Розмір утвореного зерна аустеніту в значній мірі впливає на властивості сплавів після термічної обробки, наприклад, збільшення розміру зерна зменшує міцність та в'язкість. При подальшому збільшенні температури нагрівання та часу витримування зростає зерно аустеніту, але схильність до росту зерен в сталях різна в залежності від рівня розкислення сталі при переробці її з чавуна. В повністю розкислені (спокійні) сталі додають феросиліцій, феромарганець та алюмінію. Утворені оксид та нітрид алюмінію розташовуються на межах зерен і це стримує ріст зерен аустеніту. Зерно починає зростати при температурах розчинення цих включень.

Розрізняють спадково дрібнозернисті та спадково крупнозернисті сталі.

В спадково дрібнозернистих сталях зерно незначно зростає до температур 1000-1050⁰ С і інтенсивно зростає при нагрівання до вищих температур.

В спадково крупнозернистих сталях, зерно сильно зростає навіть при невеликому перегріванні вище Ас₁.

Належність сталей до тієї або іншої групи залежить не тільки від способу розкислення (феромарганцем – киплячі; феромарганцем і феросиліцієм – напівспокійні; феромарганцем, феросиліцієм, алюмінієм - спокійні), але й від наявності легуючих карбідотворюючих елементів (хрому, молібдену, вольфраму, ванадію, титану, цезію). Ці елементи стримують ріст зерна аустеніту в результаті утворення карбідів, марганець та фосфор навпаки збільшують схильність зерна аустеніту до росту. Але при нагріванні до температур розчинення карбідів та інших сполук, що зтримують ріст зерна аустеніту, в дрібнозернистих сталях може вирости зерно крупніше ніж в крупнозернистих сталях.

Для характеристики сталі після термічної обробки користуються поняттям дійсне зерно. Його величина визначається температурою нагрівання, тривалістю витримування при цій температурі і схильністю даної сталі до росту зерна при нагріванні.

Тривале нагрівання сталі при температурах значно вище ніж Ас (або Аст) веде до утворення крупного дійсного зерна, яке зберігається при охолодженні до кімнатної температури. Таке нагрівання називається перегрівом. В охолодженій сталі після перегріву можливе утворення сітки надлишкового фериту або цементу на межах зерен або довгих пластівок (голок), які перерізують зерна перліту. Ця структура називається відманштеттовою і знижує механічні властивості сталей. Перегрів можна усунути повторним нагріванням доэвтектоїдних сталей вище Ас₃, заэвтектоїдних вище Ас₁.

При нагріванні сталей до високих температур в окиснюючому середовищі на межах зерен утворюються оксидні плівки, які є причиною зменшення пластичності і навіть руйнування сталі при обробці тиском. Цей невиправний дефект називається перепалом.

Ізотермічне перетворення переохолодженого аустеніту

Перетворення аустеніту в перліт це розпад аустеніту на ферит та цементит.

При температурі А₁ аустеніт та перліт знаходяться в рівновазі, тому що вони мають рівні вільні енергії.

Перетворення аустеніту в перліт буде стійким, якщо утворити деяке переохолодження, при якому вільна енергія перліту буде менша ніж аустеніту.

Уяву про перетворення аустеніту в перліт дає діаграма ізотермічного перетворення або С-подібні криві, побудовані в координатах температура-час (логарифм часу) рис. 7.3. Ліва крива на діаграмі характеризує початок розпаду переохолодженого аустеніту, права показує час, необхідний для розпаду. Лівіше першої кривої знаходиться переохолоджений аустеніт, що не зазнає розпаду. Найменша стійкість переохолодженого аустеніту складає 1-2 сек (для вуглецевих сталей) при температурі ~550⁰С. Правіше другої кривої знаходяться продукти перетворення аустеніту в результаті витримування при певній температурі.

Горизонтальна лінія М_п вказує температуру початку мартенситного перетворення, М_к – кінець цього перетворення.

Перетворення аустеніту в перліт (та структури перлітного типу) має дифузійний характер. Чим нижче температура перетворення, тим більше переохолодження, тим більше різниця вільних енергій і швидше відбувається перетворення. При збільшенні ступені переохолодження швидкість дифузії різко зменшується і перетворення уповільнюється.

Властивості і структура продуктів перетворення аустеніту залежить від температури перетворення. При високих температурах (малих ступенях переохолодження) утворюється перліт, тобто груба суміш фериту та цементиту. Зниження температури, тобто збільшення ступені переохолодження приводить до утворення сорбіту – дисперсної суміші фериту та цементиту. При

ще більш низькій температурі розпаду (ще більшому ступені переохолодження) дисперсність продуктів перетворення зростає і утворюється тонка суміш фериту та цементиту – троостит. Утворенні за дифузійним механізмом структури перліт, сорбіт, троостит – ферито-цементитні суміші з пластівчастою будовою різної дисперсності. Твердість та міцність продуктів дифузійного розпаду аустеніту прямо пропорційні дисперсності ферито-цементитних сумішей: чим вище дисперсність, тим вище твердість та міцність.

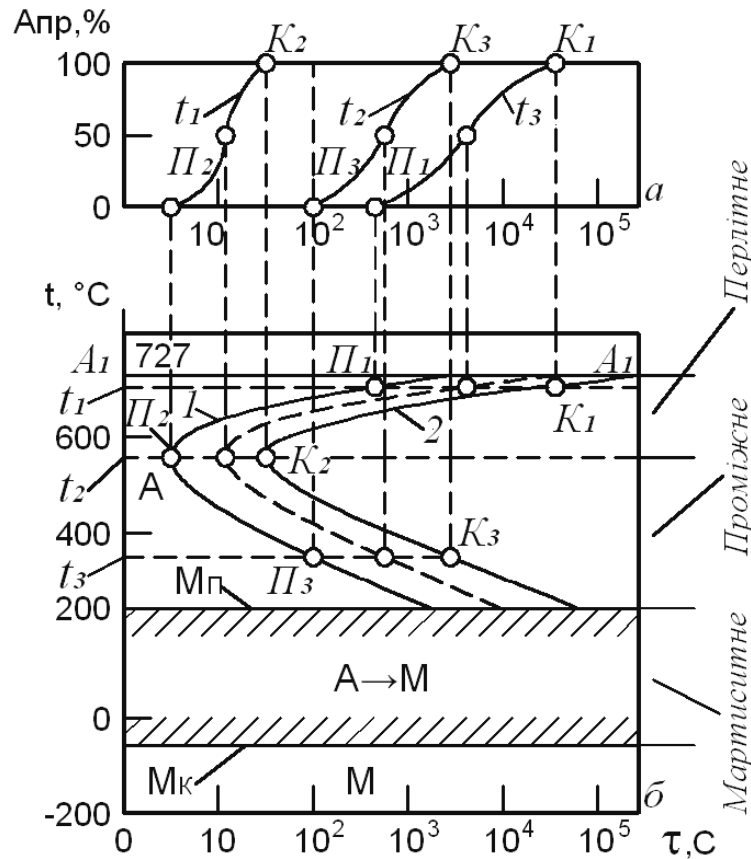


Рис. 7.3. Схема побудови діаграми ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту в евтектоїдній сталі: а – кінетичні криві; б – діаграма ізотермічного перетворення аустеніту.

При охолодженні до більш низьких температур має місце проміжне перетворення, що має змішаний характер – дифузійний та бездифузійний, тому що дифузія атомів заліза уповільнюється, а атомів вуглецю відбувається порівняно легше.

Спочатку відбувається дифузійний перерозподіл атомів вуглецю в аустеніті, в результаті утворюються об'єми аустеніту, збіднені та збагачені вуглецем. В збіднених вуглецем об'ємах відбувається поліморфне бездифузійне перетворення аустеніту в ферит. В результаті утворюється структура пересиченого твердого розчину вуглецю в залізі. З об'ємів аустеніту, збагачених вуглецем виділяються частинки цементиту, а залишені збіднені вуглецем об'єми перетворюються бездифузійним шляхом в пересичений ферит. Утворена в результаті проміжного перетворення структура – пересичений вуглецем ферита цементит, називається бейнітом або голчатим трооститом. В залежності від температур утворення розрізняють верхній та нижній бейніт. По своїй будові верхній бейніт нагадує перліт, нижній – мартенсит, при цьому твердість та міцність нижнього вище верхнього.

При температурах нижче M_n (початок мартенситного перетворення) дифузійні процеси стають неможливими, перетворення не супроводжується дифузійним перерозподілом атомів вуглецю та заліза. Мартенситне перетворення здійснюється шляхом поліморфного перетворення гранецентрованої кубічної решітки аустеніту в об'ємно-центровану кубічну решітку фериту, в якій зберігається вміст вуглецю аустеніту. Це приводить до викривлення решітки фериту.

Утворена фаза називається мартенсит. Велика кількість дефектів кристалічної будови, що виникає при утворенні мартенситу, пояснює високу твердість та міцність мартенситу.

По досягненні певної температури мартенситне перетворення закінчується. (лінія M_K). положення температур M_n та M_K залежить від складу сталі: чим більше вуглецю в аустеніті, тим нижче ці температури. Легуючі елементи, за винятком алюмінію та кобальту, так також знижують точки M_n та M_K .

В залежності від складу сталі кристалу мартенситу мають різну форму. Розрізняють два типи – пластівчастий та рейковий. Пластівчастий мартенсит утворюється в високо вуглецевих сталях. Його кристали – широкі пластівки, в площини мікрошліфу мають вид голок.

В конструкційних вуглецевих та легованих сталях кристали мартенситу мають форму тонких реєк (рейковий мартенсит) витягнутих в одному напрямку.

В сталях, що вміщують 0,4-0,5% вуглецю, не весь аустеніт перетворюється в мартенсит при охолодженні. Такий аустеніт називається залишковим. Кількість залишкового аустеніту тим більша, чим нижче точки M_n та M_K мартенситного перетворення. Для усунення залишкового аустеніту сталі переохолоджують до температур нижче 0°C .

Ізотермічне перетворення доєвтектоїдних та заєвтектоїдних сталей в верхньому інтервалі температур починається з виділення надлишкового фериту (рис. 7.4, а), та надлишкового цементу (рис. 7.4, б) відповідно, і означаються кривими на діаграмі.

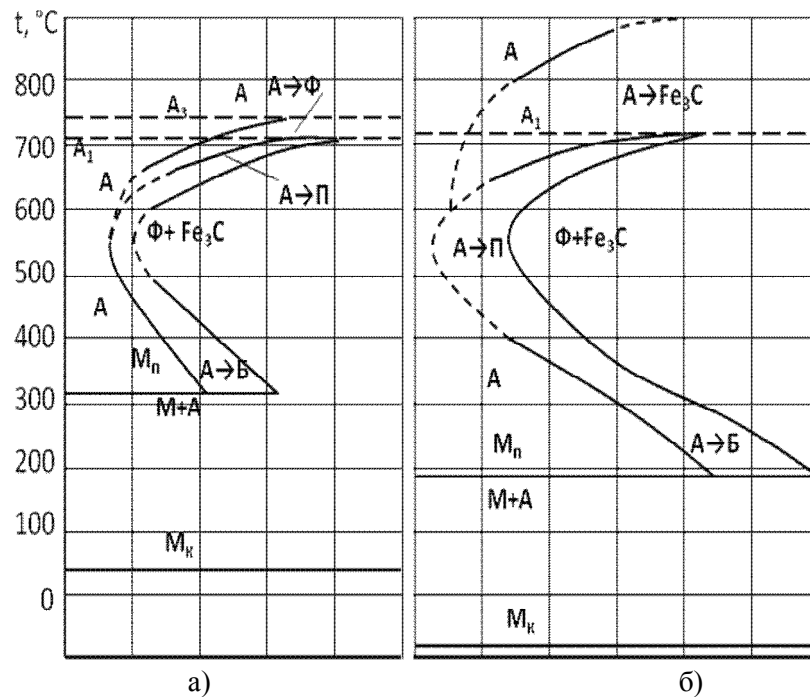


Рис. 7.4. Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту:
а - для доєвтектоїдної сталі; б - для заєвтектоїдної сталі;

Термокінетичне перетворення переохолодженого аустеніту

Для визначення режимів термічної обробки крім діаграм ізотермічного перетворення використовують термокінетичні діаграми, які також будують в координатах «температура-час». (рис. 7.5)

Перетворення аустеніту при різних швидкостях неперервного охолодження приводить до утворення структур з різною будовою та властивостями. Цей процес зручно спостерігати, якщо сумістити діаграму ізотермічного перетворення та криві охолодження з різними швидкостями. При малих швидкостях охолодження аустеніту з температур $700-650^\circ\text{C}$ (крива V_1) утворюється перліт, при більших швидкостях (криві V_2 та V_3) утворюються більш дисперсні феритно-

цементитні суміші: сорбіт, якщо починається з температур 600-500°C, і троостит – з температур 400-300°C.

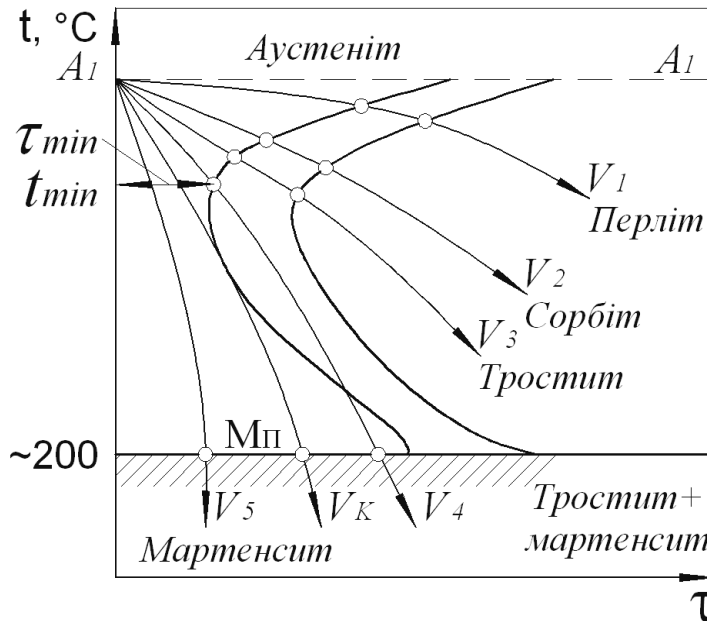


Рис. 7.5 Схема розпаду переохолодженого аустеніту для евтектоїдної сталі x кривими охолодження ($V_1 > V_2 > V_3 > V_4 > V_{кр} > V_5$).

При збільшенні швидкості (крива V_4) повний розпад аустеніту на ферито-цементитну суміш не відбувається і в результаті утворюється мартенсит та троостит. При ще більшій швидкості (крива V_5) весь аустеніт переохолоджується без перетворень до температури M_s і починається мартенситне перетворення. В легованих сталях підвищення швидкості охолодження подавляє перлітне перетворення і обумовлює утворення бейніту. Проміжне (бейнітне) перетворення не іде до кінця і тому наряду з бейнітом завжди присутні мартенсит та залишковий аустеніт. Щоб отримати тільки мартенситну структуру охолодження виконують з критичною швидкістю (або зі швидкостями вище критичної), коли перлітне та бейнітне перетворення неможливі. Критичною швидкістю гартування називають мінімальну швидкість охолодження, при якій утворюється мартенсит (без структур перлітного типу). Критична швидкість (крива V_K) є дотичною до лівої кривої ізотермічного розпаду аустеніту.

Критична швидкість гартування неоднакова для різних сталей і залежить від стійкості переохолодженого аустеніту – чим вона більше, тим критична швидкість гартування менше.

Перетворення мартенситу та залишкового аустеніту при нагріванні (відпуск сталі)

Мартенсит та залишковий аустеніт, утворені при охолодженні є не рівноважними фазами. Щоб сталі перейшли в більш стійкий стан потрібен розпад цих фаз з утворенням ферито-цементитної структури. Розпад мартенситу та залишкового аустеніту має дифузійний механізм і тому швидкість процесу обумовлює температура нагрівання. Розпад мартенситу – це перше перетворення при відпуску. Його перша стадія відбувається при температурах нижче 200°C при цьому в кристалах мартенситу утворюються карбіді. У зв'язку з невеликою швидкістю дифузії при даних температурах частинки карбідів не зростають і розпад мартенситу відбувається з утворенням нових частинок на межах кристалів мартенситу з підвищеною густиною дефектів. Пластинки утвореного карбїду дуже тонкі і когерентно зв'язані з решіткою мартенситу. Друга стадія відбувається при температурах 200-350°C. При підвищенні температури дифузія вуглецю стає більш інтенсивною і в результаті кристали карбідів зростають. Утворені частинки карбідів суттєво відрізняються від цементиту по будові та складу – це гексагональний ϵ -карбід. Структуру, утворену в результаті розпаду мартенситу при температурах нижче 350°C називають

відпущеним мартенситом. Від мартенситу гартування він відрізняється меншим вмістом вуглецю і включенням дисперсних частинок ϵ -карбіду, когерентно пов'язаних з решіткою мартенситу.

Друге перетворення при відпуску – це розпад залишкового аустеніту, підвищена кількість якого має місце в високо вуглецевих та багатьох легованих сталях. Механізм розпаду залишкового аустеніту близький до бейнітного перетворення переохолодженого аустеніту. Фази, утворені в результаті цього, ті ж самі, що при відпуску мартенситу гартування при тих же температурах, тобто збіднений вуглецем мартенсит і частинки карбідів.

Третє перетворення при відпуску відбувається при температурах 350-400°C. При цих умовах вуглець повністю виділяється з мартенситу, порушується когерентність і відбувається обособлення решіток фериту та карбіду. Одночасно відбувається карбідне перетворення, в результаті якого утворюється цементит, а внутрішні макро- та мікро напруги зменшуються. Структура, утворена при температурах 350-400°C, називається трооститом відпуску.

Підвищення температури до 500°C, і вище приводить до процесу коагуляції та сфероїдизації карбідів. Утворену структуру сталі називають сорбітом відпуску.

Частинки карбідів в структурі трооститу та сорбіту відпуску мають зернисту будову, на відмінність від пластинчатої будови трооститу та сорбіту, утворених при перетворенні переохолодженого аустеніту. Зерниста будова покращує механічні властивості сталі при однаковій твердості.

Тема 2.1.5. Технологія термічного оброблення.

Види термічного оброблення.

Відпал; типи відпалу, режими та призначення

Гартування з поліморфним перетворенням.

Гартування без поліморфного перетворення.

Мета процесу термічної обробки складається в нагріванні до певної температури і подальшого охолодження для зміни структури та властивостей металів і сплавів.

Основні види термічної обробки – це відпал, нормалізація, гартування, відпуск(старіння).

Режим кожної термічної обробки визначають такі основні параметри: температура нагрівання $t_{нагр}$, час витримування - при температурі нагрівання та швидкість охолодження $V_{охол}$.

Процес термічної обробки можна надати у вигляді графіку в координатах «температура – час» (рис. 8.1).

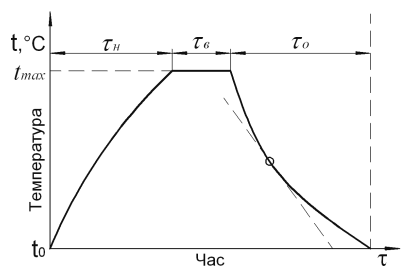


Рис. 8.1. Процес термічної обробки

Нагрівання та витримування металу.

Початкова стадія кожного процесу термічної обробки - нагрівання. Повний час нагрівання складається з часу нагрівання до певної температури та часу витримування при цій температурі. Тривалість нагрівання визначається багатьма чинниками:

1.Спосіб нагрівання: Полум'яна або електрична печі, соляна, металічна або масляна ванни, електроліт, електровакуумне нагрівання та нагрівання струмом високої частоти. Тип нагрівального пристрою впливає на коефіцієнт тепловіддачі, який в свою чергу визначає швидкість нагрівання.

Коефіцієнт тепловіддачі залежить від нагріваючого середовища, розмірів деталі та кінцевої температури.

2. Маса та розташування в печі одночасно нагріваемого металу.

3. Фізичні властивості нагріваємого металу - його теплопровідність та теплоємність.

Швидкість нагрівання залежить від хімічного складу та структури сталі, форми деталей, температурного режиму в якому виконується нагрівання.

Чим менше легована сталь, більш однорідна її структура, менш складна форма деталі та більш рівномірний підведення тепла до неї тим швидше відбувається нагрівання.

Швидкість нагрівання можливо підвищити якщо підвищити коефіцієнт тепловіддачі при незмінній температурі нагріваючого середовища або значним підвищенням температури нагріваючого середовища над температурою нагрівання деталі.

Час витримування при температурі нагрівання потрібен для завершення структурних перетворень по всьому об'єму нагріваємого металу. Зазвичай час витримування дорівнює 1/5 від часу нагрівання. За цей час серцевина деталі нагрівається до потрібної температури. При нагріванні сталей особливо в електричних та полум'яних печах, відбувається окиснення або знеуглецювання, які зменшують зносостійкість, твердість та інші механічні властивості сталей. Для запобігання цих недоліків в робоче середовище печі вводять захисну (контролюєму) атмосферу. Це можуть бути ендотермічна атмосфера, що утворена при частковому спаленні природного газу з коефіцієнтом надлишку повітря $\alpha = 0,25$ в присутні каталізатору, і усуває окиснення та знеуглецювання в сталях з різним вмістом вуглецю; екзотермічна атмосфера, яку отримують при частковому спаленні природного газу при $\alpha = 0,6$ без очищення та сушіння або навпаки з очищенням та сушінням; екзотермічна атмосфера, що утворена при тих же умовах, але при $\alpha = 0,9$.

Цю атмосферу використовують при відпалі сталі.

Відпал.

В сплавах після лиття, зварювання, обробки тиском та термічної обробки утворюється нерівноважна структура. Щоб привести її до рівноважного стану використовують відпал.

Відпал – це термічна обробка, що полягає в нагріванні, витримуванні та повільному охолодженні, за звичай, разом з піччю.

Розрізняють відпал I та II роду.

При відпалі I роду метал, що знаходиться в нестійкому стані внаслідок попередньої обробки, переводиться в стійкий (рівноважний стан) незалежно від того, відбуваються фазові перетворення в сплавах чи ні.

Основні параметри, що визначають процес переходу сплаву до рівноважного стану – температура нагрівання і тривалість витримування.

Відпал II роду (або фазова перекристалізація) обумовлений фазовими перетвореннями при нагріванні та охолодженні сплавів для отримання рівноважної структури це можуть бути поліморфні, евтектоїдні перетворення, розчинення однієї фази в другий при нагріванні, або виділення при охолодженні.

Відпал I роду.

Цей вид відпалу придатний для будь яких металів та сплавів.

Різновиди відпалу I роду - дифузійний (гомогенізація), рекристалізаційний, відпал для зняття внутрішніх напружень (рис. 8.2).

Дифузійний відпал (гомогенізацію) рис.8.2а призначають легованим сталям з метою усунення неоднорідності складу, що виникає в процесі кристалізації. Для цього сталі нагрівають до температури 1100 – 1200 °С, тому, що тільки в цьому випадку найбільш інтенсивно відбуваються дифузійні процеси. Дифузія найбільш активно іде на початку витримки, знижуючись протягом часу, тому витримка повинна бути мінімальною, зазвичай 15- 20 годин. Після витримки метал охолоджують до 800 – 820 °С в печі, а далі на повітрі. В результаті дифузійного відпалу утворюється крупне зерно. Цей недолік усуває подальша обробка тиском або термічна обробка-нормалізація.

Рекристалізація – це утворення нових рівновісних зерен замість витягнутих і зняття наклепу, тобто підвищення міцності, твердості та зниження пластичності після обробки тиском в холодному стані.

Рекристалізаційний відпал (рис. 8.2б) включає нагрівання холоднодеформованої сталі вище температури рекристалізації, витримування при цій температурі і подальше охолодження. Температура відпалу визначається формулою:

$$T_{рекp.} = \alpha * T_{пл}$$

де $T_{пл}$ – абсолютна температура плавлення, К;

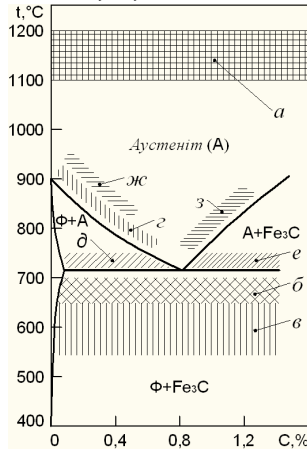


Рис. 8.2. Схема температурних інтервалів для різних видів відпалу сталей: а-гомогенізація; б-рекристалізаційний та низький відпал; в-відпал для зняття залишкових напружень; г-повний відпал; д-неповний відпал доєвтектоїдної сталі; е-сфероїдизація заєвтектоїдної сталі; ж-нормалізація доєвтектоїдної сталі; з-нормалізація заєвтектоїдної сталі.

$\Phi + A$

α – коефіцієнт, що залежить від природи матеріалу: $\alpha = 0,2$ для хімічно чистих металів, $0,4 - 0,5$ – для технічно чистих металів, $0,5 - 0,6$ для сплавів зі структурою твердого розчину.

На практиці з метою досягнення рекристалізації по всьому об'єму металу і зкорочення часу витримування, температура відпалу повинна бути дещо вища ніж температура рекристалізації $T_{рекp.}$ В результаті рекристалізаційного відпалу зменшуються міцність і твердість, зростає пластичність. Цей вид відпалу часто використовують як проміжну термічну обробку при холодному прокатуванні, волочінні, штампуванні.

В залежності від співвідношення температури, при якій відбувається деформування, і температури рекристалізації розрізняють холодну та гарячу деформації. Обробка тиском нижче температури рекристалізації визиває нахиси (зміцнення) називають холодною обробкою. Гарячу деформацію виконують при температурі вище температури рекристалізації

Відпал для усунення (або перерозподілення) внутрішніх напружень (рис. 8.2в) – це нагрівання до температур $200 - 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, витримування і повільне охолодження.

Режими цього виду відпалу залежать від попереднього технологічного процесу обробки: для зняття напруг після гартування вироби нагрівають до $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ і витримують декілька годин, після литва – до $500 - 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ з витримуванням $5 - 8$ годин з подальшим повільним охолодженням.

Відпал II роду

До відпалу II роду належать повний, неповний, ізотермічний та низький (рис. 8.2).

При повному відпалі (рис. 8.2г) доєвтектоїдні сталі нагрівають на $30 - 0\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище A_{c_3} , витримують при цій температурі і повільно охолоджують до розпаду аустеніту.

Леговані сталі охолоджують зі швидкістю $70 - 100/\text{сек}$, тому що в них переохолоджений аустенит більш стійкий, вуглецеві - зі швидкістю $150 - 200/\text{сек}$ з метою утворення дрібнозернистої ферито-перлитної структури, що надає сталі підвищенні в'язкість та пластичність, покращенну оброблюваність.

Повний відпал призначають для сталей з вмістом вуглецю $0,3 - 0,4\%$ і не призначають для заєвтектоїдних сталей, тому що в них після повільного охолодження цементит утворює сітку на межах зерен перлиту і погіршує механічні властивості сталі.

Евтектоїдні та заєвтектоїдні сталі піддають неповному відпалу, тобто нагрівають на $30 - 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище A_{c_1} з метою перетворення аустеніту без розчинення вторинного цементиту, витримують і повільно охолоджують до температури $650 - 70\text{ }^{\circ}\text{C}$, і далі охолоджують на повітрі. При такій

обробці утворюється ферліто-цементитна структура з зернистою формою цементиту (зернистий перліт), тому її називають **сфероїдизацією**. В результаті неповного відпалу зменшується твердість і покращується обробка різанням.

Ізотермічний відпал застосовують для скорочення тривалості відпалу легованих сталей. Для цього леговані сталі нагрівають на $30 - 50\text{ C}^\circ$ вище A_{c3} , витримують та охолоджують нижче A_{r1} ($650 - 680\text{ C}^\circ$), тобто температури найменшої стабільності аустеніту, переносом виробів в іншу піч. Сталь витримують до повного розпаду аустеніту і після цього охолоджують на повітрі. Перевагою ізотермічного відпалу є утворення однорідної ферито-цементитної структури: ферит та пластинчастий перліт (в доевтектоїдних сталях) і перліт та цементит (в заевтектоїдних сталях).

Пружинний (канатний) дріт із сталі з вмістом вуглецю $0,65 - 0,9\%$ піддають ізотермічній обробці - патентуванню. Для цього сталь нагрівають до стану однорідного аустеніту, потім пропускають через розплавлену сіль з температурою $450 - 550\text{ C}^\circ$. В результаті розпаду аустеніту утворюються тонкопластинчастий троостит або сорбіт. Така структура дозволяє виконувати великі обтиснення (більше ніж 75%) без обриву і після заключного холодного волочіння отримати високу міцність. Низький відпал (рис. 8.2б) призначають для сталей після гарячої обробки тиском, якщо нема необхідності в перекристалізації, а лише потрібно зняти внутрішні напруги.

Сталь нагрівають дещо нижче A_{c1} ($650 - 680\text{ C}^\circ$) і після витримання охолоджують на повітрі. В наслідок прискороженого охолодження сталі мають структуру сорбіту, троостіту і навіть мартенситу. Низький відпал призначають для зниження твердості, яка буде дещо вища ніж після повного відпалу. Для вуглецевих сталей низький відпал виконують перед механічною обробкою (різанням, волочінням). Для високолегованих сталей, в яких не відбувається перлітне перетворення, низький відпал - єдина термічна обробка для зменшення твердості.

Для холоднокатаної стрічки, дроту та деталей, які потрібно захистити від окиснення та зневуглецювання використовують світлий відпал. Його виконують за режимами повного або неповного відпалу в печах з захисною атмосферою або з частковим вакуумом.

Нормалізація

Нормалізація або нормалізаційний відпал (рис 8.2 ж та з) полягає в нагріванні доевтектоїдних сталей на $40 - 50\text{ C}^\circ$ вище A_{c3} . А з заевтектоїдних сталей на $40 - 50\text{ C}^\circ$ вище A_{cm} , в нетривалому витриманні для прогрівання металу і завершення фазових перетворень і охолодження на повітрі.

Нормалізація усуває крупнозернисту структуру яка утворюється під час лиття, прокатування, кування або штампування. Ускорене охолодження визиває розпад аустеніту при більш низьких температурах і, як наслідок, утворення більш дисперсної феріто-цементитної структури, а саме сорбіту або тростіту, це підвищує міцність і твердість високовуглецевих сталей після нормалізації в порівнянні з результатами відпалу.

Нормалізацію призначають порізному в залежності від складу сталей.

Для низьковуглецевих сталей нормалізацію призначають замість відпалу, тому, що збільшення твердості підвищує продуктивність обробки різанням і покращує чистоту поверхні.

Для литва середньовуглецевої сталі нормалізацію і високий відпуск призначають замість гартування і високого відпуску з метою запобігання появи тріщин.

Нормалізацію і подальший відпуск призначають для виправлення структури легованих сталей замість повного відпалу, тому, що продуктивність і трудомісткість цих двох операцій вище ніж одного відпалу.

Для підвищення швидкості охолодження сталі інколи охолоджують в струмені повітря, і перетворення аустеніту відбувається в районі вигину діаграми ізотермічного перетворення. В такому випадку нормалізацію називають одинарною термічною обробкою. Її застосовують для уникнення гартування, але отримання більш високої твердості ніж за нормалізацію.

Гартування

Гартування - це термічна обробка, яка передбачає нагрівання сплаву до певної температури, витримання при цій температурі і охолодження з певною швидкістю для отримання нерівноважної структури. Після гартування, як правило, виконують відпуск з метою наблизити структуру до рівноважної.

Для конструкційних сталей гартування та відпуск призначають для збільшення міцності, твердості при достатніх пластичності та в'язкості. Інструментальні сталі гарантують і відпускають для збільшення твердості, зносостійкості та міцності.

Існує два види гартування: з пліморфним перетворенням та без поліморфного перетворення.

Гартування з поліморфним перетворенням

Цей тип гартування застосовують для сталей з метою в результаті охолодження отримати перебудову кристалічної решітки сплаву. Головний результат такого гартування - мартенситне перетворення аустеніту. Для цього доєвтектоїдні сталі нагрівають на 30-50°C вище A_{c3} (рис. 8.3), щоб вихідна структура сталі ферит та перліт після нагрівання до аустенитного стану і охолодження з критичною швидкістю перетворилась на мартенсит.

Таке гартування називається повним. Якщо доєвтектоїдну сталь нагрівати нижче A_{c3} (але вище A_{c1}) в результаті гартування в структурі крім мартенситу залишаться ділянки фериту, що приведе до зменшення твердості. Таке гартування називається неповним і для доєвтектоїдних сталей не застосовується.

Заєвтектоїдні сталі нагрівають для гартування на 50-70°C вище A_{c1} , (рис. 8.3) при цих температурах в структурі сталі на ряду з аустенітом зберігається цементит. Після гартування структура складатиметься з мартенситу, цементиту та залишкового аустеніту.

Якщо заєвтектоїдну сталь нагріти вище A_{cm} цементит розчиниться в аустеніті і після швидкого охолодження утвориться крупногоччатий мартенсит з великою кількістю залишкового аустеніту. Присутність залишкового аустеніту знижує твердість сталі тому для заєвтектоїдних сталей застосовують неповне гартування.

Тривалість гартування визначають розміри виробів, їх маса, конструкція нагрівального пристрою.

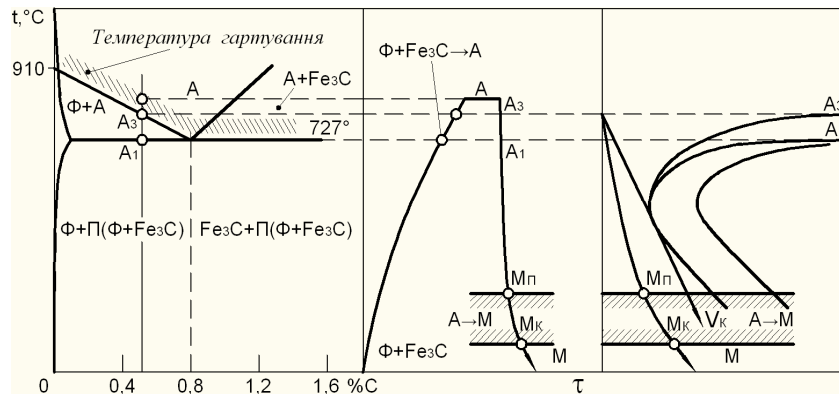


Рис. 8.3. Схема гартування сталі

По досягненні потрібної температури проводять витримування, щоб вироби повністю прогрілись по перерізу, відбулись фазові перетворення та вирівнювання складу аустеніту в об'ємі виробу. Тривалість витримування призначають тим менш, чим вище температура нагрівання, як правило вона складає 1/5 тривалості нагрівання. Слід пам'ятати час витримування повинен не визивати ріст зерна і знеуглецювання поверхневих шарів виробів.

Швидкість охолодження при гартуванні визначають гартувальні середовища, в які занурюють вироби після витримування. Охолодження повинне забезпечити утворення мартенситу по перерізу виробу без появи дефектів гартування (тріщин, деформацій, високих залишкових напруг, короблення).

Найчастіше при гартуванні застосовують киплячі рідини – воду, водні розчини лугів та солей, масла, повітря.

Найвища швидкість охолодження потрібне в інтервалі температур найменшої стійкості переохолодженого аустеніту (650-550°C), щоб запобігти утворенню ферито-цементитної структури. При температурах мартенситного перетворення (Mп - Mк) доцільне повільне охолодження, щоб зменшити внутрішні напруження.

При охолодженні в воді або маслі візначають три стадії:

- плівкове кипіння, тобто утворення на поверхні виробу “парової сорочки” через яку відбувається тепловідвід, швидкість відводу тепла при цьому порівняно невисока;
- бульбашкове кипіння відбувається при руйнуванні “парової сорочки” на контакті нагрітого виробу і охолоджуючої рідини;
- при подальшому охолодженні нижче температури кипіння тепловідвід відбувається шляхом конвекції з невисокою швидкістю.

Гартувальне середовище охолоджує тим інтенсивніше, чим ширше інтервалі бульбашкового кипіння, тобто чим вище температура переходу від першої стадії охолодження до другої та чим нижче температура переходу від другої стадії до третьої.

Вода, як гартувальне середовище, утворює велику швидкість охолодження, але має ряд недоліків, а саме, охолоджуюча здатність води зменшується при її нагріванні; вода має високу швидкість охолодження в інтервалі мартенситного перетворення. Найбільш високу та рівномірну охолоджуючу здатність мають холодні водні розчини NaCl та NaOH, ще більш досконалі охолоджуючі середовища - суміш води з повітрям, що подається під тиском через форсунки.

Мінеральне масло охолоджує повільніше і більш рівномірно ніж вода та її розчини, зменшується можливість утворення дефектів гартування, не змінює охолоджуючу здатність в широкому інтервалі температур. Недоліки масел - вогнебезпечка і збільшення густини при тривалому застосуванні.

Для охолодження при гартуванні використовують водні розчини полімерів, які дозволяють зменшити швидкість охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення.

Широке застосування отримало охолодження під тиском в середовищі азоту, аргону, водню.

Проміжне місце між швидкістю охолодження в маслі і на повітрі займає охолодження в киплячому шарі, тобто в середовищі дрібних твердих часток піску, які знаходяться в зваженому стані, при продуванні повітрям або газами. Швидкість охолодження визначається тиском, і температурою повітря або газу. Охолодження в киплячому шарі забезпечує рівномірність охолодження і запобігає поверхневій корозії.

В окремих випадках, коли необхідно отримати високі механічні властивості сталі, уникнути утворенню тріщин та деформування, охолодження після гартування виконують в розплавах солей та лугів, проте ці середовища мають найнижчу гартувальну спроможність.

Способи гартування

Різні способи гартування використовують в залежності від марки сталі, форми та призначення виробів, комплексу властивостей, потрібних для надійної експлуатації цих виробів.

Безперервне гартування в одному охолоджуваному середовищі, застосовують, щоб отримати високі твердість та зносостійкість для виробів простої форми. Охолоджувальним середовищем служить вода або масло. Кінцевий результат в залежності від вмісту вуглецю - мартенсит та залишковий аустеніт для доевтектоїдних сталей, мартенсит, карбіди та залишковий аустеніт для заевтектоїдних сталей.

З метою зменшити внутрішні напруги і короблення виробу перед зануренням в охолоджуюче середовище виробу охолоджують (підстужують) на повітрі.

Гартування в двох середовищах (переривчасте гартування) застосовують при термічній обробці високовуглецевих сталей. Нагрітий виріб спочатку охолоджують в воді до температури дещо вищої початку мартенситного перетворення, після цього переносять в інше охолоджуюче середовище (масло, селітру або повітря) і охолоджують до кімнатної температури.

При сходинковому гартуванні (рис. 8.4а) нагрітий виріб охолоджують в середовищі, що має температуру дещо вище температури початку мартенситного перетворення, витримують в ньому до вирівнювання температури по перерізу, але не надто довго, щоб аустеніт не встиг перетворитись на бейніт. Подальше охолодження при якому аустеніт перетворюється на мартенсит, проводиться на повітрі. Сходинкове гартування зменшує напруги, появу коробління та тріщин.

Ізотермічне гартування (рис. 8.4б) виконується по тій же схемі як ісходинкове, але витримування в охолоджуючому середовищі, при якому відбувається перетворення аустеніту на бейніт, більш тривале. Охолоджуюче середовище - це розплави солей або лугів після яких виробу далі охолоджуються на повітрі. Ізотермічне гартування застосовують для легованих сталей, конструкційних з метою підвищити міцність, інструментальних – підвищити зносостійкість та пластичність.

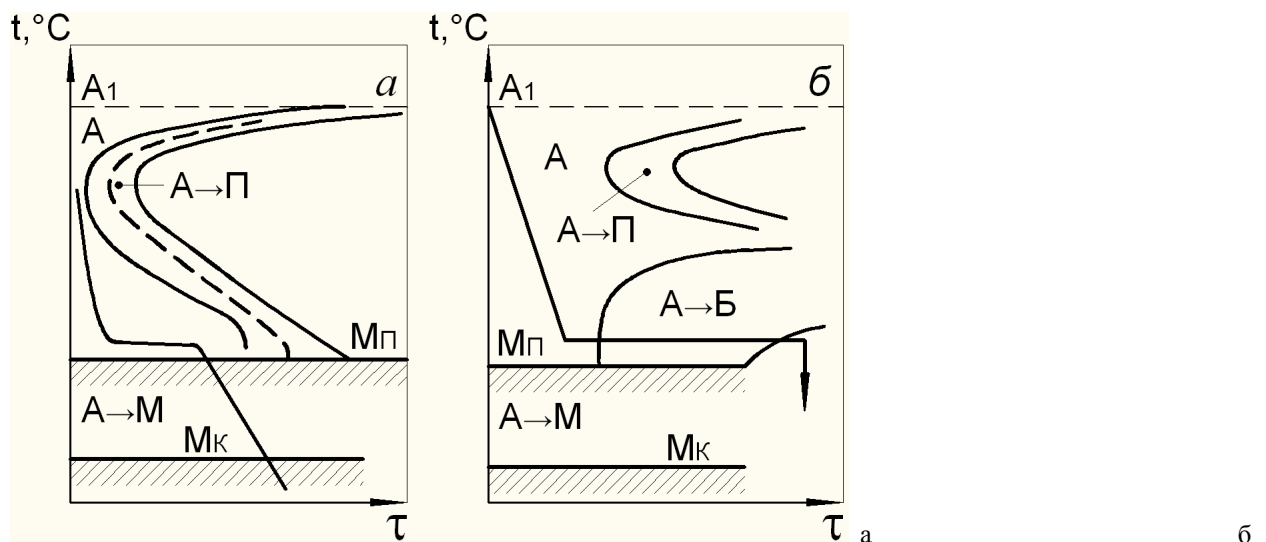


Рис. 8.4. Схема гартування: а-сходинкове гартування вуглецевої сталі; б-ізотермічне гартування легованої сталі.

При гартуванні з самовідпуском нагрітий виріб занурюють в воду або масло і швидко виймають, що охолодились лише поверхня або частина виробу. Тепло, що залишилось в тій частині виробу, ще не охолоджувалось, нагріває виріб. Надалі виріб охолоджується в воді. При цьому загартована частина виробу відпускається. Утворюється структура мартенситу відпуску або продукти розпаду мартенситу. Гартування з самовідпуском застосовують для зменшення внутрішніх напружень, як заміну низькому відпуску, для місцевого гартування при поверхневому зміцненні.

Гартування з обробкою холодом дозволяє усунути залишковий аустеніт, стабілізувати розміри виробу, підвищити зносостійкість та твердість. Охолодження виконують в інтервалі температур початку і кінця мартенситного перетворення, але до температур нижче 08С. Одразу після обробки холодом виконують низький відпал.

Обробку холодом призначають для вимірювального інструменту, пружин, виробів з цементуємих високолегованих сталей.

Загартовуваність і прогартовуваність сталі

Загартовуваність - це здатність сталі підвищувати твердість після гартування. Загартованість визначається вмістом вуглецю в сталі. Чим його більше, тим його твердість більша. Легуючі елементи не суттєво впливають на загартованість.

Прогартуваність - це здатність сталі отримувати загартований шар із структурою мартенситу або троосто-мартенситу з високою твердістю на певну глибину.

Прогартуваність залежить від стійкості переохолодженого аустеніту, і як наслідок, від критичної швидкості охолодження. Тим більша швидкість прогартуваного аустеніту, тим сильніша критична швидкість охолодження при гартуванні і тим більша прогартуваність.

Основні чинники, що впливають на стійкість переохолодженого аустеніту - хімічний склад сталі, величина спадкового зерна, нерозчинні в аустеніті включення.

Леговані сталі мають більшу прогартуваність ніж вуглецеві, тому що всі легуючі елементи (крім кобальту) збільшують стійкість переохолодженого аустеніту і відповідно, прогартуваність.

Прогартуваність крупнозернистих сталей вища ніж у дрібнозернистих.

При гартуванні центри перетворення з'являються на межах зерен аустеніту. Загальна довжина зерен в одиниці об'єму в крупнозернистих сталях менша ніж у дрібнозернистих, тобто центрів перетворення буде менше, а стійкість переохолодженого аустеніту більша.

Нерозчинні в аустеніті включення, а саме карбіди, оксиди, інтерметаліди та неметалічні включення, є додатковими центрами перетворення аустеніти. Це сприяє зниженню стійкості переохолоджень аустеніти і зниженню прогартуваності.

При наскрізній прогартуваності сталі мають однакові механічні властивості по всьому перерізу, і навпаки, нескрізна прогартуваність є причиною змінню механічних властивостей.

При нескрізній прогартуваності твердість зменшується від поверхні до середини прогартуваного виробу.

За глибину загартованого шару приймають відстань від поверхні до зони, що складається з 50% мартенситу гартування та 50% троститу гартування. Глибину напівмартенситної зони визначають по твердості, яка залежить від концентрації вуглецю в сталі.

Характеристика прогартуваності – це критичний діаметр – найбільший діаметр деталі, в центрі якої після гартування в певному охолодженому середовищі утворюється напівмартенситна зона. Як відомо, масло охолоджує повільніше, ніж вода, тому і критичний діаметр прогартуваності при гартуванні в маслі менший, ніж при гартуванні в воді.

Щоб уникнути залежності від охолоджуючого середовища при визначенні прогартуваності, користуються поняттям ідеального критичного діаметру. Це найбільший діаметр циліндричного виробу, що прогартувався з ідеальною швидкістю (з необмежено високою швидкістю) від температури гартування до кімнатної. Величину ідеального критичного діаметру використовують при обиранні режиму термічної обробки, що забезпечує наскрізне гартування.

Прогартуванні сталі визначають експериментально методом торцевого гартування.

Стандартний зразок гартують в спеціальному пристрої. Швидкість охолодження зменшується від торця до середини, також змінюється структура і твердість сталі. По змінненню твердості і відстані від торця будують відповідні криві. Але прогартуваність однієї і тієї ж сталі залежить від хімічного складу і величини зерна, тому прогартуваність кожної сталі оцінюють смугою прогартуваності, яка дозволяє визначити критичний діаметр.

Внутрішні напруження та дефекти при гартуванні

Внутрішні напруження, що з'являються при гартуванні, поділяють на теплові та структурні.

Теплові напруження (або напруження 1 роду) виникають внаслідок нерівномірного охолодження поверхні та середини виробу, тобто вони обумовлені градієнтом температур по перерізу виробу.

Структурні напруження (напруження 2 роду) виникають між різними фазами, внаслідок різних коефіцієнтів лінійного напруження.

Структурні напруження 3 роду виникають в об'ємах елементарних кристалічних комірок, наприклад, наявність чужорідного атому в твердому розчині створює викривлення кристалічної ґратки.

Теплові та структурні напруження виникають в процесі гартування і від їх співвідношення на поверхні загартованого виробу залежить утворення залишкових напружень розтягування або стиснення.

Найбільш небезпечні розтягуючі напруження, які виникають за рахунок структурних напружень і, якщо матеріал має низьку пластичність призводять до появи тріщин. Для зменшення структурних напружень потрібно запобігти перегріву сталі і зменшити швидкість охолодження при температурах нижче температури початку мартенситного перетворення.

Основні дефекти гартування:

- окислення та зневуглецювання, для запобігання цих дефектів виробу нагрівають в соляних ваннах або розплавленому металі і застосовують нагрівальні пристрої з захисними контрольованими атмосферами;

- перевитримування та перегрів призводять до зростання аустенітного зерна і, як наслідок, утворення крупно-голчатого мартенситу, що сприяє появі крихкого злому і тріщин. Ці дефекти усуває повторне гартування.

- недостатні твердість і міцність виникають при порушенні режимів гартування (низька температура нагріву, недостатнє витримування або недостатньо інтенсивне охолодження). Для усунення цього дефекту використовують відпал і повторне гартування з дотриманням правильних режимів термічної обробки;

- тріщини утворюються по закінченню охолодження. Схильність до утворення тріщин зростає при збільшенні концентрації вуглецю, підвищенні температури і швидкості охолодження при гартуванні. Для запобігання утворення тріщин потрібно зменшити швидкість охолодження в інтервалі температур початку і кінця мартенситного перетворення, застосувати сходинокве гартування або гартування в двох охолоджуючих середовищах, виконувати відпуск відразу після гартування;

- деформація та короблення (несиметрична деформація або поводка). Деформація виникає внаслідок теплових та структурних напружень. Короблення з'являється при нерівномірному та високому нагріванні, при гартуванні, великій швидкості охолодження в інтервалі температур мартенситного перетворення довгих та тонких виробів. Для

зменшення короблення такі вироби охолоджують в спеціальних пристроях. Деформацію зменшують застосовуючи сходинокве або ізотермічне гартування.

Поверхнєве гартування

Поверхнєве гартування використовують з метою отримати високу твердість, а також зносостійкість, межу витривалості поверхнєвого шару, зі збереженням в'язкої, незагартованої середини виробу.

При поверхнєвому гартування на визначену глибину загартується тільки поверхнєвий шар, а середина виробу залишається незагартованою.

Мета - поверхнєвого гартування – підвищення твердості, стійкості, межі витривалості поверхні виробу, в той час як його середина залишається в'язкою і сприймає ударні навантаження.

Існує декілька способів гартування:

- з індукційним нагріванням;
- з газополум'яним нагріванням;
- з нагріванням лазером.

Індукційне нагрівання відбувається в наслідок теплової дії струму, що індукується в деталі, розташованій в магнітному полі.

Виріб встановлюють в індуктор (соленоїд). Це один або декілька витків порожньої мідної трубки, що охолоджується водою. Змінний струм протікає через індуктор і утворює змінне магнітне поле. В результаті індукції в поверхнєвому шарі з'являються вихрові струми і відбувається виділення тепла. Струм проходить по поверхні виробу, це явище називають поверхнєвим ефектом.

Глибина проникнення струму збільшується з підвищенням температури і значно збільшується при температурі вище точки Кюрі (768 8С) внаслідок зменшення магнітної проникності при переході сталі з феромагнітного в парамагнітний стан. Одночасно зменшується швидкість нагрівання і це потрібно враховувати при встановленні режиму нагрівання.

При збільшенні глибини загартованого шару потрібно зменшувати частоту струму, зазвичай для шару від 2-5 до 5-8 мм використовують частоту 2,5-8 кГц.

Як джерело електроживлення використовують машинні генератори з потужністю 60-1000 кВт.

Після гартування з індукційним нагріванням проводять низький відпуск, інколи самовідпуск.

Гартування з газополум'яним нагріванням призначають для великих виробів - валів, прокатних валків. Поверхню деталі нагрівають газовим полум'ям, що має високу температуру 2400-31508С. Внаслідок підводу великої кількості тепла поверхня швидко нагрівається до температури гартування, а середина нагрітися не встигає. Після цього проводять швидке охолодження. Товщина загартованого шару 2-4 мм з мартенситною структурою, всередині - структура тростито-мартенситу.

Поверхнєве гартування при застосування лазерів ґрунтується на перетворення енергії світла в теплову енергію. Для цього в промисловості, як правило, використовують CO₂ – лазери неперервної хвильової дії.

Під дією лазерного випромінювання поверхня металевого виробу нагрівається до високих температур за лічені доли секунди. Після дії випромінювання відбувається гартування нагрітої поверхні виробу завдяки інтенсивному тепловідводу в середині виробу. Для збільшення ефекту гартування і зменшення відбивної здатності металевої поверхні, на неї наносять плівки сульфідів, фосфатів, сажі та інші метали і фарби.

При поверхнєвому гартуванні використовують лазери імпульсної та неперервної дії. Зона лазерної дії має форму круга при обробці імпульсними лазерами і форму смуги при нагрівання лазером неперервної дії. При обробці потрібно сканувати промінь з перекриттям або без перекриття зон зміщення. В результаті перекриття зон дії лазера утворюються ділянки багаторазового нагрівання і ділянки, де нагрів був нижче Ас₁, зі зниженою твердістю. Товщина загартованого шару складає декілька десятих міліметрів.

Найбільш ефективні лазери неперервного випромінювання. Вони забезпечують більш рівномірне гартування. Щоб запобігти утворенню зон відпуску, смуги лазерної дії наносять на деякій відстані одну від одної.

Товщина загартованого шару залежить від потужності лазера. Чим вона вище, тим менші діаметр плями, де відбувається взаємодія, і швидкість переміщення променя, тим більша товщина

загартованого шару. При різних потужностях лазерного випромінювання нагрівання відбувається з розплавом металу на поверхні і без нього.

При відсутності оплавлення поверхні виробів товщина шару складає декілька міліметрів, при наявності оплавлення товщина загартованого шару дещо більша.

В розрізі загартованого шару середньовуглецевої сталі існують зони – плавлення, що складається з дендритів, мартенситу; термічного впливу, верхня межа якої - насичений азотом (з повітря) мартенсит, а нижня – зона неповного гартування, що складається з мартенситу та фериту; відпуск, зі зменшеною твердістю. За останньою зоною іде вихідна незагартована структура.

Лазерне гартування – зручний метод для зміцнення виробів складної форми, для яких гартування іншими методами ускладнене.

Відпуск сталі.

Відпуск сталі – це фінішна термічна обробка, яка виконується після гартування і складається з нагрівання сталі до температури нижче A_{c1} витримування при певній температурі і охолодження, як правило, на повітрі.

Розрізняють три види відпуску:

Низькотемпературний відпуск (низький), виконують при температурах 150-250 °С, звичайна тривалість витримування 1,5-3 години. Під час низького відпуску мартенсит гартування (тетрагональний) перетворюється в мартенсит відпуску (кубічний), знімаються внутрішні напруження і зменшується твердість. Низький відпуск застосовують для вимірювального та ріжучого інструменту з вуглецевих або легованих сталей з метою стабілізації розмірів, а також після цементації.

Середньо температурний відпуск (середній) виконують при температурах 350-500 °С. В результаті утворюється структура троститу відпуску – дисперсна ферито-цементитна суміш із зернистим цементитом. Середній відпуск застосовують для ресор, пружин, штампів.

Високотемпературний відпуск (високий) проводять при температурах 500-700 °С, при цьому повністю знімаються внутрішні напруження і утворюється структура сорбіту відпуску – феритної основи та сфероїдизованих частинок цементиту. Високий відпуск застосовують для виробів з вуглецевих та легованих сталей, що працюють в умовах підвищених та динамічних навантажень (вали, осі).

Після гартування з високим відпуском сталь має міцність, пластичність ті ударну в'язкість більш високі ніж після відпалу, тому цей комплекс термічної обробки називають поліпшенням.

Відпуск в інтервалі температур 250-350 °С є забороненим, тому що з'являється крихкість сталі, обумовлена змінням об'єму при перетворенні залишкового аустеніту, що має менший об'єм, в мартенсит відпуску з більшим об'ємом. Крім того, відбувається нерівномірний розпад мартенситу гартування, цементит утворюється інтенсивніше на межах зерен, ніж в середині зерна, де дифузія протікає повільно. Цей процес називають відпускнуою крихкістю 1 роду, яка спостерігається як в вуглецевих, так й в легованих сталях, незалежно від швидкості їх охолодження. Крихкість 1 роду незворотня, тому що її неможливо усунути повторним нагріванням до тієї самої температури. Для зниження крихкості, тобто підвищення ударної в'язкості проводять повторний відпуск при більш високій температурі, наприклад, вище 400 °С. Але відпуск при температурах 250-350 °С призначають для пружин та ресор, тому що процеси в цьому інтервалі температур забезпечують високу межу пружності, що є важливою властивістю вищевказаних виробів.

Відпускна крихкість 2 роду спостерігається в сталях, що мають підвищений вміст фосфору та карбідоутворюючих легуючих елементів, а саме, хрому, марганцю, кремнію.

Під час повільного і тривалого охолодження з температур відпуску 450-650 °С відбувається накопичення на межах зерен частинок карбідів, нітридів, фосфідів, які можуть привести до руйнування міжзеренних з'єднань. При швидкому охолодженні з температур відпуску частки сказаних сполук знаходяться в твердому розчині і крихкість не виникає. Відпускна крихкість 2 роду зворотня і усунути її можна повторним відпуском, але при більш високих температурах, меншою тривалістю витримування і прискореним охолодженням.

Гартування без поліморфного перетворення.

Гартування без поліморфного перетворення складається з нагрівання сплавів до температури розчинення надлишкових фаз, витримування та швидкого охолодження з метою зафіксувати при низькій температурі стан сплаву, притаманний високим температурам. При цьому утворюються пересичені тверді розчини. Температура гартування повинна забезпечити

найбільш повне розчинення надлишкових фаз в матричній фазі, наприклад, карбідів в аустеніті, CuAl_2 при гартуванні його сплавів. Тривалість витримування обирають такою, щоб процеси розчинення відбулись повністю. Швидкість охолодження повинна бути вище критичної. В цьому випадку критичною швидкістю гартування називають швидкість охолодження, що запобігає розпаду пересиченого твердого розчину.

Таку термічну обробку застосовують для одержання гомогенної будови.

Старіння

Старіння це термічний процес зміння властивостей загартованих сплавів, що мають структуру пересиченого твердого розчину, без помітного зміння внутрішньої будови. Нерівноважна структура пересиченого твердого розчину може утворюватись після гартування, швидкого охолодження при відпуску або в результаті холодної пластичної деформації, ому розрізняють два види старіння: термічне та деформаційне.

Термічне старіння здійснюють нагріванням сплавів до певної температури, витримуванням и подальшим охолодженням, при цьому відбувається розпад пересиченого твердого розчину з видаленням надлишкового компоненту у вигляді дисперсних скупчень.

Твердість і міцність сплавів збільшується, пластичність, ість зменшується, тому цей процес ще називають дисперсійним зміцненням, тому що дисперсні частки, виділені з пересиченого твердого розчину гальмують дислокації. Старіння, що відбувається в умовах кімнатної температури, називають природним, а в умовах підвищених температур-штучним. Температура штучного старіння-200-300°C, тривалість залежить від хімічного складу сплавів.

Деформаційне старіння відбувається 15-16 діб при кімнатній температурі і декілька хвилин при температурі 200-350°C. В процесі холодної пластичної деформації окремі об'єми сплаву пересичуються одним з компонентів, а в процесі витримування відбувається виділення дисперсних часток. В сплавах, наприклад, в сталях, одночасно можливе протікання термічного та деформаційного старіння.

В умовах експлуатації можливе нагрівання сплаву, яке визиває коагуляцію виділених дисперсних часток і зменшення твердості. Мета старіння отримати рівень властивостей, що лишається незмінним під час експлуатації. Таке старіння називають стабілізацією.

Термомеханічна обробка

Термомеханічна обробка є комбінованим методом, що передбачає пластичне деформування і термічну обробку з метою отримати структури з оптимальним комплексом властивостей. Формування структури відбувається в умовах підвищеної густини дислокацій та їх оптимального розповсюдження в сталі, обумовлених умовами гарячої деформації.

При високотемпературній термомеханічній обробці сталь нагрівають до аустенітного стану, тобто вище A_{c3} витримують, деформують при температурі вище температури рекристалізації (ступінь деформації 20-30%) і охолоджують зі швидкістю вище критичної. Після обробки виконують низький відпуск.

При низькотемпературній термомеханічній обробці сталі нагрівають вище A_{c3} витримують і деформують при температурах стабільності аустеніту (нижче A_{c1} , але вище початку мартенситного перетворення, тобто нижче температури рекристалізації) зі ступінню деформації 75-95%, надалі охолоджують з критичною швидкістю. Фінішна обробка – низький відпуск.

В результаті термомеханічної обробки одночасно з підвищенням міцності зростають пластичність та опір руйнуванню.

Іноді обробку за режимом низькотемпературної термомеханічної обробки називають аусформінгом, тому що аустеніт деформують в метастабільному стані. Цю обробку застосовують для деталей із значною стабільністю аустеніту, що потребує спеціального обладнання, тому що аустеніт при температурах 450-550°C має найбільший опір деформації.

Ізоформінг – це термомеханічна обробка, що передбачає нагрівання сталі вище A_{c3} , після витримування і охолодження до температури, що відповідає найменшій стабільності переохолодженого аустеніту і деформування під час усього процесу розпаду аустеніту, а не тільки перед початком процесу.

Механіко-термічна обробка передбачає спочатку перетворення, а потім деформування. Обробка мартенситу після гартування деформуванням на 3-5% підвищує його міцність і називається марформінгом.

Тема 2.1.6. Технологія термічного оброблення.

Поверхнєве гартування. Відпуск сталей. Старіння.

Хіміко-термічне оброблення сталей та сплавів.

Механізми і способи хіміко-термічного оброблення.

Типи хіміко-термічного оброблення, режими та призначення.

РОЗДІЛ 9. ХІМІКО-ТЕРМІЧНА ОБРОБКА МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ

Фізико-хімічні основи поверхневої обробки

Зміцнення поверхневих шарів виробів, що полягає у використанні недорогого і недефіцитного сплаву як базового матеріалу з наступною хіміко-термічною обробкою його поверхні, набуло значного поширення. Основні переваги хіміко-термічної технології - можливість ефективної зміни властивостей поверхневого шару за рахунок його хімічного складу, створення бажаного поєднання властивостей поверхні та серцевини виробу. Це досягається дифузійним насиченням поверхневого шару будь-яким елементом в атомарному стані, що може розчинятися в базовому матеріалі. Обробка забезпечує підвищення рівня зносостійкості деталей машин головним чином через збільшення твердості поверхневого шару, а виникнення в ньому високих залишкових напружень стиску сприяє підвищенню опору втомі. Окремі види хіміко-термічної обробки підвищують стійкість до корозії як за нормальних, так і за високих температур.

Дифузійне покриття при ХТО формується в ізотермічних умовах в штучно створених середовищах при прямому або непрямому контакті поверхні виробу з металом покриття в умовах, які забезпечують хімічний контакт. Температура та активне середовище обумовлюють протікання таких процесів, які потрібні для одержання покриття:

1. Активація поверхні, очищення її від поверхневих плівок, які перешкоджають хімічній адсорбції та дифузії насичуючого елемента. Це досягають розчиненням плівок основним або довоколишнім середовищем та активаторами.

2. Хімічна адсорбція атомів насичуючого металу на поверхню виробу. Вона проходить з пониженням поверхневої енергії насичуючого металу; може визначатися реакціями відновлення молекулярних сполук, які містять насичуючий елемент з атомами поверхні, змочуванням, твердофазною взаємодією, адсорбцією із парової фази або вакууму тощо.

3. Гетеродифузія на межі адсорбований насичуючий метал - поверхня виробу. Вона може мати одно- або взаємно напрямлений характер дифузії компонентів металу, що покривається, і адсорбованих атомів. Визначаючими чинниками є межа в міжфазних хімічних потенціалах, температурні умови. Характер дифузії визначають різницею хімічних потенціалів і кінетичним параметром.

Дифузійні процеси на зовнішній міжфазній межі в початковий період насичення призводять до утворення твердих розчинів, концентрація елементів в яких збільшується в процесі взаємодії. Після досягнення межі розчинності наступний етап насичення супроводжується перебудовою вихідної ґратки в ґратку нової фази. Крім енергії активації дифузії, потрібно враховувати енергію активації цього процесу перебудови. Через те, що кінетика швидкості хімічної реакції на міжфазній межі більша від швидкості проходження процесу твердофазної дифузії, розглядають умови і чинники, які забезпечують її протікання. В результаті одержують щільні, високоякісні за структурою покриття. Твердофазну дифузію під час одержання покриття можна, переважно, охарактеризувати трьома стадіями:

1. На першому етапі за рахунок взаємної поверхневої дифузії компонентів основного і насичуваного металів утворюється шар однакової концентрації. За достатньої активності та адсорбції, встановлюється динамічна рівновага;

2. На другому етапі проходить гранична дифузія, яка обумовлена структурою металу, що насичується;

3. Третій етап - об'ємна дифузія.

Протікання дифузії на цих етапах обумовлює формування в поверхневих шарах насичуваного металу зони з визначеним складом і концентрацією дифундуючих елементів та відповідною міжфазною границею. Структура зон, їхня товщина і розміщення є критеріями, які характеризують результати одержання дифузійних покриттів за хіміко-термічної обробки. Ці критерії, переважно, визначають складом і активністю зовнішнього середовища, температурою, тривалістю насичення і швидкістю послідуєного охолодження.

Розподіл компонентів у дифузійному шарі у випадку насичення металу А металом В, можна визначити на підставі діаграми двокомпонентної системи (рис. 9.1, а). Існування фаз характеризується співвідношенням термодинамічних потенціалів за визначених тисків, температури й концентрації. За $P = \text{const}$ і температурі T_H , термодинамічний склад моля розчину визначеного складу C_p буде: $Z_p = Z_a \cdot C_a + Z_b \cdot C_b$,

де Z_a , Z_b , C_a , C_b - термодинамічні потенціали і концентрація компонентів А, В. Якщо в точці, яка характеризує склад розчину (залежність $Z=f(c)$, див. рис. 9.1, б), провести дотичну, то на осях А і В їх пересічення буде відповідати значенню хімічного потенціалу компонентів у розчині.

Порівняно з хімічним потенціалом чистого компонента (μ_0^A і μ_0^B) у цих умовах (C_p , T_H) хімічний потенціал компонентів у розчині буде відрізнятися на величину:

$$\Delta\mu_A = \mu_0^A - \mu_p^A = -kT \ln a_A$$

$$\Delta\mu_B = \mu_0^B - \mu_p^B = -kT \ln a_B,$$

де a – активність компонента в розчині.

За температури T_H (див. рис. 9.1, а) у твердому стані залежно від концентрації на ділянці АСме стійким є розчин α , на ділянці СмеСн - суміш $\alpha+\beta$ і на СнВ - розчин β . Зміна хімічного потенціалу компоненту В зі збільшенням концентрації від 0 до 100 % при T_H і залежності $Z=f(c)$ зображена на рис. 9.2, а.

Якщо процес адсорбції протікає інтенсивно і швидкість дифузії невелика, то за короткий час (інкубаційний період) утворюється обмежена концентрація Сп.к. (див. рис. 9.2, б). У загальному випадку в процесі насичення концентрація в поверхневому шарі може бути змінною. Збільшення товщини

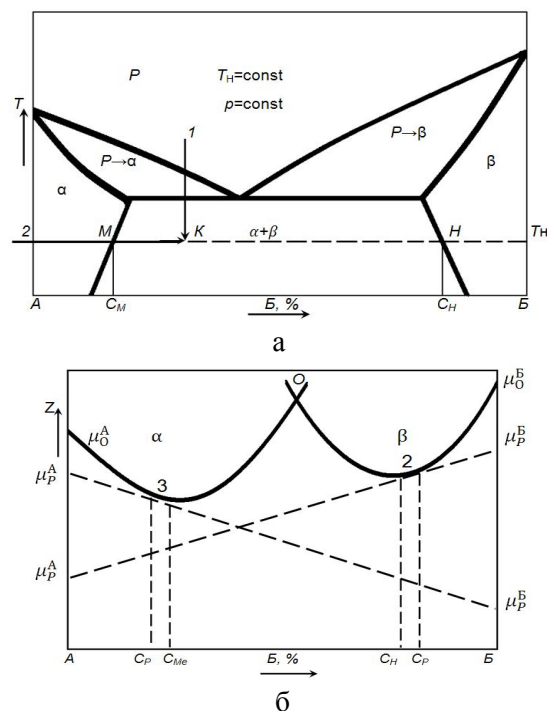


Рис. 9.1. Діаграма стану двокомпонентної системи евтектичного типу (а) і термодинамічний потенціал твердих розчинів за температури T_H (б)

покриття в часі залежить від градієнта хімічного потенціалу по глибині дифузійної зони і характеризується ефективним коефіцієнтом дифузії. В початковий період градієнт значний і товщина покриття швидко зростає. Із зменшенням градієнту, товщина зростає повільніше.

Оцінка можливого складу дифузійного покриття на підставі діаграм стану може бути тільки орієнтовною, в зв'язку з багатоконпонентністю сталей і сплавів. Особливо в присутності С і В, очікуваний склад покриття не відповідає отриманому. Домішки з дифундуючими елементами утворюють тверді розчини або сполуки.

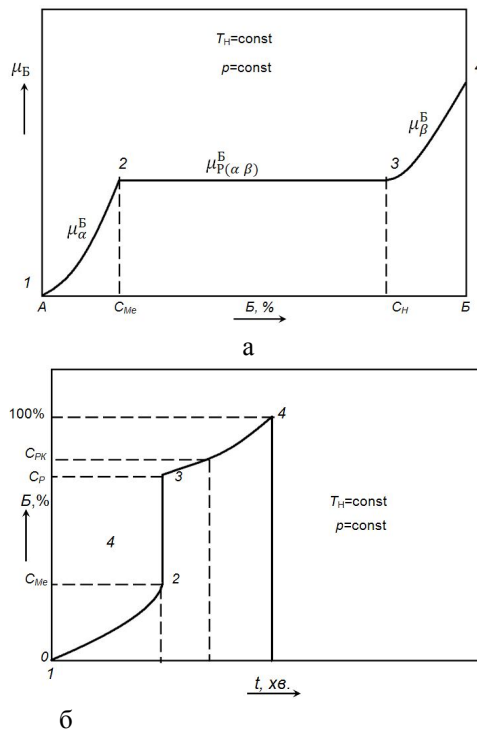


Рис. 9.2. Діаграми зміни хімічного потенціалу компонента Б залежно від концентрації (а) і концентрації в поверхневих шарах залежно від часу насичення (б)

Другою умовою є співвідношення розмірів між атомами металу матриці і покриття. Під час дифузії атомів з меншим діаметром від атомів розчинника чи з різницею не більше 15-16%, виникають напруження в кристалічній ґратці. За великих співвідношень кристалічна ґратка втрачає стійкість.

Основним чинником для протікання дифузійного насичення є також температура, яка має забезпечувати теплове переміщення атомів. При цьому можна сформувати покриття значної товщини за порівняно невеликий проміжок часу. Товщина покриття вибирається з врахуванням умов експлуатації, оскільки глибина дифузійної зони впливає на міцність, зносостійкість та корозійні характеристики системи основний метал - покриття.

Отже, для успішного протікання дифузійного процесу в твердій фазі під час одержання покриттів потрібні такі основні умови:

1. Наявність градієнта міжфазних хімічних потенціалів насичуючого елемента в активному середовищі й в насичуваному металі.
2. Атомний діаметр насичуючого елемента не має пере-ищувати атомний діаметр насичуваного металу більше ніж на 15%;
3. Елементи, які утворюють покриття, мають бути взаємно розчинними або забезпечувати протікання реактивної дифузії;
4. Забезпечення температури, при якій можна одержати покриття значної товщини.

Способи ХТО дифузійним насиченням

Дифузійне насичення поверхні металевих виробів відноситься до ділянки ХТО, в процесі якої деталі нагріваються в штучно створеному середовищі, вистояють протягом визначеного часу та охолоджують.

Склад і структура покриття залежить від складу зовнішнього середовища і можливостей зміни складу і структури металу під дією температури. Правильний вибір середовища дає змогу отримати очікуваний склад покриття за мінімальної температури. Остання є важливим чинником, оскільки небажані зміни в складі і структурі сплаву будуть мінімальними. В зв'язку з цим методи одержання покриття класифікуються з врахуванням активності фізико-хімічних середовищ.

Г.М. Дубінін запропонував таку класифікацію методів поверхневої обробки:

- 1) насичення з твердої фази (твердофазний метод);
- 2) насичення з рідкої фази (рідкофазний метод);
- 3) насичення з газової фази (газофазний метод);
- 4) насичення з парової фази (парофазний метод).

Насичення з твердої фази. При цьому методі насичення виробу контактують з дифундуючим елементом, що знаходиться в твердій фазі. Переважно використовують подрібнені чисті метали або феросплави у вигляді порошку і кусочків. Оскільки процес насичення проводиться за високих температур, для усунення спікання і налипання порошку на поверхню виробу використовуються інертні наповнювачі: оксид алюмінію, оксид цинку, шамот, кварцовий пісок тощо. Надходження дифундуючого елемента в поверхневі шари проходить тільки крізь поверхню контакту металів у твердій фазі. На цій поверхні потрібним контакт між металом виробу і металом покриття. Швидкість утворення та якість покриття залежить від поверхні контакту. Дрібніший порошок забезпечує більшу поверхню контакту. При цьому товщина покриття стабільніша.

Цей метод використовують, коли потрібно провести насичення елементами, пружність парів яких значно нижча від пружності пари насичуваного металу. Його проводять на залізі, хромонікелевих сталях і сплавах, насичених ніобієм, молібденом, вольфрамом, танталом.

Перевагами методу є простота процесу, а недоліком -приварювання часточок до насичуваної поверхні.

Насичення з рідкої фази. За даного виду насичення дифундуючий елемент може знаходитись у таких станах:

- 1) у розплавленому стані з нанесенням покриття на конструкційні метали і сплави легкоплавкішими металами (Al, Zn, Pb, Cu, Cd, Sn);
- 2) у хімічних сполуках - розплави солей насичуваних металів у суміші з іншими шарами або в розчинах солей у вільному стані;
- 3) у розчині інших легкоплавкіших металів, які не можуть проникати в тверду фазу металу внаслідок дифузії (Li, Na, Rb, Ca, Bi й ін.).

Типовим прикладом використання першого варіанту є гаряче цинкування та алітування в розплавах. Гаряче цинкування в розплавленому цинку при $T=430-460$ °С протягом декількох хвилин забезпечує товщину шару 0,02-0,03 мм. Для запобігання окислення цинку на поверхню розплавленої ванни наноситься шар флюсу – низькотемпературні суміші солей.

Суть рідинного алітування полягає в насиченні з розплаву металевого алюмінію або розплаву на його основі. Атоми алюмінію хемосорбуються на поверхні виробу й дифундують в об'єм металу, утворюючи багатшарове за складом покриття ($T=700-800$ °С, час 1-45 хв.). Цей метод простий і швидкоплинний, він дає змогу обробляти деталі будь-якої конфігурації, розмірів, а також внутрішні поверхні. Недоліком є локальне розчинення поверхні й налипання на ній алюмінію. Для їхнього усунення використовують інгібування ванни добавками розплавів солей. Наприклад, для алюмінієвої ванни вводять 6-8 відсотків заліза.

Насичення в середовищах із розплавів солей проводиться при одержанні покриттів на основі бору, хрому та алюмінію. Для одержання потрібного складу насичуючого середовища

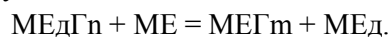
використовується суміш солей. Насичення проводиться при ізотермічній витримці в ванні без електролізу або з ним.

У тиглі з жоромічної сталі розплавляють сіль або її суміш. Виріб слугує катодом. Як анод використовують графітовий або вугільний стрижень.

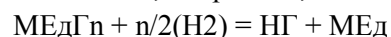
Склад дифузійних шарів і структура покриття під час насичення в розплавах солей залежить від багатьох чинників: складу ванни, режиму електролізу, температури, тривалості процесу.

Насичення з газової фази. Метод ґрунтується на одержанні дифузійного елемента в атомарному стані з газової фази. При цьому можливі декілька технологічних варіантів.

1. Взаємодія газової фази, яка містить дифундуєчий елемент у вигляді хімічної сполуки з поверхнею насичуваного металу. В результаті реакцій відновлення відбувається одночасна хемосорбція металу, що утворює покриття. Як сполуки, що містять дифузійний елемент, використовують галогеніди металу:

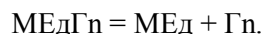


2. Взаємодія за участю газу-відновника, наприклад, водню:



Водень водночас активізує поверхню металу, очищає його від окисних плівок, допомагає протіканню хемосорбції насичуючого елемента на поверхні.

3. Осадження дифундуєчого металу, яке відбувається в результаті термічного розкладу галогенідних сполук:



У цих реакціях MEд - метал (дифузент) у сполуці або в атомарному стані;

Г - галоген; ME - метал виробу; n, m, t - цілі числа, які визначають складом сполуки.

Газофазний метод найширше використовують у виробничих умовах. Технологічно метод реалізують двома способами: 1) контактним (у порошкових сумішах); 2) неконтактним. У першому випадку вироби упаковують в одинарному або в подвійному контейнері, який герметизують або не герметизують в атмосфері печі.

У другому способі (неконтактному насиченні) активна газова фаза утворюється на визначеній відстані від виробу і насичення відбувається внаслідок підведення реакційного газу до виробу.

Нині способи газофазного насичення постійно удосконалюють. Розроблені та оправдали себе: насичення в газових середовищах з використанням тліючого розряду в умовах низькотемпературної плазми, циркуляційний спосіб з використанням швидкого нагріву СВЧ або електроудару, за одночасної дії мікропластичної деформації та імпульсного іскрового пробою в газовому середовищі.

Насичення з парової фази. У цьому методі насичення дифундуєчий елемент подають до поверхні виробу з парової фази, яка утворюється під час нагрівання металу або сплаву, що містить цей метал. Пари металу адсорбуються на поверхні виробу і в результаті високої температури останнього утворюється хімічна сполука. Метод реалізується контактним і неконтактним способами. За контактного способу випаровування металу проходить у реакційному середовищі поблизу від місць контактування порошку дифундуєчого металу з поверхнею виробу. За неконтактного способу випаровування проходить на деякій відстані від насичуваної поверхні.

Товщина дифузійних покриттів залежить від двох основних чинників: тиску парів дифундуєчого металу й швидкості дифузії елементів у виріб.

Цементация.

Це процес насичення поверхні сталей і сплавів вуглецем для отримання високої поверхневої твердості, зносостійкості, втомної міцності тощо.

Залежно від умов експлуатації виробу глибину дифузійного шару обирають у межах 0,1...0,3 мм для невеликих і 0,5...2,0 мм для середніх за розмірами деталей. Цементации підлягають вуглецеві та леговані сталі з умістом вуглецю 0,1...0,35 %.

Розрізняють такі методи цементації: 1) насичення з газових середовищ; 2) насичення з твердих карбюраторів; 3) цементація із паст; 4) рідинна цементація.

Температура процесу залежно від методу цементації становить 880...1000 °С.

Газова цементація. Газове насичуюче середовище на основі СО-СО₂ містить у невеликих кількостях СН₄, Н₂ і Н₂О, які також можуть брати участь у реакціях і пришвидшувати або гальмувати процес науглецювання.

Використання для цементації вуглеводнів забезпечує протікання процесу науглецювання з високою швидкістю. Розклад метану розпочинається вже за 800 °С. Цементація з використанням природного газу забезпечує достатньо високу швидкість насичення.

Великою насичуючою здатністю характеризуються дашавський газ, який містить 98% СН₄. Присутність невеликої кількості вологи кисню і вуглекислого газу не має суттєвого впливу на результати цементації. Більше того, пари води, кисень і вуглекислий газ за температури цементації реагують з метаном і вуглецем, який виділяється під час дисоціації метану і зменшують утворення сажі на поверхні деталей.

Цементація з твердої фази. Цементація із порошкових або зернистих сумішей. Основою всіх твердих карбюраторів є вугілля. Але кожен із видів вугілля має свої недоліки. Деревне вугілля менш активне, але містить мінімальну кількість шкідливих домішок. Кам'яне вугілля (кокс) менше придатне, оскільки воно містить сірку й інші шкідливі домішки. Швидкість цементації в твердих карбюраторах визначається складом газового середовища в контейнері, яке неоднакове під час використання різних карбюраторів.

Об'єм, який займають деталі, становить 30-35 % об'єму контейнера, в якому проводять цементацію. Нагрівати контейнери з упакованими деталями можна будь-якими способами нагрівання - газополуменового, електричного СВЧ й ін. У більшості випадків деталі упаковують у твердий карбюратор, використовуючи як контейнер тигель високочастотної індукційної печі або спеціальні ємності. Це дає змогу підвищити швидкість цементації.

Цементація з паст. Процес полягає в нанесенні на оброблювану металеву поверхню шару речовини у вигляді суспензії, обмазки або шлікера, сушці та подальшому нагріванні.

Вид пасти визначає технологія його нанесення. Нагрівають оброблювані деталі з використанням СВЧ, тепла екзотермічних реакцій, які протікають у композиті під час нагрівання контактним електронагрівом й ін. Товщина шару пасти має бути в 6-8 разів більша від потрібної товщини цементованого шару. Температуру цементації встановлюють у межах 910-1050 °С. Найпоширеніші склади паст для цементації: сода або поташ (Na₂CO₃·K₂CO₃), вуглекислий барій, жовта кров'яна сіль, кокс малозернистий.

Структура цементованого шару вуглецевих сталей складається з трьох зон: заевтектоїдної (перліт + вторинний цементит), евтектоїдної (перліт), доевтектоїдної (перліт + ферит). Концентрація вуглецю в поверхневому шарі становить 0,8-1,1% (рис. 9.3). У процесі цементації легованих сталей утворюється двофазний шар з карбідів (на поверхні) і аустеніту (під ним). Концентрація вуглецю на поверхні досягає 1,8-2,0 .

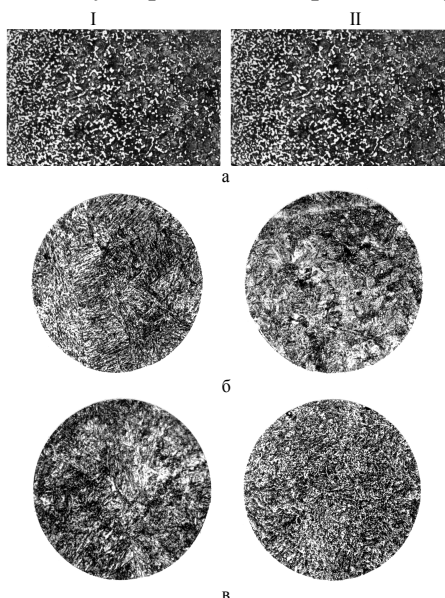


Рис. 9.3. Мікроструктури цементованих сталей 25ХГСТФЮ (I) і 25ХГСТФБ (II): а - дифузійний шар після цементації (x100) дифузійний шар після гартування і низького відпуску (x400); в - серцевина цементованих сталей після гартування і відпуску (x400)

Технічною глибиною цементованого шару зазвичай вважають суму заевтектоїдної, евтектоїдної і половину перехідної (доевтектоїдної) зон, а інколи - частину шару зі структурою (після гартування) - мартенсит (95% + залишковий аустеніт). Поверхнева твердість різних сталей після цементації і термічної обробки досягає 60...65 HRC Цементація суттєво підвищує зносостійкість сталей, якщо

цементований шар має структуру дрібного голкоподібного або скритокристалічного мартенситу з дрібними глобулами карбідів і невеликою кількістю залишкового аустеніту.

Вважається, що підвищення втомної міцності сталі після цементації зумовлено збільшенням значень міцності, плинності і твердості дифузійного шару, а також впливом стискальних напружень першого роду. Границя втоми суттєво підвищується зі збільшенням глибини цементованого шару, досягаючи максимуму за оптимальних товщин 0,4...0,7 мм, а зі збільшенням товщини шару знижується циклічна міцність.

Товщина покриття, склад і вид карбюризатора, а також температурно-часові параметри процесу цементації визначаються головним чином маркою сталі і її термічною обробкою, точністю виготовлення виробу і величиною припуску на механічну обробку (шліфування, доведення, полірування і ін.), габаритами і перетином виробів, умовами експлуатації.

Місцевий захист окремих поверхонь виробів від науглецювання забезпечують припуском на механічну обробку, шаром міді або хрому нанесеного електролітичним способом та використанням спеціальних паст.

Основні структурні дефекти цементованих шарів - аномальність структури, утворення сітки цементиту і залишкового аустеніту.

Азотування - процес поверхневого насичення азотом. У результаті азотування поверхня металу набуває високої твердості (HV 1300) зі збереженням її за довготривалих нагрівань до температур 500-600 °С; великих стискальних напружень, що підвищують опір утомі, високу зносостійкість, корозійну стійкість вуглецевих і низьколегованих сталей, та характеризується незначними деформаціями.

Розрізняють два види азотування:

1. Низькотемпературне азотування проводять за температури нижче від 600 °С у різних насичуючих середовищах. У результаті, незалежно від середовища, переважно дифундує азот, а будова шару визначається діаграмою стану Fe-N. Вуглець (кисень) приймає участь у формуванні поверхневих нітридних зон шару, утворюючи карбонітриди (карбооксиди).

Низькотемпературне азотування проводять у частково дисоційованому аміаку, в сумішах аміаку та азоту, аміаку і попередньо дисоційованого аміаку. Для активації процесу в аміачно-водневу суміш вводять кисень або повітря. Широкого використання знаходять атмосфери на основі частково дисоційованого аміаку і компонентів, які містять вуглець: природний та освітлювальний газ, ендогаз, екзогаз, продукти піролізу триетаноаміну, синтину, гасу, спирту та інші. За рідкого азотування використовують розплави ціанід-ціанатних солей.

2. Високотемпературне азотування проводять за температур вищих від температури евтектоїдного перетворення (600-1200 °С). Цей вид азотування використовують для феритних і аустенітних сталей, тугоплавких металів (титану, молібдену, ніобію, ванадію та ін.

Недоліками процесу азотування слід вважати дуже велику тривалість процесу насичення, а також зниження корозійної стійкості та жаростійкості неіржавійних, кислотостійких і жароміцних сталей.

Азотування широко використовують у різних галузях промисловості. Якщо раніше азотували тільки спеціальні сталі із вмістом алюмінію (38ХМЮА, 35ХЮА), то натеper цьому виду хіміко-термічної обробки підлягають також вуглецеві, низьколеговані, аустенітні та неіржавійні теплостійкі сталі, а також сталі з титаном, високоміцний магнієвий чавун, чавун, легований алюмінієм. Як насичувальне азотовмісне середовище використовують очищений від масла й осушений аміак за робочого тиску 0,25...0,35 МПа. Насичення відбувається за відносно низьких температур (520...620 °С). Азотування провадять методами газового азотування, азотування в рідкому середовищі, азотування в жевріючому розряді.

Після азотування і повільного охолодження до кімнатної температури фази в дифузійному шарі розмішуються в такому порядку від поверхні (рис. 9.4):

$$\xi > (\varepsilon + \gamma) > \gamma' + (\alpha + \gamma) > \alpha + \gamma'_{\text{надл}} > \text{сердцевина}$$

де α - фаза - азотистий ферит - твердий розчин азоту в залізі (кількість азоту в ньому значною мірою залежить від температури: за температури 590°C - 0,10%, за 200°C - 0,004%); γ' - фаза, що існує за концентрації азоту 5,3...5,75% і відповідає нітриду Fe_4N ;
 ϵ - фаза, що існує за різних температур в інтервалі концентрацій азоту 4,35...11,0%; ξ - фаза, що утворюється за вмісту азоту в шарі не менше 11,1% і відповідає нітриду Fe_2N .

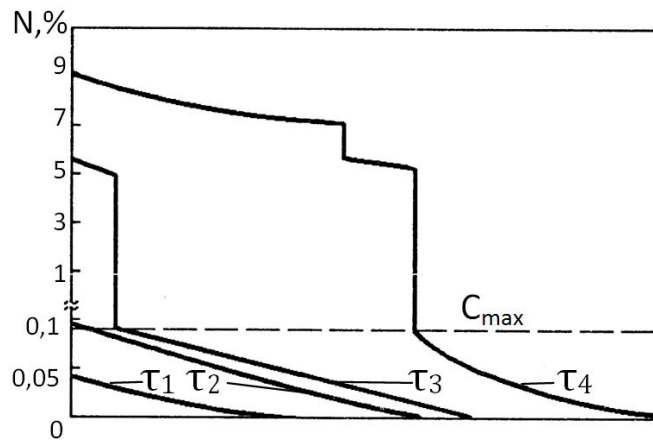


Рис. 9.4. Залежність зміни концентрації азоту по товщині α шару h від часу азотування при температурі нижчій від евтектоїдної

Спочатку на поверхні утворюється шар ненасиченого α -розчину. З часом τ на поверхні досягається концентрація насиченості C_{\max} . Повна товщина α -фази мікроструктурно не виявляється. Звичайно, за товщину шару приймають зону γ' -фази.

Подальше надходження із зовнішнього середовища азоту призводить до пересичення α -фази, так як хімічний потенціал азоту в газовому середовищі вищий, ніж у насиченому α -розчині. Це викликає перекристалізацію $\alpha \rightarrow \gamma'$.

Завдяки дифузії азоту в γ' -фазі, на межі розділу фаз у α -розчині буде зберігатися концентрація насичення. В процесі дифузії шар γ' -фази потовщується, і фронт перекристалізації $\alpha - \gamma'$ переміщується в глибину виробу. Розподіл концентрації азоту по товщині шару для цього періоду формування покриття відповідає кривій 3 на рис. 9.4.

З досягненням межі насичення в γ' -розчині на поверхні утворюються зародки гексагональної ϵ -фази, стійкої за вищих концентраціях азоту.

Двофазні ділянки $\alpha + \gamma'$ і $\epsilon + \gamma'$ утворюються в процесі охолодження під час розпаду α -, γ' і ϵ -фаз.

Під час азотування легованих феритних сталей утворюються ті ж самі фази, що і під час насичення азотом заліза. Але легування змінює склад фаз і температурні межі їхнього утворення.

Отже, властивості азотованого шару визначаються структурою, яка сформувалася в процесі насичення сталі азотом, і перетвореннями, які протікають в аустеніті та фериті під час охолодження.

Підвищення твердості азотованих шарів зумовлюється отриманням дисперсних нітридів і суттєво залежить від температури насичення. Сталі із вмістом термостійких нітридів (Al, Cr, Mo) відзначаються вищою твердістю покриттів (7...12 ГПа) порівняно з конструкційними матеріалами (4-7 ГПа - леговані, 1,8...2,3 ГПа - вуглецеві). Мікроструктуру сталі ШХ15 показано на рис. 9.5, а, а мікроструктуру сталі 65Г - на рис. 9.5, б. Твердість більш легованої сталі ШХ15 вища, ніж сталі 65Г.

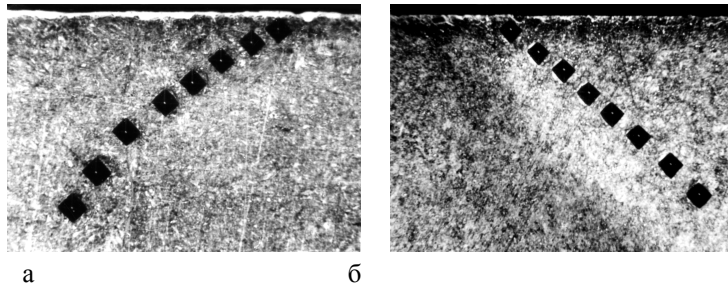


Рис. 9.5. Мікроструктура азотованого шару сталі ШХ15 (а) і сталі 65Г (б), $\times 400$.

Сталі феритного, мартенситного та аустенітного класів піддають азотуванню для підвищення твердості, зносостійкості та ерозійної стійкості. Ці сталі після азотування найбільш широко використовують в енергомашинобудуванні.

Сталі з ГЦК граткою (γ -фаза) азотуються гірше, ніж сталі з ОЦК граткою (α -фаза). Чим вища степінь легованості сталі, тим важче проходить процес азотування.

Для отримання зносостійкого шару феритні та аустенітні високохромисті сталі частіше азотують при 560-600 $^{\circ}\text{C}$.

Азотування збільшує зносостійкість і зменшує коефіцієнт тертя феритних і аустенітних сталей при нормальній і підвищеній температурах. Корозійна стійкість поверхневого шару нержавіючих феритних і аустенітних сталей в результаті азотування погіршується.

При насиченні більшості аустенітних сталей азотування дозволяє одержати шар товщиною не більше 0,12-0,15 мм. Азотування сильно знижує жароміцність сталей.

Азотування широко використовується для підвищення функціональних властивостей тугоплавких металів.

Фазовий склад продуктів азотування титану залежить в основному від температури і складу насичуючого середовища. Дифузійна зона, що утворюється після азотування в середовищі азоту в інтервалі температур 900-1300 $^{\circ}\text{C}$, складається з двох шарів: нітриду титану TiN і α -фази. При підвищенні температури азотування (1400-1600 $^{\circ}\text{C}$) між шаром TiN і α -твердого розчину росте шар нітриду ϵ , який утворюється при охолодженні зразків від температури насичення. Границі всіх трьох шарів рівні (рис. 9.6, а).

Покриття на ванадії після азотування в середовищі азоту високої чистоти складається з одного шару VN аж до температури азотування 1500 $^{\circ}\text{C}$. Зі зміною температури азотування змінюється характер зчеплення шару з основою; в інтервалі температур 800-1100 $^{\circ}\text{C}$ шар росте фронтально, утворюючи рівну лінію розділу з основою, при підвищенні температури насичення поверхня розділу стає все більш розвинутою, шар окремими клинами вростає в основу (рис. 9.6, б). Після азотування при температурі 1500-1600 $^{\circ}\text{C}$ покриття складається уже з двох шарів: зовнішнього VN і внутрішнього V_3N .

Нітридні покриття на ніобії і танталі при всіх температурах азотування мають два шари: зовнішній MeN і внутрішній Me_2N .

Якщо азотування ніобію проводилося в середовищі азоту високої чистоти, тоді видимий ріст нітридних шарів починається з температури 1300 $^{\circ}\text{C}$. В інтервалі температур 1300-1600 $^{\circ}\text{C}$ дуже чітко визначаються два нітридних шари білого кольору (9.6, в). Рентгенографічно виявлено, що при азотуванні ніобію, до 1300 $^{\circ}\text{C}$ мононітрид має гексагональну гратку, а вище 1300 $^{\circ}\text{C}$ – кубічну. Хоча металогграфічно нітридні шари на ніобії визначаються тільки починаючи з 1300 $^{\circ}\text{C}$, встановлено з допомогою високо-температурної рентгенографії, що їх утворення має місце вже при 800 $^{\circ}\text{C}$.

На хромі і молібдені шар нітриду металогграфічно виявляється починаючи з 1100 $^{\circ}\text{C}$ (для хрому) і 900 $^{\circ}\text{C}$ (для молібдену) і складається з фази Me_2N . На вольфрамі ні при одній температурі азотування нітридний шар не виявляється металогграфічно, його поява і ріст фіксується тільки за

допомогою високотемпературної рентгенографії. Нітридні шари на хромі і молібдені ростуть фронтально і утворюють рівну лінію розділу нітрид-основа (рис. 9.6, г).

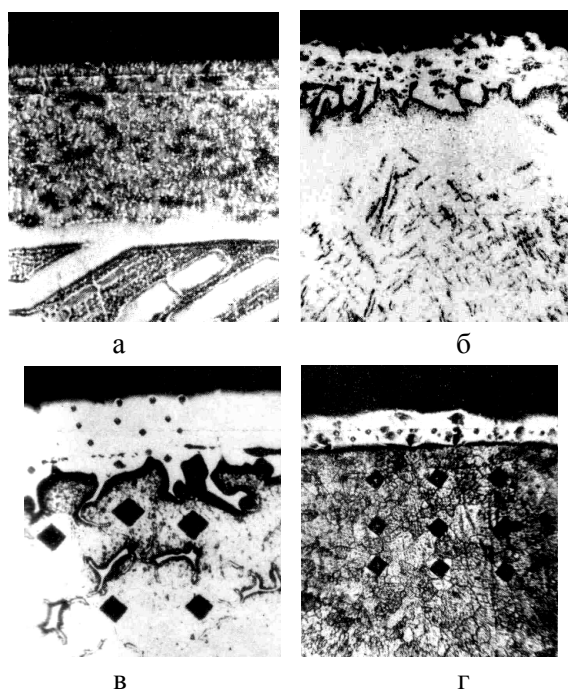


Рис. 9.6. Мікроструктури нітридних покриттів на різних металах: а–титан, $\times 120$; б–ванадій, $\times 260$; в–ніобій, $\times 340$; г–молібден, $\times 260$.

Азотування здійснюють на готових виробах, що пройшли остаточну термічну обробку. Оптимальною структурою для азотування є сорбіт, який зберігається в серцевині й після насичення поверхні, забезпечуючи її підвищену міцність і в'язкість. Тому деталі перед азотуванням піддають зміцнюючій термічній обробці – гартуванню з високим відпуском.

Тривалий час вважали, що високу активність аміаку при азотуванні визначає утворення атомарного азоту при дисоціації. Сьогодні доведено, що дисоціація аміаку є йонним процесом, що супроводжується утворенням у робочому просторі печі негативно заряджених йонів. Тому застосування при азотуванні електростатичних полів іскрового або тліючого розрядів значно інтенсифікує цей процес і має широкі перспективи.

Нітроцементация – це процес ХТО, за якого поверхня сталі водночас насичується азотом і вуглецем, під час обробки в газових середовищах називають нітроцементациєю, а під час обробки в розплавах, які містять ціаністі солі, ціануванням. Процес нітроцементациї вперше застосували 1936 р. для зміцнення інструментальних сталей, а згодом - конструкційних низько-легованих сталей.

Залежно від температури проведення процесу нітро-цементацию поділяють на три типи: низькотемпературну (за $520-700^{\circ}\text{C}$), середньотемпературну (за $760-860^{\circ}\text{C}$) і високо-температурну (за $860-1050^{\circ}\text{C}$).

Порівняно з газовою цементациєю нітроцементация має деякі переваги:

1. Менше деформування та короблення виробів, довший час служби печей, менший розхід жароміцних матеріалів, можливість проведення гартування безпосередньо після проведення нітроцементациї;
2. Нижчу температуру проведення процесу насичення;
3. Забезпечує значніше підвищення зносостійкості, теплостійкості і корозійної стійкості виробів;
4. Процес не супроводжується виділенням сажі.

Недолік нітроцементзації полягає в тому, що потрібно точно підтримувати у вузьких межах вміст азоту та вуглецю у насичуючому газовому середовищі. Крім цього, товщина шару обмежується 0.8-1 мм, так як за подальшого насичення швидкість росту шару значно знижується. На рис. 9.7 зображено мікроструктуру сталі після нітроцементзації.

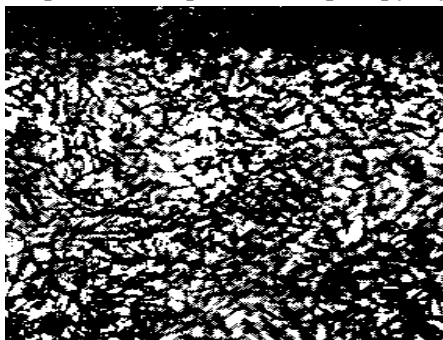


Рис. 9.7. Мікроструктура нітроцементованого шару (x500)

Темним фоном виступають карбонітриди, світлим - основа матеріалу. Хоча зазвичай металографічно це виявляється навпаки: світлим фоном є поверхневий шар, а темним - основа. Під час нітроцементзації азот, дифундуючи в сталь разом з вуглецем, знижує температурну ділянку існування заліза і впливає на ступінь насичення поверхневого шару вуглецем і глибину дифузії вуглецю, сприяючи інтенсивному науглецюванню сталі за нижчих температур, ніж під час цементзації. Але з надлишковим насиченням сталі азотом у поверхневих шарах відбувається утворення карбідних фаз, що затруднює дифузію вуглецю в сталь і зменшує інтенсивність росту товщини шару.

Враховуючи стабілізуючий вплив азоту на аустеніт і пониження критичних точок, залежно від робочої температури можна здійснювати три типи процесу нітроцементзації: переважне насичення сталі азотом (за 500-800°C), азотом і вуглецем (за 820-920°C) і вуглецем (за 920°C). Узагальнюючи, можна навести приклад для сталі 10. На рис. 9.8 зображено розподіл по товщині покриття вуглецю, азоту та аустеніту та залежність твердості шару від їхньої наявності у структурі сталі.

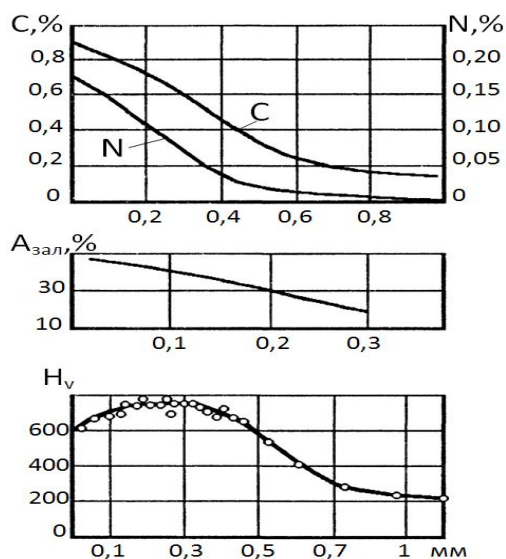


Рис. 9.8. Розподіл вуглецю, азоту, залишкового аустеніту і зміна твердості за товщиною покриття на сталі 10 після нітроцементзації за 860°C, гартування від 820°C та відпуску за 180°C, 1 год.

Ціанування. Його слід застосовувати для поверхневого зміцнення деталей невеликих габаритних розмірів, товщина шару на яких за технічними умовами не мала перевищувати 0,5 мм. Використання ціанування для малих деталей має низку переваг порівняно з іншими методами. Висока швидкість нагріву в розплавлених солях забезпечує швидке насичення сталі N і C (рис. 9.9), а рівномірний нагрів деталей у розплаві - отримання мінімального деформування. Чистота поверхні після насичення достатньо висока.

Залежно від хімічного складу сталі насичення проводять за таких температур: сталі P18, 3X2B8Ф, 4X5BФС - 560 °C, сталі P9, P6M5 - 550 °C і сталь X12 - 540 °C.

Для ріжучого інструменту з тонкою робочою кромкою (різьбові фрези, метчики та ін.) слід отримувати покриття

завтовшки 10-15 мкм, для сверл і зенкерів - 15-20 мкм, а для штампів і деталей пресформ - 50-200 мкм. Для зберігання ефективного впливу азоту в нітроцемен-тованому (ціанованому) шарі на механічні властивості сталі потрібне швидке охолодження

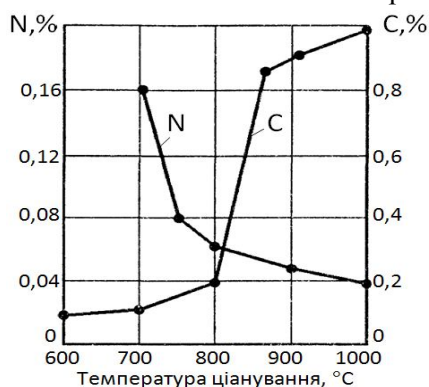


Рис. 9.9. Вміст вуглецю та азоту в поверхневому шарі залежно від температури ціанування

після насичення або безпосереднє гартування. Режими гартування визначаються температурою процесу насичення і низкою інших чинників (маркою сталі, розміром і формою деталі, режимом попередньої обробки).

Низькотемпературну нітроцементацию використовують для зміцнення деталей в автомобілебудуванні (осі, вали, шестерні та інші), верстатобудуванні (вали, шестерні, деталі текстильних машин), точній механіці, під час виготовлення паливної арматури, для зміцнення вимірювального, калібровочного та ріжучого інструменту.

Низькотемпературне ціанування - найкращий метод обробки швидкоріжучої сталі. Стійкість профільних фрез і протяжок збільшується в 10 разів. Також її успішно застосовують для зміцнення пресформ із сталей 3X2B8 і 4X4M2BFC, які призначені для лиття під тиском.

Нітроцементация шестерень за 700°C, протягом 6 год. підвищує їхню довговічність удвічі. При цьому можлива заміна хромонікелевих і хромонікельмолібденових сталей малолегова-ними сталями типу 40X.

Середньо- і високотемпературну нітроцементацию використовують для зміцнення мало- і сильнавантажених деталей в автомобілебудуванні, тракторобудуванні (зубчасті колеса, вали, важелі передач).

Карбідизація. Серед відомих методів нанесення карбідних покриттів найбільшого поширення набув метод, що дозволяє отримувати покриття в замкнутому реакційному просторі за пониженого тиску газової фази з використанням як вихідних компонентів порошоків перехідних металів і чотирхлористого вуглецю.

Сутність цього методу полягає у взаємодії за пониженого тиску і температури близько 1000°C порошоків карбідоутворювальних елементів з хлором, який утворюється у процесі дисоціації чотирхлористого вуглецю, уведеного в реакційний простір. Утворені при цьому хлориди карбідоутворювальних елементів поставляють їх активні атоми до оброблюваної поверхні. Адсорбуючись, атоми карбідоутво-рювальних елементів надалі дифундують у глибину і, взаємодіючи з атомами вуглецю основи, утворюють відповідні карбідні фази.

Покриття, що сформовані на поверхні заліза і сталей в інтервалі температур 900...1100°C за час витримки 2...6 год. з нанесенням карбіду титану, складаються із фаз типу TiC і Fe₂Ti, карбіду цирконію типу ZrC, карбіду ванадію типу VC і V₂C, карбіду ніобію типу NbC і Nb₂C, карбіду хрому типу Cr₇C₃, Cr₂₃C₆ і γ-фази. Характерні мікроструктури сталі з покриттями на основі карбідів титану і ванадію подано на рис. 9.10. Покриття металографічно виявляються у вигляді світлої, що не протравлюється в 3 %-вому розчині азотної кислоти в етиловому спирті, смужки, розміщеної паралельно фронту дифузії.

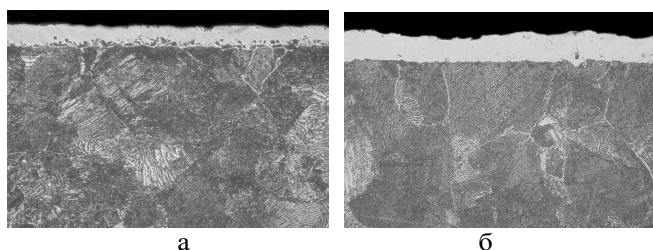


Рис. 9.10. Мікроструктури дифузійних покриттів на основі карбідів титану (а), ванадію (б), x200

Незалежно від типу нанесеного покриття і марки сталі безпосередньо під карбідним покриттям формується тонка перехідна зона у вигляді темного протравленого шару, розміщеного також паралельно фронту дифузії. Мікротвердість перехідної зони за межею розділу з покриттям на основі карбідів титану, ванадію і хрому становить відповідно 4800...5500, 5500...7500, 2900...3700 МПа. Визначити взаємне розміщення фаз у покриттях та їх зернисту структуру можна травленням одержаних дифузійних шарів розчином Муракамі (рис. 9.11).

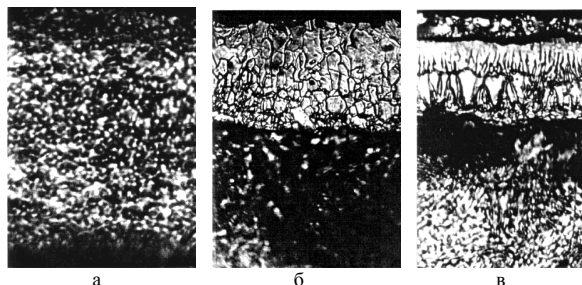


Рис. 9.11. Дифузійні покриття на основі карбідів титану (а), ванадію (б), хрому (в); травлення реактивом Муракамі, $\times 1500$

Борування. Цей процес являє собою насичення з різних середовищ, що містять бор, за наявності якого залежно від умов насичення утворюються боридні шари з дуже відмінною за своєю будовою, їх можна поділити на чотири основні типи.

Насичення заліза і сталі в активних насичувальних середовищах (у розплаві бору та карбиду бору в процесі електролізного і газового борування). Такий шар складається здебільшого з боридів FeB (16,23 % В) і Fe_2B (8,83 % В), причому FeB утворюється на поверхні, Fe_2B - під ним.

Борування поблизу лінії солідусу з утворенням у структурі борованого шару евтектики. Будова евтектики суттєво залежить від температури насичення. Бориди в цьому шарі рівномірно розташовані у в'язкій основі.

Короткочасне борування поблизу лінії солідусу в спеціальній обматці з використання індукційного нагрівання. Будова і фазовий склад шару специфічні (через особливі умови дифузії бору).

Насичення в малоактивних насичувальних середовищах (порошках фероборалу, феробору, аморфного бору). Складається такий шар здебільшого зі складного α -твердого розчину (розчину бору, алюмінію і силіцію в залізі). Із поверхні шару і на межі з основним металом за достатньої тривалості часу насичення утворюються світлі вкраплення високої твердості.

Будова боридних шарів суттєво залежить від складу насичувального середовища. У разі насичення заліза і сталі з порошку B_4C та аморфного бору за температур 950-1000°C утворюються боридні шари характерної голчастої будови (рис. 9.12), які складаються з боридів FeB і Fe_2B з мікротвердістю відповідно 19200...20600 і 13500...14200 МПа. евтектики з явно вираженою дендритною будовою кристалів розділені темними округленими вкрапленнями перліту твердістю 3000...3500 МПа, а твердість евтектичних ділянок знижується до 7500 МПа (рис. 9.13, б).

За високих температур насичення під дифузійним шаром формуються округлі вкраплення цементиту з твердістю близько 8500 МПа, що утворюються в результаті витіснення вуглецю з

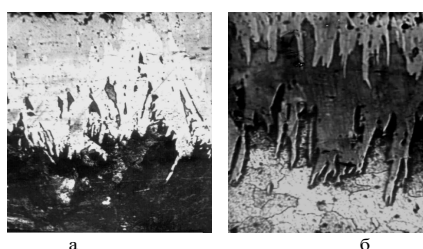


Рис. 9.12. Структура двофазного боридного шару на сталі 45 (насичення з порошку В4С за температури 1000°C протягом 3 год), x300

поверхні. За високих температур насичення може переважати дифузія бору на межах зерен (рис. 9.14).

У разі насичення сталі з порошків малоактивних насичувальних середовищ (феробору і фероборалу) дифузійні шари дуже відрізняються від уже розглянутих. Утворюється дифузійний шар, що слабо травиться і має невисоку твердість, основою якого є α -твердий розчин.

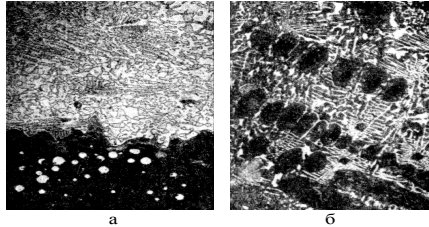


Рис. 9.13. Зміна будови евтектики борованого шару залежно від температури насичення (сталь 45, тривалість процесу - 8 год): а - температура 1100 °С; б - температура 1200 °С, x200

Для виявлення фазового складу борованого шару використовують також кольорове травлення в реактиві наступного складу: 0,8 г пікринової кислоти, 20 г їдкою натру і 50 мл води. Травлення велось при температурі 45-48°C протягом 30 с. Після травлення за вказаним режимом фаза FeB забарвлюється в

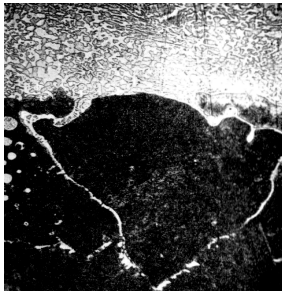


Рис. 9.14. Дифузія бору по границях зерен сталі 45, x200

підібраний таким чином, щоб забарвлювалися в такі кольори, емульсією черно-білих плівок.

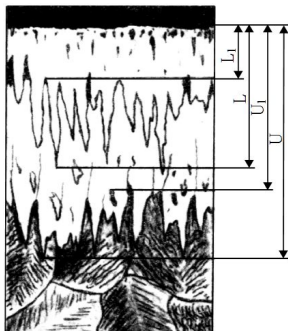


Рис. 9.16. Схема вимірювання борованого шару

глибини суцільного шару боридів.

На співвідношення боридів суттєво впливають легуючі елементи. Так, нікель, марганець, хром, молібден і вольфрам збільшують кількість бориду FeB в борованому шарі, а мідь і алюміній – зменшують.

коричневий або темноліловий колір, а Fe₂B – в жовтий. При більш високій температурі травлення фаза FeB стає світлою, а фаза Fe₂B залишається жовтою або світло-коричневою. Основна структура не виявляється.

Структури, виявленні кольоровим траленням, можуть з успіхом фотографуватися з використанням звичайних фотоматеріалів (рис. 9.15).



Рис. 9.15. Мікроструктура борованого шару, x200.

Кольорове травлення дозволяє заміряти глибину суцільного шару бориду FeB, загальну глибину проникнення цього бориду, загальну глибину борованого шару і глибину суцільного шару обох боридів (рис. 9.16).

Співвідношення фаз в дифузійному шарі підраховують за формулою:

$$\%FeB = \frac{1/2(L + L_1)}{1/2(U + U_1)} 100\%$$

де L – загальна глибина шару бориду FeB; L₁ – глибина суцільного шару бориду FeB; U – загальна глибина борованого шару; U₁ –

Борування застосовують для підвищення довговічності штамів у ливарному виробництві. Воно збільшує довговічність штамів удвічі, прес-форм для кераміки втричі, різців для обробки ізоляторів у 3-5 рази.

Якщо враховувати, що борування забезпечує максимальний опір абразивному зношуванню, то його можна застосовувати для відновлення зношених деталей (поверхнева обробка).

Для зміцнення інструменту та устаткування переважно використовують борування в порошкоподібних сумішах.

Важливою властивістю борованого шару є зберігання високої твердості під час нагрівання до $T = 950$ °С. Крім цього борування надає деталі високі корозійну стійкість і жароміцність. Отже, борування можна застосовувати для підвищення довговічності деталей які працюють в агресивних середовищах.

Хромування. Дифузійне хромування - один із прогресивних технологічних процесів хіміко-термічної обробки, що дозволяє одержувати матеріал зі спеціальними фізико-механічними властивостями і водночас скорочувати витрати дорогих і важкооброблюваних сталей через використання більш економних вуглецевих сталей.

Дифузійне хромування провадять такими чотирма методами: твердим, парофазним, газовим і рідинним. Різновид парофазового методу - неконтактне хромування у вакуумі (вакуумтермо-дифузійне хромування). Як металізатор у цьому випадку використовують ферохром (або хром), що переходить за високої температури в сублімовану фазу.

Структури сталей 3Х2В8Ф і ДН37 після хромування у вакуумі показано на рис. 9.17.

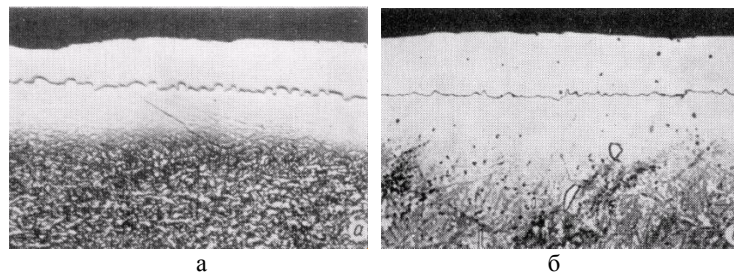


Рис. 9.17. Мікроструктури хромуваних сталей (x500):
а - сталі 3Х2В8Ф; б - сталі 5ХНВ

Металографічний аналіз хромуваного шару виявляє суцільну структуру, що не травиться, глибиною до 15 мкм. За зоною карбідного шару із $Cr_{23}C_6$ і Cr_7C_3 розміщується зона, що не травиться через вищий, ніж в основі, вміст хрому. Мікротвердість шару становить 15000 МПа і більше. Вміст хрому на поверхні – 70%.

На фазовий склад і товщину хромуваних покриттів суттєво впливають легувальні елементи в сталі. Збільшення товщини дифузійного шару на сталях, легованих Ti , V , Nb , Mn , пояснюється зв'язуванням цими елементами вуглецю в карбідну фазу, що зумовлює дифузю хрому в безвуглецевому сплаві. Проте легування сталі Ti , Ni , Nb (ці елементи звужують γ -область) уможливує переважання дифузії хрому в α -фазі, оскільки швидкість її перебігу більша, ніж у γ -фазі.

Корозійна стійкість. Експериментально доведено, що сталеві зразки після хромування стійкі до руйнівної дії водних розчинів азотної кислоти, вологій атмосфери в присутності сірчистого газу, вуглекислого газу і сірководню, в деяких електролітах тощо. Висока стійкість хромуваних зразків обумовлена утворенням на їхній поверхні щільної оксидної плівки, яка захищає метал від агресивного середовища.

Хромувані вироби характеризують також високою корозійною стійкістю у водному розчині хлористого натрію, розчинах із суміші оцтової і сірчаної кислот. Деталі виготовлені з низьковуглецевих сталей після хромування можна використовувати у різних галузях промисловості замість деталей виготовлених із високолегованих сталей.

Найчастіше хромуванню піддають сталі, з різним вмістом вуглецю і чавуни. Хромові покриття найдоцільніше наносимо на сталі за 1000 °С протягом 6 год, а на чавуни за 900 °С за такої ж тривалості процесу насичення.

Твердість шарів хрому зростає зі збільшенням вуглецю в сталі. Це обумовлено утворенням карбідів.

Дифузійні шари хрому на поверхні заліза володіють значною пластичністю і можуть бути зігнуті разом з основою без помітних пошкоджень, тоді, як незначне деформування хромованих сталейних і чавунних виробів призводить до розтріскування хромового покриття, що пояснюється високою крихкістю карбідів хрому. Твердість хромованого шару на чавуні зростає на стільки, що він може різати скло. Така твердість шкідлива за значних і складних динамічно-механічних навантажень.

Титанування. Завдяки цінним властивостям титану і його сполук, зокрема карбіду титану, який володіє твердістю понад 30 ГПа, високою корозійною стійкістю в низці агресивних середовищ дифузійне титанування може в широких межах змінювати фізико-механічні та електрохімічні властивості оброблених виробів.

Дифузійне титанування - це вид хіміко-термічної обробки, який полягає в поверхневому насиченні (легуванні) титаном, шляхом його дифузії із зовнішнього середовища за високої температури. Відомі способи та методи дифузійного титанування добре систематизуються за класифікацією, основаною на фізико-хімічних характеристиках середовища: з твердої фази (твердий метод); з парової фази (парофазний метод); з газової фази (газовий метод); з рідкої фази (рідкий метод).

Треба зазначити, що існують й інші класифікації методів насичення.

Покриття, отримані під час титанування залізовуглецевих сплавів, виходячи з їх фазового складу, можна розділити на:

- 1) карбідні, які складаються переважно фази TiC;
- 2) на основі твердого розчину титану в залізі;
- 3) багатофазні.

Встановлено, що на сталях у результаті титанування утворюється фаза карбіду титану, кількість якої змінюється з підвищенням вмісту вуглецю більше 0,4 % вуглецю, в результаті титанування можливе утворення карбідного шару, який досягає найбільшої товщини за вмістом вуглецю в сталі 0,6 %. Умова наявності вуглецю необхідна, але недостатня для утворення карбідних шарів.

Під час вакуумного титанування в результаті високої активності парів титану на поверхні сталі 08кп вміст титану підвищується до 74 % і виникає зона γ -титану з включеннями фази FeTi (рис. 9.18).

Глибше цієї зони розміщується зона з фазою TiFe (46,1 % Ti). Під час титанування сталей з вмістом > 0,1 % C на їхній поверхні завжди утворюється зона з карбідом титану. Деколи при контактному газовому методі зона з карбідом титану розташовується на невеликій відстані від поверхні.

Поверхнева мікротвердість шару змінюється залежно від навантаження на індентор, від товщини покриття і складу підкладки. Зі збільшенням вмісту в сталі хрому усереднена мікротвердість шару за малої його товщини дещо збільшується (зумовлено власною твердістю підкладки), а максимальні її значення навпаки - зменшуються. Останнє пояснюється утворенням на цих сталях титан-хромистих карбідів.

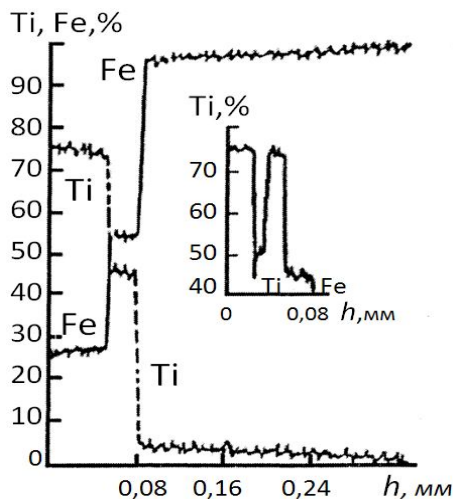


Рис. 9.18. Розподіл титану в залізі по товщині шару h на сталі 08кп після титанування у вакуумі за $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$, 16 год.

Максимальне значення мікротвердості за навантаження $2,0\text{ Н}$ досягається за товщини шару $14\text{--}17\text{ мкм}$, коли він не продавлюється пірамідою. Але подальше збільшення товщини шару приводить до помітного зниження його мікротвердості (рис. 9.19). Це пояснюється зменшенням вмісту вуглецю в поверхневій зоні шару внаслідок утруднення його дифузії.

В умовах сухого тертя для збільшення зносостійкості ефективним є застосування карбідних покриттів. Для сталі 45 з покриттям із карбиду титану зносостійкість у п'ятнадцять разів вища, а титанового чавуну СЧ25 - втричі порівняно з еталонною парою тертя (сталь 45 після гартування і низького відпуску). Дослідження проводили при навантаженні $P = 1\text{ МПа}$. Збільшення навантаження приводить до підвищеного зношування.

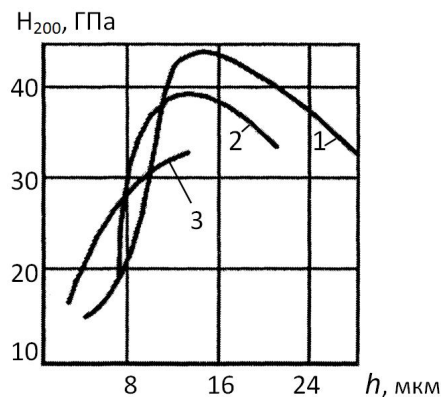


Рис. 9.19. Залежність мікротвердості H_{200} шару з карбиду титану на сталях У12 (1), ШХ15 (2), Х12М (3) від товщини шару і складу підкладки при навантаженні $2,0\text{ Н}$

Титанування можна застосовувати для підвищення довговічності деталей, виготовлених із звичайної низьковуглецевої сталі та кольорових металів і сплавів (міді, латуні, бронзи), які працюють в умовах корозії, кавітації й в агресивних середовищах.

Важлива ділянка застосування титанування - інструменти для холодної деформації металів: для витяжки, штамповки, пресування і калібрування. Стійкість інструменту після титанування у декілька разів вища, ніж серійних (без покриттів).

Дифузійне силіціювання Дифузійне насичення сталі кремнієм можна здійснити за допомогою порошкоподібної маси, в середовищі розплавлених електролітів і в газовій фазі. Найзручнішими є методи силіціювання за допомогою порошкоподібної маси з домішкою хлористого амонію і в газовій фазі. Активаторами слугують галогеніди ($0,5\text{--}5,0\%$) NH_4Cl , NH_4I ,

KF, NaF й ін. Силіціювання в середовищі SiCl_4 незалежно від того, як отримане насичуюче середовище, призводить до утворення шару Fe_3Si з 12-16 % Si по всій товщині. Швидкість росту шару Fe_3Si , а також його товщина, пористість, твердість і крихкість залежать від складу газового середовища і тривалості процесу насичення. Покриття утворюються за концентрації хлору в реакційній трубі в межах 1-2 мл на 1 cm^2 поверхні. За великих концентрацій хлору спостерігається руйнування металу, а отже, й порушення нормального ходу процесу силіціювання. Під час силіціювання зразків, коли концентрація хлору становила 1-2 мл на 1 cm^2 поверхні, спостерігається утворення щільних осадів кремнію, що міцно зчеплюються з поверхнею предметів. У процесі силіціювання встановлено, що після нагрівання печі до 450-500 °C спостерігається взаємодія хлору із дифундуючим елементом і конденсація хлоридів металу на холодних частинах установки, що призводить до значного розрідження в печі, яке зберігається до повного завершення процесу силіціювання. Оптимальна температура, за якої утворюється дифузійний шар кремнію достатньої товщини і щільності, знаходиться в інтервалі 950-1100°C.

Мікроструктурним аналізом встановлено, що насичений дифузійний шар має стовпчасту будову, що є твердим розчином кремнію в α -залізі. Під дифузійним покриттям спостерігається шар перліту. Це пояснюється витісненням вуглецю з дифузійного шару внаслідок пониженої розчинності його в кремнієвому фериті.

Корозійна стійкість. Сплави заліза з кремнієм широко застосовуються в хімічній промисловості під час виготовлення деталей і заводської апаратури. Помітне підвищення стійкості проти корозії в деяких агресивних середовищах спостерігається для сплавів з малим вмістом кремнію, майже 3%. Однак найефективніший захист від корозії спостерігається для сплавів, що містять 14-18 % Si. Недолік цих сплавів - велика складність їхньої механічної обробки; тому частіше за все деталі з таких сплавів виготовляються литтям. Найдоцільніше застосовувати деталі, що виготовляють із звичайної сталі або заліза з подальшим насиченням їх поверхні кремнієм. Оскільки в заводській практиці часто досить надати високі захисні властивості від корозійного впливу тільки поверхневому шару деталей, тому дифузійні методи нанесення кремнієвих покриттів знаходять широке практичне застосування.

Жаростійкість. Залізохромові сплави з домішкою кремнію застосовуються як жаростійкі матеріали, що призводить до утворення на поверхні сплаву щільнішої та міцної окисної плівки, яка захищає його від подальшого окислення.

Випробовування на жаростійкість показують, що силіційовані зразки стійкі за температур, які не перевищують 800°C. Вплив кисню за вищих температур зумовлює руйнування силіційованих зразків і за своїми властивостями вони істотно не відрізняються від вихідного не захищеного кремнієм заліза. Під час нагрівання силіційованих зразків, починаючи з 800 °C, спостерігається помітна дифузія кремнію в глибину зразка під час випробування на жаростійкість. Внаслідок цього зменшується концентрація кремнію в поверхневому шарі. Ця обставина призводить до значного зниження жаростійкості і до сильнішого окислення за 800 °C і вище залізокремнієвого сплаву, що утворюється в процесі дифузійного силіціювання. Дифузійне силіціювання можна рекомендувати як метод захисту залізних і сталевих деталей від повітряної корозії за температур, що не перевищують 700-750 °C. За вищих температур дифузійний шар кремнію не захищає в достатній мірі метал від руйнування.

При цьому, чим вищий вміст вуглецю в металі, то більшим числом твердості характеризується дифузійний шар кремнію.

Підвищена твердість дифузійного шару кремнію на поверхні металу, що покривається зумовлена вищим вмістом кремнію в цьому шарі. Отже, дифузійне силіціювання є не лише надійним засобом захисту заліза і сталі від роз'їдаючого впливу деяких агресивних середовищ, а й методом підвищення зносостійкості поверхневого шару деталей, що покриваються.

Дифузійне силіціювання знаходить практичне застосування під час захисту деталей хімічної, паперової та нафтової промисловості (валики насосів, трубопроводів, арматури, гайки, болти тощо) від корозії та зношування. Здійснюється в заводських умовах в атмосфері, що містить

хлориди кремнію в малих концентраціях, які утворюються внаслідок дисоціації газоподібного хлору або хлористого водню. Силіціювання застосовується для підвищення опору окисленню молібденових сплавів за високих температур.

Алітування - процес дифузійного насичення поверхні металів і сплавів алюмінієм з метою підвищення жаростійкості, корозійної і ерозійної стійкості. В наш час алітуванню піддають вуглецеві і леговані сплави, чавуни, жаростійкі і жароміцні сталі і сплави, тугоплавкі метали і сплави на їхній основі, титан, мідь і інші матеріали.

Розроблено багато методів алітування, але промислове застосування знайшли переважно три: алітування в порошкових сумішах, у ваннах з розплавленим алюмінієм або його сплавами і металізація поверхні металів і сплавів алюмінієм з подальшим дифузійним відпалом. Решта методів знаходиться в стадії промислових, або лабораторних розробок.

Алітування в порошкових сумішах. Основними компонентами для порошкових сумішей для алітування є:

1. Порошок алюмінію, порошок фероалюмінієвого або фероалюмінієвомісного сплаву (джерело алюмінію);
2. Порошок хлористого амонію або інших речовин (активатор процесу);
3. Порошок оксиду алюмінію або каоліна (інертні домішки, які запобігають спіканню частинок порошку алюмінію або феросплавів).

Всі компоненти суміші ретельно перемішують. Фероалюміній звичайно містить 35-60 % Fe; фероалюмінієвомісний сплав складається з 37-47 % Fe, 2-4 % Cu, решта алюміній з невеликими домішками марганцю, кремнію і ін. Всі компоненти порошкових сумішей просіюють через сито.

Алітування в порошкових сумішах проводять у спеціальних контейнерах з плавкими затворами. Контейнери виготовляють з 3-6 мм листової жаростійкої сталі, а також із вуглецевих сталей, але в цьому випадку їх потрібно попередньо піддати алітуванню.

У процесі алітування відбувається деяке зменшення активності суміші, що призводить до зниження товщини шару. Багатократне використання суміші - одна з умов успішного впровадження методу у виробництво. Використовуючи суміш, яка складається з 99.5 % сплаву Fe-Al-Cu і 0.5 % NH_4Cl для стабілізації її активності потрібно у відпрацьовану додавати 10 % свіжої. За низької температури (860 °C) суміш (99 % FeAl + 1 % NH_4Cl) можна використовувати багатократно без відновлення, добавляючи після кожного режиму 0.5-1.0 % NH_4Cl .

Упаковані контейнери завантажують у піч і нагрівають по заданому режиму. Після завершення витримки контейнери з деталями охолоджують разом з пічкою або на повітрі. Для зниження крихкості алітованого шару і підвищення його товщини алітовані вироби деколи піддають дифузійному відпалу за 900-1050°C протягом 4-5 год. Товщина шару збільшується на 20-40 % (залежно від режиму відпалу).

Ультразвукові коливання пришвидшують процес алітування в порошкових сумішах.

Перемішування суміші в 1,5 рази пришвидшує процес алітування.

Алітування у ваннах з розплавленим алюмінієм. Суть процесу полягає в витримці виробів у ванні з розплавленим алюмінієм або його сплавами за 700-850°C. Час витримки залежно від виду виробів можна змінювати від декількох секунд до десятків хвилин.

Рідкий алюміній відрізняється високою реакційною здатністю і руйнує не лише більшість металів, а й низку неметалевих матеріалів. Тому матеріал для ванн має мати високу стійкість у розплавленому алюмінії, термостійкість і інші властивості.

Задовільну стійкість у розплавленому алюмінію має сірий чавун СЧ15, графіт і карбід кремнію.

Для одержання якісного покриття, потрібний надійний захист розплавленого алюмінію і виробу, що покривається від окиснення. Зеркало ванни розплавленого алюмінію захищають переважно розплавленими флюсами, які складаються здебільшого з хлоридів лужних і рідкоземельних металів з невеликими добавками фторидів цих металів.

Алітування методом металізації поверхні з подальшим дифузійним відпалом. У процесі алітування цим методом проводять такі операції:

1. Підготовка поверхні виробу перед алітуванням. Її здійснюють шляхом дробо- або піскоструменевої обробки. При цьому, крім видалення забруднень, забезпечується потрібна шорсткість поверхні виробів, що сприяє кращому зчепленню шару, що наноситься, з основним металом. Цьому ж сприяє попередній підігрів поверхні до 250-350 °С.

2. Нанесення шару алюмінію. Покриття деталей алюмінієм проводиться за допомогою металізаційних агрегатів (електродугових ЭМ-3А, ЭМ-6, ЭМ-9, АЭМ-1 або газових ГИМ-2, МГИ-1-57), а також плазмовими металізаційними пальниками. Режим напilenня встановлюють для кожної деталі окремо. Товщина шару алюмінію має бути 0.7-1.2 мм. Електрометалізаційні апарати порівняно з газовими забезпечують кращу якість дифузійного шару і вищу жаростійкість.

3. Нанесення шару захисної обмазки. Напилений шар алюмінію за наступного дифузійного відпалі розплавляється і стікає. Тому глибина шару непостійна. Крім цього, напилений шар алюмінію пористий і під час відпалу в повітряній атмосфері інтенсивно окислюється. Щоб запобігти цим явищам застосовують захисні обмазки.

Обмазки змішують на рідкому склі до сметаноподібного стану. Нанесення попередньо нагрітої до 100 °С обмазки на деталі проводять зануренням. Після цього деталі просушують за 80-100°С протягом 1.0-3.5 год. Товщина шару обмазки становить 0.8-1.5 мм.

4. Дифузійний відпал. Його проводять за 920-950 °С протягом 4-6 год. Очистку виробів від обмазки після відпалу проводять вручну стальними щітками або на спеціальних станках.

Встановлено, що оптимальним є відпал за 950 °С, впродовж 6 год. за такого режиму забезпечується достатня пластичність шару, що дуже важливо в умовах роботи газових турбін. За вищих температур відпалу спостерігається збіднення поверхні алюмінієм внаслідок розсмоктування шару і дифузії алюмінію в глибину виробу. Нижчі температури відпалу сприяють утворенню шарів високої твердості й підвищеної крихкості.

Будова алітованого шару визначається складом насичуваного металу або сплаву, режимом і методом насичення. Припускати в покритті послідовність утворення фаз, яка відповідає діаграмі стану насичуючий метал - алюміній, не слід, оскільки в багатьох випадках ХТО формування шару не підчиняється рівноважним умовам. Часто в покритті утворюються спочатку фази вищого або середнього складу. Підвищення вмісту вуглецю в сталі, яка піддається алітуванню, призводить до зниження товщини шару.

В алітованих шарах на армко-залізі і сталі 45 після насичення в суміші, яка складається з 70 % Al_2O_3 , 30 % $CaAl_2$, і 2 % від маси суміші NH_4Cl за 1100 °С протягом 8 год. поверхнева концентрація алюмінію дорівнює 57-58 %.

Мікроструктура покриття на сталі 45, яку піддали алітуванню в розплавленому алюмінії за 800 °С протягом 5 хв., зображена на рис. 9.20. Рентгеноструктурним аналізом встановлено на поверхні шару наявність фази Fe_2Al_5 . Дифузійний шар має голкоподібний вигляд.

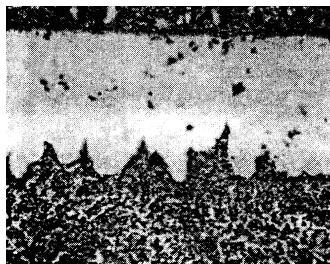


Рис. 9.20. Мікроструктура покриття на сталі 45 після алітування в розплавленому алюмінії за 800 °С, 5 хв. x200

Дослідженнями будови, складу і властивостей покриттів на сталях 12Х18Н10Т і 10Х11Н23Т3МР після алітування в порош-ковій суміші 99 % $FeAl$ + 1 % NH_4Cl за 950 °С, 5 год.

встановлено, що дифузійна зона на обох сталях складається з трьох шарів. Зовнішній світлий шар є сполукою, близькою до складу до FeAl. Проміжний шар має дисперсну структуру, яка складається з двох фаз: α -твердого розчину і включень алюмініду. Внутрішній шар складається з γ -твердого розчину.

Рентгеноструктурним аналізом встановлено, що алітований шар який формується в процесі алітування в порошковій суміші 65% фєроалюмінію (68 % Al), 33.5 % Al_2O_3 і 1.5 % NH_4Cl , на сірому чавуні складається з фаз FeAl, Fe_3AlC_x і α -твердого розчину.

Області застосування алітування різноманітні. Воно ефективно для деталей пічної арматури, чохлів термопар, тиглів і різних контейнерів, які використовуються для проведення процесів термічної і хіміко-термічної обробки. Алітування підвищує зносостійкість клапанів двигунів внутрішнього згорання в 1.5-2 рази. Значно підвищує стійкість деталей газогенераторних установок автомобілів і тракторів тощо. В деяких випадках алітування дає змогу використовувати вуглецеві сталі замість дорогих високолегованих. Однак у виборі деталей потрібно проявити обережність.

Корозійна стійкість алітованої в розплавленому алюмінії сталі вища оцинкованої, особливо в атмосфері, яка містить сірчаний газ. Тому алітована гарячим способом сталь може знайти широке застосування в хімічному машинобудуванні, в автомобільній і тракторній промисловості, будівництві (виготовлення вентиляційного і каналізаційного обладнання).

Алітування впроваджено в трубній промисловості. Розроблені технологічні процеси алітування труб у порошкових сумішах та в розплавленому алюмінії.

Після алітування більше ніж у десять разів підвищується тривалість роботи нагрівачів із сплаву OX23Ю5A для цементаційної печі ШЦН-110.

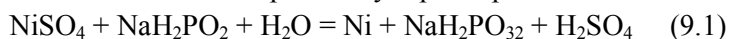
Нікелювання. Хімічне нікелювання відноситься до числа найважливіших процесів поверхневої обробки металів. До тепер вже встановлені загально прийняті склади робочих розчинів, розроблені рентабельні раціональні схеми ведення технологічного процесу і конструкції виробничих установок.

Під час проведення хімічного нікелювання немає потреби в електроконтактуванні деталей. Особливо цінне нанесення покриттів на дрібні деталі. Одержане при цьому покриття - рівномірне по товщині. Йому притаманна висока корозійна стійкість і залежно від призначення виробу покриттю можна надати потрібну твердість.

Як показує досвід, процес хімічного нікелювання може бути швидко організований та освоєний у різних галузях промисловості, причому для цього не потрібні великі виробничі площі.

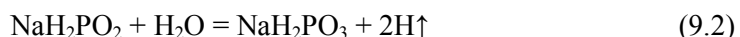
Процес хімічного нікелювання ґрунтується на реакції відновлення йонів нікелю гіпофосфітом у водяних розчинах і проводиться шляхом занурення в нагрітій до 90-95 °С розчин деталей, поверхня яких підготовлена прийнятими в гальваностегії методами. Покриття, що утворюється, складається не з чистого ні-келю, а є складною системою, в якій є до 12 % фосфору.

Процес утворення нікелю можна виразити сумарним рівнянням:



Процес утворення нікель-фосфористого сплаву має ступеневий характер.

Першою стадією процесу є розклад гіпофосфіту з утворенням атомарного водню за рівнянням:



Атомарний водень утворюється за рахунок розриву зв'язку P-H і O-H гіпофосфористої кислоти.

Другою стадією процесу є взаємодія з адсорбованою каталітичною поверхнею металу атомарного водню та йонів нікелю з утворенням металевого нікелю:



Одночасно з протіканням реакції (9.3) атомарний водень реагує з йонами $H_2PO_2^-$ або $H_2O_3^-$, утворюючи атомарний фосфор за рівнянням:



або



Фосфор, який виділяється згідно реакції (9.4) або (9.5) легує нікель.

Адсорбований на поверхні металу атомарний водень тільки частково приймає участь у реакціях (9.3), (9.4), чи (9.5). Частина атомів рекомбінується і виділяється в молекулярному стані у вигляді газу.

Нікельфосфорний сплав, що формується хімічним способом, на думку деяких дослідників, знаходиться в рідкому стані. Такі сплави характеризуються відсутністю елементів кристалічної структури і відносяться до аморфних тіл. Термічна обробка нікель-фосфорних сплавів обумовлює перехід з аморфного стану в кристалічний.

Застосування хімічного нікелювання дуже доречно в деяких галузях техніки завдяки специфічним особливостям процесу і властивостей відновленого нікелю. Процес хімічного нікелювання доцільно використовувати на виробництвах, де потрібно покривати рівномірним шаром деталі складного рельєфу, точно відобразити контури різних фасок, відсічних кромок тощо.

Рекомендується використовувати хімічне нікелювання для захисту виробів, які працюють в умовах середньої і підвищеної корозійної дії, замість багат шарових покриттів, таких як нікель-хром і мідь-нікель-хром. Хімічне нікелювання в цьому випадку дає змогу значно економити метал.

Враховуючи високу твердість покриття, особливо після термообробки, високу зносостійкість і малий коефіцієнт тертя, хімічне нікелювання може бути рекомендоване для зміцнення поверхонь, які піддаються зношуванню. Найдоцільніше застосовувати хімічне нікелювання для покриття деталей, які зношуються в умовах зворотно-поступального руху.

Процес хімічного нікелювання незамінний за відсутності електроустановок, наприклад, у польових умовах чи невеликих майстернях.

Оскільки хімічне нікелювання не впливає на магнітні властивості металу, то воно може бути використане під час покриття деталей електроапаратури і деталей електромагнітів.

Хімічне нікелювання з успіхом застосовують для покриття кераміки, феритів, пластмас і інших діелектриків для утворення метало-провідної поверхні.

Знаходить широке застосування для покриттів деталей з алюмінієвих сплавів і титану, феритових і керамічних деталей під пайку з метою одержання якісної пайки припоями.

Цинкування Із металевих покриттів у світовій практиці найширше використовують цинкування. Фізико-хімічні властивості цинку, відносна простота технології й обладнання для нанесення цинкових покриттів дають змогу успішно застосовувати їх для захисту металовиробів від корозії.

За об'ємом і номенклатурою виробів, які потрібно захистити від корозії, цинковому покриттю немає рівних серед інших металевих покриттів. Це обумовлено різноманітністю технологічних процесів цинкування, їх відносною простотою, можливістю широкої механізації та автоматизації, високими техніко-економічними показниками.

Існують різноманітні методи, способи та прийоми нанесення цинкових покриттів на сталеві та чавунні вироби. Класифікуючи їх і вивчаючи фізико-хімічну суть, слід виходити з механізму утворення покриття. Ґрунтуючись на цьому принципі, можна виділити такі основні методи нанесення цинкових покриттів: дифузійний, електролітичний, металізаційний.

Дифузійний метод нанесення покриттів ґрунтується на явищі дифузії цинку, яке відбувається за високих (380-850°C) температурах. Він може здійснюватись різними способами. Проте потрібно враховувати фізико-хімічну характеристику активної фази (або середовища), що містить дифундуючий елемент (цинк).

Якщо активною фазою, що містить дифундуючий елемент і бере участь в його переносі до поверхні, яка обробляється, є розплавлений цинк, то говорять про рідкофазний спосіб цинкування. В промисловості цей спосіб отримав назву "гаряче цинкування".

Іншим способом дифузійного цинкування є парофазний спосіб. Виріб, що обробляється, поміщають у контейнер із цинковим порошком і нагрівають протягом певного часу. Перенесення

металу, що дифундує (цинку), до поверхні, яку обробляють, відбувається за рахунок парової фази, яка утворюється під час нагрівання металу.

Цинкування в розплаві цинку (гаряче цинкування). Вважають, що взаємодія сталі з розплавленим цинком проходить такі стадії: 1. Утворення шару залізоцинкового сплаву на межі сталь-рідкий цинк.

2. Дифузія атомів заліза в шар сплаву.
3. Перехід атомів заліза із шару сплаву в рідкий цинк.
4. Дифузія атомів заліза у рідкому цинку.

Цинкові покриття складаються з декількох шарів (фаз), послідовність розташування яких знаходиться в точній відповідності з діаграмою стану системи Fe-Zn та температурою цинкування. В поверхневій зоні основного металу утворюється α -фаза (твердий розчин цинку в α -залізі). Розчинність цинку в α -фазі за 250 °C становить 4.5 %. Зона, що складається з α -фази, є перехідною від основного металу до шару покриття. Під час травлення цинкового покриття 3%-ним розчином HNO₃, вона виявляється у вигляді світлої однорідної зони. Мікротвердість α -фази становить майже 1500 МПа.

Безпосередньо на поверхні знаходиться α -фаза у вигляді дуже вузької (товщина 1-3 мкм) темної смуги. Вона містить від 28 до 21% (за масою) заліза і є постачальником заліза в процесі його дифузії, γ -фаза має ОЦК решітку та є інтерметалідом, стехіометричний склад якого відповідає сполуці Fe₃Zn₁₀ або Fe₅Zn₂₁. Густина γ -фази становить 7.36 г/см³, мікротвердість H μ = 5047-5390 МПа.

У системі Fe-Zn δ 1-фаза найтвердіша і, ймовірно, найкрихітша.

Наступним після зони γ -фази у цинковому покритті є шар δ 1-фази з вмістом заліза від 11.5 до 7 % (за масою). Вважають, що стехіометричний склад δ 1-фази відповідає формулі FeZn₇ (10.87 % Fe за масою) або FeZn₁₀ (7.86 % Fe за масою). Густина δ 1-фази 7.24 г/см³, мікротвердість H = 4449-4615 МПа (H μ для δ 1к становить 2874-3281 МПа, для δ 1п 2512-3002 МПа).

За δ 1-фазою формується ξ -фаза. Має яскраво виражену стовпчасту структуру. Стехіометричний склад відповідає FeZn₁₃. Вміст заліза в ξ -фазі становить 6.2-6.0 % (за масою), густина 7.18 г/см³, мікротвердість H - 2649 МПа. Ця фаза кристалізується в моноклинну ґратку. Деколи ξ -фаза буває досить дисперсною. Її кристали набувають форму розгалужених гілок і втілюються в наступний шар η -фази.

Зовнішній шар покриття (ξ -фаза) - це твердий розчин заліза в цинку. Максимальна розчинність заліза в цинку становить 0.008 % (за масою). Із підвищенням температури до 400 °C вона зростає до 0.028 %. Ця фаза є достатньо пластичною, H = 363 МПа. По суті, зовнішній шар покриття складається з цинку, який утворюється під час вилучення виробу, який цинкується, із розплаву.

Цим способом цинкують різноманітні металеві вироби: листи, труби, дріт, профільний прокат, сітку, болти, гайки, різноманітні ємності. Перевага способу - велика швидкість отримання на виробі цинкового покриття, відносна простота обладнання, можливість широкої механізації та автоматизації технологічного процесу.

Цинкування в порошкових сумішах. Під час цинкування в порошкових сумішах на поверхні виробу утворюється покриття, що складається не з чистого цинку, а з залізоцинкового сплаву, яке є низкою інтерметалідних сполук заліза з цинком.

Процес дифузійного цинкування у порошкових сумішах знайшов широке використання на практиці. Цим способом цинкують вироби різної конфігурації і маси (болти, труби, втулки та інш). Існують високо механізовані лінії дифузійного цинкування в порошкових сумішах.

Після цинкування контейнер витягують з печі, охолоджують на повітрі до 60-80 °C і розпаковують. Порошкову суміш, вилучену із контейнера, направляють на регенерацію та повторне використання.

Цинкування напиленням (металізація цинком). Газотермічне напилення є одним із найефективніших методів

поверхневої обробки металів. Нанесені цим методом цинкові покриття використовуються, переважно, для захисту від корозії будівельних конструкцій, труб, що використовують у кораблебудуванні, під час будівництва теплотрас, технологічних теплотрас і резервуарів у хімічній, нафтохімічній, нафтопереробній промисловостях, виробництві мінеральних добрив.

Перевагою цього методу порівняно з іншими методами цинкування є простота технології і висока швидкість нанесення покриттів, зокрема товстошарових, багатшарових, композиційних і легованих цинкових покриттів. Цим методом можна напиляти покриття на обмежені ділянки виробів, а також покривати великі металоконструкції як у заводських умовах, так і на місці їх монтажу, при мінімальних затратах на обладнання й оснащення. Під час газотермічного напилення цинкових покриттів майже виключена зміна властивостей виробів, які покриваються, тоді як під час цинкування електролітичним способом часто спостерігається наводнення металевої основи, а під час дифузійного цинкування - її деформування за рахунок тривалого нагріву за відносно високих температур (500-600 °C).

Практичне застосування мають також газополуменеве і електродугове напилення.

Міднення металів та сплавів проводять з метою захисту від корозійного руйнування, підвищення зносостійкості та електропровідності.

Процес проводять всіма відомими методами. Міднення супроводжується збільшенням маси та розмірів зразків.

Слід зазначити високу корозійну стійкість сталей міднених зразків в атмосферних умовах. Перебування їх на повітрі впродовж шести місяців не викликало значного збільшення маси та зміни зовнішнього вигляду. Аналогічні результати досліджень корозійної стійкості мідного покриття одержані на сталі 45. Наприклад, у розчині H_2SO_4 її стійкість підвищилась у 10 разів.

Поверхнева мікротвердість міднених сталей знаходиться в межах $H = 3000-3500$ МПа. Механічні характеристики сталі після міднення погіршуються. Межа міцності знижується на 15-20 %, межа текучості на 25 %, а відносне звуження збільшується майже на 15-20 %. Знижується також корозійно-втомна міцність сталі. Все це викликано нерівномірною будовою шару.

Якісні мідні покриття на сталях можливо одержати з оксидних сумішей міді й з розплавів солей, особливо з суміші хлористого амонію та оксиду міді. Процес міднення відбувається інтенсивно при 900-950 °C. Порівняльні стендові дослідження сталевих, міднених цим методом, і бронзових втулок в умовах роботи масляних насосів двигуна Д-40 показали однакову інтенсивність зношування. Слід зазначити, що насичення заліза і сталі міддю разом з оловом або алюмінієм забезпечує збільшення дифузійної рухливості міді у залізі. Це сприяє утворенню покриттів значної товщини. Сталеві міднені вироби можна застосовувати як замітники виробів із кольорових металів та сплавів. Затрати на виготовлення деталей знижуються майже в 18 разів.

Фосфорування. Процес насичення поверхні сталі фосфором досліджено недостатньо. Це пов'язано з серйозними технологічними перешкодами: фосфор має достатню кількість стійких з'єднань (наприклад, фосфати лужних металів), які можуть бути використанні як активні середовища. Особливі властивості α -твердих розчинів фосфору в залізі враховують під час легування автоматних сталей. Однак фосфіди заліза поки що не знайшли спеціального застосування.

Фосфор по відношенню до поліморфізму заліза є α -стабілізуючим елементом. Вищі фосфіди заліза FeP і FeP_2 під час насичення не утворюються. Нижчі фосфіди заліза майже не мають інтервалів гомогенності. Особливістю діаграми стану є існування метастабільної евтектики $Fe + Fe_2P$ з низькою температурою плавлення - 988 °C, що становить відповідні труднощі під час рідинного фосфорування.

Насичення армо-заліза проводили за 1150 °C впродовж 8 годин у суміші з 20 % червоного фосфору, 79 % Al_2O_3 і 1 % активатора NH_4Cl . Позитивна особливість способу - можливість застосування високих температур без небезпеки оплавлення: воно не відбувається завдяки порошкоподібній консистенції суміші (відсутністю рідкої фази) і низькому вмісту активного елементу. Якість поверхні зразків висока. Отриманий шар - це α -твердий розчин фосфору в залізі

завтовшки > 250 мкм із звичайною структурою, тобто стовпчастими зернами і феритним підшаром. Мікротвердість покриття завтовшки 0.4 мм на армко-залізі після фосфорування за 1150°C упродовж 8 год. становить 4.5 ГПа і зменшується від поверхні.

Безелектролізне насичення в склоподібних розплавах фосфатів можливе з використанням хімічного відновника - порошкоподібного карбиду кремнію (корунд SiC). З нагрівом до 950°C солі, які застосовуються не плавляться. Насичення понад $910-920^{\circ}\text{C}$ недоцільне через небезпеку їхнього оплавлення. Розплавлення ванни досягають введенням 15-20 % NaCl від маси ванни. Оптимальним є насичення у ванні 80-85 % ($20\% \text{SiC} + 80\% \text{Na}_3\text{PO}_4$) + 15-20 % NaCl за 910°C впродовж 6-8 год. Насичені зразки мають світлу, дзеркально блискучу поверхню. Структура шару - стовпчасті зерна стабільного фериту.

За рідкофазного фосфорування як фосфоромісткі речовини використовують фосфати ванадію, хрому та міді

Перевага електролізного насичення - наявність водневого середовища, що дає змогу одержати в поверхневому шарі високі концентрації фосфору. Оптимальною для насичення виявилась суміш з 30% $\text{NaCl} + 70\% \text{Na}_3\text{PO}_4$. Верхня голчата зона шару - фосфід Fe_2P , нижня (стовпчаста) - α -фази. Встановлена також наявність невеликого вмісту фази Fe_3P .

Ударна в'язкість сталей 20 і 20ХНЗА після фосфорування в оптимальних умовах знижується на 15-20 % (за вихідних значень відповідно 60 і 200 Дж/см^2). Змін межі текучості не виявлено. Фосфідний шар під час пластичного деформування від сталі не відшаровується. Фосфід Fe_2P корозійностійкий у кисневмісних середовищах, але пористість шару сприяє появі пітінгу.

Розроблений спосіб електролізного борофосфорування у ванні з 50-70 % $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ і 30-50 % Na_3PO_4 . Процес проводять за $750-800^{\circ}\text{C}$ впродовж 2-7 год. Залежно від вмісту вуглецю в сталі за густини струму $0.2-0.3 \text{ А/см}^2$ одержують поверхневі шари, які мають товщину 30-150 мкм і містять фази Fe_2P і Fe_2B із мікротвердістю $H = 10$ ГПа і зносостійкістю, яка не поступається стійкості борованому шару.

Вольфрамвання. Через те, що пружність парів вольфраму дуже мала, насичення сплавів вольфрамом здійснюють здебільшого двома методами: твердим і газовим. При твердому методі вольфрамвання виріб поміщають у герметичний контейнер і засипають порошком чистого вольфраму. Процес ведуть тривалий час за $1200-1400^{\circ}\text{C}$. Газове вольфрамвання неконтактним і контактним способами проводять у середовищі галогенідів вольфраму (WC_{12} , WF_6) в атмосфері водню або нейтрального газу (аргону). Найуспішніше газове вольфрамвання відбувається за наявності в газовій суміші $\text{H}_2 + \text{HCl}$, малих концентрацій HCl (3-5 %). Швидкість газового потоку становить $280 \text{ см}^3/\text{хв.}$, тиск газової суміші 1.5 кПа. Розподіл фаз у прошарку не відповідає рівноважному стану, який визначається діаграмою стану Fe-W , тому що в структурі шару фіксується фаза Fe_7W_6 , а фаза Fe_2W з меншою концентрацією вольфраму відсутня.

Під час насичення сталі вольфрамом суцільний шар карбідної фази на поверхні не спостерігається. Залежно від режиму вольфрамвання і вмісту вуглецю в сталі на поверхні виникає багатофазна структура, яка складається в основному з α -твердого розчину, слідів інтерметалідів Fe_7W_6 і подвійного карбиду $\text{Fe}_2\text{W}_2\text{C}$.

Відсутність суцільного карбідного шару пояснюється малою стійкістю хлоридів вольфраму (за 600°C вони дисоціюють), тому поверхнева концентрація вольфраму за температури процесу низька. Оскільки дифузія вуглецю в напрямку до поверхні проходить швидше, ніж дифузія вольфраму в сталь, поверхня насамперед піддається значному зневуглецюванню. Через те, що під час вольфрамвання сталі на поверхні не виникає карбідний прошарок, зносостійкість її дуже низька, що майже не відрізняється від сталі до насичення. Після газового вольфрамвання розміри виробів майже не змінюються. Жаростійкість заліза і вуглецевої сталі за $900-1100^{\circ}\text{C}$ до і після вольфрамвання майже однакова. Після насичення армко-залізо і сталь 45 набувають підвищеної корозійної стійкості в середовищі 37 % розчину HCl . Незначно підвищується вона в 98 % розчині H_2SO_4 . У середовищах HNO_3 , $\text{C}_2\text{H}_4\text{O}_2$ і H_2O_2 корозійна стійкість сталі 45 низька.

Ванадіювання. Сьогодні найкращим методом насичення сплавів ванадієм є газовий. Нижче співставленні результати ванадіювання армко-заліза з твердої і газової фаз за 1100 °С, 6 год:

	h, мкм	Vпов, %	H2O, МПа	Якість поверхні, бал
З твердої фази	120	8.17	2550	2
З рідкої фази	140	42.0	2900	6

Фазовий склад перехідної зони - α -твердий розчин.

Ванадіювання газовим методом здійснюють двома способами: контактним (у порошках) і неконтактним. У обох випадках активним середовищем, який містить ванадій, є його галогени (VC_{14} , VC_{12}). Найчастіше використовують хлорид ванадію VC_{12} , який одержують у ході самого процесу на основі хлор-водневої взаємодії. Атомарний ванадій, що утворюється в процесі ванадіювання, дифундує в поверхневі шари металу на глибину, яка визначається температурою процесу, його тривалістю і складом сплаву.

Товщина карбідного шару зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі до 0.47 % С збільшується, а далі зменшується, що пояснюють утворенням за концентрації 0.47 % С карбідного шару критичної товщини.

Ванадіювання не супроводжується істотною зміною розмірів і маси виробу. Через високу твердість карбідного шару і наявність у ньому великих напружень стиску (у ванадієвої сталі з 1.6 % С $\sigma_{зал} = 2400$ МПа) ванадієва сталь володіє високою зносостійкістю. Жаростійкість за 900-1100 °С армко-заліза і сталі до і після ванадіювання однакова. Ванадійоване армко-залізо і сталь 45 володіють підвищеною корозійною стійкістю в розчинах 50 %-го HNO_3 , 85 %-го $C_2H_4O_2$, 10 %-го $NaCl$, а сталь - у 98 %-му розчині H_2SO_4 . Однак після ванадіювання армко-заліза і сталі корозійна стійкість у 37 %-му розчині HCl не підвищується. Корозійна стійкість армко-заліза підвищується в результаті ванадіювання в розплаві нітратів лужних металів.

Ніобіювання сплавів здійснюють трьома методами: твердим, газовим і рідинним. Найширше застосування має газовий метод, оскільки він дає змогу одержати найякіснішу поверхню. Рідке ніобіювання проводиться у ваннах шляхом електролізу розплаву складу $K_2NbF_6 + NaCl$ у захисній атмосфері. Газове ніобіювання в середовищі $H_2 + HCl$ здійснюється переважно неконтактним методом (у середовищі галогенідів ніобію), тому що контактний - менш ефективний. Як галогеніди ніобію застосовують солі складу $NbCl_2$, $NbCl_5$.

Роль водню, як відновника може бути ефективна тільки під час ніобіювання нікелю; під час ніобіювання армко-заліза тип реакції майже не має значення. Навпаки, ніобіювання ванадію відбувається активніше в умовах протікання реакцій заміщення.

Під час ніобіювання сталі з 0.25-1.18 % С протягом 6 год за 1200 °С на її поверхні виникає карбідний шар складу NbC , $\alpha + NbC$ і α -фаза. Товщина шару з підвищенням вмісту вуглецю до 0.45 % збільшується до 12 мкм. На глибині 0,5 мм, а далі зменшується до 7 мм.

Характер зміни концентрації ніобію відповідає чергуванню фаз у зоні його дифузії в армко-залізі та сталі. Ніобіювання не призводить до істотної зміни розмірів і маси виробів. Висока мікротвердість карбідного шару, за наявності в ньому високих залишкових напружень стиску (у сталі з 1 % С 1140 МПа), сприяє високій зносостійкості ніобієвого покриття на сталі.

Жаростійкість після дифузійного насичення ніобієм армко-заліза і сталі за 900-1100 °С та витримці протягом 100 год. майже така сама, як до насичення. Сталь з ніобієвим покриттям (0.47 % С) відзначається підвищеною корозійною стійкістю в 98 %-ній H_2SO_2 і 10 %-ній $NaCl$. Проте ніобіювання майже не впливає на корозійну стійкість заліза і сталі в середовищах 50 %-ної HNO_3 , 37 %-ної HCl , 85 %-ної $C_2H_4O_2$ і 26 %-ної H_2O_2 .

Молібденування - насичення металів і сплавів молібденом - можна застосовувати для підвищення корозійної стійкості й зносостійкості.

Молибденування здійснюють із газової фази в порошках на основі молибдену або феромолибдену з добавками активатора та під час продування воднем, з паст і обмазок з використанням швидкісного електронагріву, з парової фази у вакуумі під час сублімації молибдену з молибденових пластин, із газової фази за присутності молибдену або феромолибдену і сумішей $\text{HCl} + \text{H}_2$, $\text{Mo}(\text{CO})_6 + \text{H}_2$, $\text{MoCl}_2 + \text{H}_2$, у розчині Na_2MoO_4 та електроіскровим методом. Досліджували молибденування сталей (0.15-1.14 % C) у порошкоподібних сумішах, які містять 30-60 % феро-молибдену, 0; 1; 2; 3 % NH_4Cl і решта - каолін, у вакуумі. Насичення проводили за 1100-1150 °C впродовж 7 год. Максимальна товщина шару отримана за 1150 °C у суміші з 40 % FeMo, 57 % Al_2O_3 і 3 % NH_2Cl . Для усунення зневуглецювання в суміш потрібно вводити 1-4 % вуглецю. Після молибденування поверхнева твердість сталі 45 становить 300 HV, а високовуглецевої > 900 HV.

Під час насичення армко-заліза в порошках на основі молибдену або феромолибдену покриття складається з твердого розчину молибдену в залізі. Збільшення температури процесу до 1150-1300 °C з подальшим повільним охолодженням викликає виділення з α -твердого розчину ϵ -молибдену Fe_7Mo_6 .

Під час молибденування сталі 12X18H10T знайдені умови одержання структури покриття двох типів. Утворення одного з них відповідає механізму реакційної дифузії, та характеризується структурою FeMo_2 - γ -фаза. Покриття іншого типу утворюється за атомним механізмом дифузії і має структуру Fe_3Mo_2 - α -фаза - γ -фаза. Основною фазою, розташованою у феритній матриці, є інтерметалід, подібний за складом до з'єднання Fe_7Mo_6 (ϵ -фаза). Мікротвердість покриття на сталі 12X18H9T значно вища ніж основного металу і становить 3.2-4.0 ГПа. Тривалий тепловий вплив (за 650 °C протягом 500-2000 год.) не значно впливає на товщину покриття і вміст у ньому молибдену, проте призводить до підвищення мікротвердості до 5.3 ГПа і перекристалізації феритної матриці покриття в аустенітну. Швидкість газового молибденування в середовищі $\text{HCl} + \text{H}_2$ за присутності молибдену або феромолибдену не перевищує швидкості насичення в порошках.

Танталірування - процес насичення сталей і сплавів танталом. Його застосовують для підвищення зносо- і корозійної стійкості й з метою створення на жароміцних нікельхромових сплавах бар'єрного шару, що перешкоджає розмоктуванню потім нанесеного алітірованого шару. Танталірування здійснюється в порошкоподібних сумішах на основі танталу з додатком активатора або в середовищі водню або осадженням з газової фази. Після танталірування дифузійний шар на низьковуглецевій сталі складається із сполуки Fe_2Ta , під яким розташований α -твердий розчин танталу в залізі. При танталіруванні середньо- і високовуглецевих сталей у поверхневому шарі утворюються карбіди танталу з мікротвердістю ~ 15000 МПа. При вивченні танталірування нікелевого сплаву ЖС6К є метою створення бар'єрного шару, що перешкоджає розсіюванню алітірованого шару встановлено, що товщина його залежно від вмісту танталу в суміші спочатку збільшується (при 20%), потім зменшується (при 45%), а при 50% і вище різко збільшується. Дифузійне насичення здійснюється в порошкоподібних сумішах, що містять 4% Cr, 4% Ni, 10-70% Ta, 0,4% NH_4Cl і решта - Al_2O_3 при температурі 1100°C у плинні 3 год. Активність суміші значно підвищується при видаленні з поверхні порошку окисної плівки Ta_2O_5 . Для цього порошок промивають в 5%-ном розчині HCl протягом 3 г., потім дистильованою водою, обробляють 2,5%-ному розчині HF протягом 15 хв, знову промивають дистильованою водою й сушать при 1100°C протягом 3 г. Процес танталірування шляхом осадження танталу з газової фази при відновленні TaCl_5 воднем проводиться при температурі 825-1285°C. Оптимальною є температура 1000-1100°C. Мікротвердість покриття становить 2600 МПа.

Берилізація. При берилізації металів і сплавів на їхній поверхні утвориться дифузійний шар, що має високу корозійну стійкість завдяки формуванню щільного, що добре витримує теплові удари окисного шару, основною складовою якого є міцний тугоплавкий окис берилію. Фазовий склад берилідних шарів після насичення різних металів і сплавів при 900-1200°C протягом 1-6г. з парової фази або твердим методом залежить від режимів насичення й матеріалу, що насичується. Нагрівання може здійснюватися у вакуумі, в атмосфері аргону, водню й інших інертних газів. Рідким методом берилідні шари можна одержувати з розплавів солей (електролізним і безелектролізним способами) і з розплавів металів. Цей метод дозволяє підвищити швидкість формування берилідних шарів, знизити температуру насичення, що дуже важливо при

обробці нікелю, міді й алюмінію. Певний інтерес для роботи в умовах агресивних середовищ при підвищених температурах і зношування з різними питомими тисками представляють шари берилію й алюмінію з нікелем. Середовищем, насичує, можуть бути порошки берилію, алюмінію й магнію. До складу входить балансовий додаток (оксиди Be, Al_2O_3) і галоїдний активатор. Високі теплофізичні характеристики бериліодних шарів дозволяє застосовувати берилізацію для захисту виробів від впливу розплавлених металевих середовищ, зокрема для захисту деталей зі сталі 12X18H9T у потоці літію, деталей із чавуну й сталі в розплавленому алюмінії. Берилізації найчастіше піддають турбінні лопатки зі сплавів ЖС6К, що вимагають підвищеної жаростійкості, кокілі й деталі ливарних форм для лиття алюмінієвих сплавів, деталей, що працюють у різних корозійних середовищах, гвинти кораблів, сопла двигунів, деталі космічних конструкцій, ядерної техніки. При берилізації металів і сплавів необхідно вживати відповідних заходів обережності на всіх етапах дослідження й використання бериліодних шарів.

Сурмування. Процеси сурмування металів і сплавів можна здійснювати по різних технологіях, а саме: у розплаві сурми у відкритій і герметичній посудинах (сурма плавиться при $600^\circ C$) в електричному полі різної полярності й в електричному розряді, в електромагнітному полі, в електроліті, у суміші оксиду сурми й вугілля. Кращі результати одержують в останньому варіанті; насичаюча суміш, що, складається з 15% Sb_2O_3 , 4% вугілля й 0,5% NH_4Cl . Температура насичення при цьому становила $700^\circ C$. Сурмування можна проводити також у газовому середовищі з використанням легучого хлориду $SbCl_2$, що випаровується при $80-100^\circ C$, у суміші із хлористим і чистим воднем. Оптимальний вміст SbO_3 не повинне перевищувати 7-8%, інакше замість гладкої жовтуватої поверхні на сталі утворяться напливи сурми й сурьмідів заліза. Після сурмування сталі 20 і сталі 45 і охолодження на повітрі мікротвердість поверхневого шару підвищується в порівнянні з основою, а після гартування у воді - знижується

Сурмування з успіхом застосовується для підвищення зносо- і корозійної стійкості залізовуглецевих сплавів. При випробуванні на машині Амслера (навантаження 250Н при 1200м, контргіло - сталь 30ХГТ після цементування й гартування) сурмування підвищує зносостійкість в 2 рази й у стільки ж раз зменшує роботу й коефіцієнт тертя, тобто, поліпшує припрацювання і антифрикційні властивості сталі. Результати випробувань сурмованого покриття на корозійну стійкість показали, що вони істотно підвищуються в тих середовищах, де електрохімічний процес контролюється водневою деполаризацією.

Сурмування чавунних деталей (вкладишів і підшипників ковзання, поршневих кілець і ін.) рекомендується замість об'ємного легування чавуну сурмою.

Багатокомпонентні дифузійні покриття

Раніше відзначалося, що в цей час достатно широко застосовують процеси насичення металів і сплавів одним елементом: цементация, азотування, борування, силіціювання і т.д. Насичення двома, трьома й більшою кількістю елементів застосовують досить обмежено. Практично промисловістю використовується тільки кілька процесів: нітроцементация, ціаніювання та ін. Багатокомпонентні дифузійні покриття мають більші перспективи, про що свідчать наступні дані. Якщо вважати, що періодична система містить 80 "не рідких" елементів, загальна кількість систем, фази яких мають цінні властивості, досягає числа з 27 знаками. Розглянемо основні багатокомпонентні покриття, які знаходять застосування в промисловості.

Характеристика фаз багатокомпонентного дифузійного шару. При насиченні металів і сплавів двома й більше елементами в дифузійному шарі утвориться багатофазна структура із числом фаз не менш двох. До основних фаз багатокомпонентних дифузійних шарів належать наступні: тверді розчини на базі насиченого елемента, металоподібні фази, металоїдні фази.

У випадку утворення твердого розчину атоми компонентів, що розчиняються, розміщуються переважно в дефектних об'ємах структури розчинника, і не тільки на границях зерна, але й у його тілі. Розподілу розчиненого компонента у твердому розчині може бути як би «квантовано» на ряд енергетичних рівнів: найвищий - розташування атома у вузлі (при заміщенні) або регулярній парі (при впровадженні) «ідеальний» структури; більше низький - розташування розчиненого атома поблизу вакансії (комплекс вакансія - атом); по осі лінійної дислокації; по границі блоку (малокутовій границі); по більшекутовій границі зерна; на поверхні металу. Коли говорять про явище впорядкування, мають на увазі бінарну систему, не з огляду на того, що рушійна сила впорядкування-прагнення атомів компонентів розчину розміститися в просторі як най далі друг від друга - повинна зростати в міру збільшення числа компонентів системи. Якщо взяти для приклада розчин двох «рівноправних» компонентів А і Б у металі В, уже при такому мінімумі учасників системи з'являється можливість реалізувати три варіанти:

неупорядкований розчин А-Б-В;

упорядковане розташування атомів В при розташуванні А і В у певних вузлах ґрат В, але без ознак упорядкування;

упорядковане розташування атомів всіх трьох сортів - при деякому певнім відношенні концентрацій А/Б/В.

Важлива кількісна відмінність багатокомпонентних твердих розчинів від бінарних полягає в тому, що фактично зміни властивостей за які відповідальне впорядкування, спостерігаються аж ніяк не у вузьких концентраційних інтервалах, а досить широких внаслідок поширеності явищ ближнього порядку.

Слід також зазначити, що як і у випадку розчинів заміщення, явища впорядкування твердих розчинів впровадження (якщо вони реалізуються) приводять до зниження дифузійної рухливості компонентів розчину в обсязі.

Металлоподібні сполуки в дифузійному шарі утворюються при насиченні перехідних металів. Вони утворюються в системі перехідний метал - неметал (В, С, N і Р). Кристаллохімія й електронна природа фаз цього класу досить добре вивчені й докладно описані в роботах Г.В.Самсонова й співробітників.

Металлоподібні фази здатні забезпечити дифузійним покриттям найбільш високі експлуатаційні властивості. Однак це пропонує високу міцність межатомного зв'язку й, отже, малу дифузійну рухливість компонентів сполуки. Тому швидкість росту багатьох дифузійних шарів, що містять ці фази, досить низка. У багатьох шарах цих фаз границі між сусідніми кристалами металлографічно не виявляються (наприклад, у карбідні й нітридних).

Дифузійна рухливість і швидкість росту шару фази перебувають у прямого зв'язку з наступними факторами:

а) дефектністю структур, інтервалами гомогенності й можливістю впорядкування в них дефектів;

б) механізмом дифузійного переміщення атомів металу й неметалу в структурі;

в) можливістю заміни металів і неметалів у структурі й утворенням багатокомпонентних фаз (із числом компонентів більше двох).

Металідні фази. Найбільше часто одним з дифузантив при комплексному насиченні є ковалентний неметал, а другим -перехідний метал. При цьому в шарі ніколи не утворюється сполука металу- дифузанта з насичуємим, оскільки хімічний засіб неметал-метал завжди значно сильніше. Однак у ряді випадків для дифузійного насичення застосовуються неперехідні метали (алюміній, цинк та ін.)

При насиченні металів і сплавів металами утворення металідів у шарі можливо лише в тому випадку, якщо інші дифузанти не в змозі утворювати сполук більше міцних (наприклад, металоподібних). На базі інтерметалідів, так само як і металлоподібних фаз, можливе утворення складних (багатокомпонентних) твердих розчинів.

Особливістю багатокомпонентних покриттів є: по-перше, у шарі типу твердого розчину (у тому числі й на базі хімічних сполук) збільшення числа його компонентів, як правило, зменшує дифузійну рухливість кожного з них (принаймні для перехідних металів при звичайно, що застосованих температурах, хіміко-термічної обробки), тому співвідношення швидкостей дифузії змінюється на користь найменш рухливого металу, що насичується; у других, загальна глибина багатокомпонентних шарів нижче глибини шару найбільше швидкодифундуючого елементу складного джерела. Нарешті, при багатокомпонентному насиченні загальне число фаз у дифузійному шарі звичайно не більше, ніж в «базовому» однокомпонентному шарі.

Двохкомпонентні покриття

Двохкомпонентні покриття можна розділити на наступні групи: покриття за участю алюмінію; покриття за участю бору; покриття за участю кремнію; покриття за участю хрому.

Покриття за участю алюмінію

До них відносяться алюмосиліціювання, алюмооборудування, алюмохромування, алюмованадіювання, алюмотитанування й алюмоцирконування.

Алюмосиліціювання - це процес одночасного насичення металів і сплавів алюмінієм і кремнієм. Цьому процесу піддаються вуглецеві й леговані сталі, жароміцні сплави на нікелевій основі, тугоплавкі метали і їхні сплави, а також мідь. Основна мета застосування алюмосиліціювання - підвищення жаростійкості металів і сплавів.

Алюмосиліціювання проводиться в порошкових сумішах елементів або феросплавів, у розплавах на основі алюмінію й кремнію, алюмотермічним способом, насичення в пастах на основі феросплавів і газовим безконтактним методом.

Алюмосиліційовані шари на нікелі і його сплавах мають жаростійкість вище, ніж силіційовані. Покриття Al - Si краще охороняє сплави на нікелевій основі від окислювання при температурах 1000-1200°C, чим алітування.

Алюмоборування - одночасне насичення металів і сплавів алюмінієм і бором проводиться з метою підвищення зносостійкості й жаростійкості, рідше для підвищення корозійної стійкості в різних агресивних середовищах.

Основними методами алюмоборування є: алюмоборування в порошках бор- і алюмінійсумісних речовин, у розплавах систем $\text{Na}_2\text{O} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3$ і $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3$ шляхом електролізу й у газовій фазі.

Алюмоборування піддають залізобуглецеві, нікельхромові й титанові сплави. Алюмоборування титанових сплавів з порошкових сумішей, паст і електролізним методом дає позитивні результати. Так, наприклад, дифузійний шар на сплаві ВТ1, отриманий з алюмотермічної суміші (17,5% Al_2O_3 + 14,25% B_2O_3 + 33,25% Al + 2% AlF_3 + 3% NH_4Cl), складається з упорядкованого твердого розчину Ti_3Al , з включеннями бориду TiB_2 , під яким розташований α - твердий розчин бору й алюмінію у титані. Зносостійкість алюмоборованого сплаву ВТ1 в умовах тертя без змащення збільшувалася в 3-4 рази, жаростійкість при 900°C протягом 26 год. в 10-12 разів.

Алюмохромування - дифузійне насичення металів і сплавів хромом і алюмінієм. Деякі дослідники цей процес називають хромоалітуванням або алітохромуванням. Алюмохромування різних сталей, нікельхромових, мідних і титанових сплавів проводиться з метою підвищення жаростійкості. Це один із самих старих двохкомпонентних покриттів. Так, наприклад, ще в 1942р. Було запропоновано як замітник ніхрому застосовувати залізний дріт після алюмохромування. Термін служби при 850-900°C спіралей з алюмохромованого залізного дроту становить 450 – 500г., тоді як алітований дріт служив тільки 120-150 год. при 800-850°C.

Одночасне насичення алюмінієм і хромом відбувається в алюмінотермічних сумішах на основі Cr_2O_3 і алюмінію при його вмісті більше 25%. При меншій концентрації в суміші алюміній витрачається переважно на відновлення Cr_2O_3 і практично не бере участь в утворенні дифузійного шару.

Вплив змісту на глибину алюмохромованих шарів на залозі й сталі У8 показано на рис..9.21.

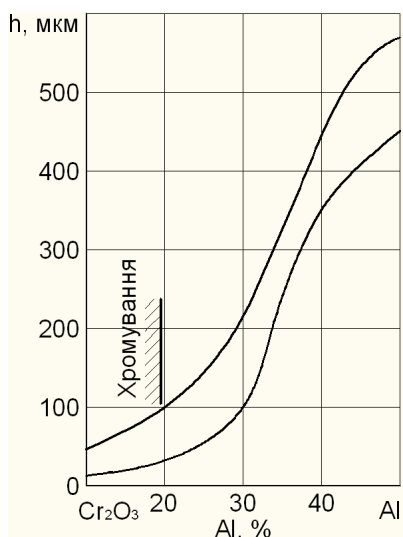


Рис.9.21 Залежність глибин дифузійного шару від вмісту алюмінію при алюмохромуванні заліза (1) і сталі У8 при температурі 1100°C і часу 4 год.

З підвищенням змісту алюмінію в суміші глибина дифузійного шару збільшується. При цьому концентрація алюмінію в шарі зростає, а хрому - знижується.

Алюмохромування рекомендується застосовувати при виготовленні лопаток стаціонарних газових турбін, деталей вихлопних систем двигунів, жарових труб, камер згоряння й інших деталей з аустенітних сталей у тих випадках, коли крім високих механічних властивостей при робочих температурах, потрібно підвищена жаро- і ерозійна стійкість, гарний опір термічному удару.

Алюмованадірування (ванадійалітування) – це процес спільного насичення металів і сплавів алюмінієм і ванадієм. Цей процес проводиться з метою підвищення жаро- і корозійної стійкості в ряді агресивних середовищ.

Провідним методом одержання двухкомпонентного покриття системи Al – V є алюмотермічний. У якості поставника активних атомів ванадію використовується пентаокис ванадію (V_2O_5), у якості відновлювача – алюміній, а активатора – Al_3 .

Підвищення змісту алюмінію понад 20%, супроводжується різким збільшенням глибини шару як на залозі, так і на сталях, що свідчить про спільну дифузію ванадію й алюмінію. Оптимальним вмістом активатора Al_3 у суміші є 2-5%.

Для підвищення жаростійкості рекомендується склад суміші: 95% [$60\% Al_3 + 40\%(40-60\% V_2O_5 + 40-60\% Al)$] + 5% Al_3 . Зі збільшенням співвідношення V_2O_5/Al у суміші жаростійкість алюмованадірованого шару

По жаростійкості алюмованадіровані сталі перевершують аналогічні алітіровані шари.

Помітно підвищує алюмованадірування й корозійну стійкість. Так, наприклад, корозійна стійкість вуглецевих сталей у результаті алюмованадірування підвищується у водяних розчинах деяких кислот в 2-3 рази.

Алюмотитанірування – дифузійне насичення сталей одночасно алюмінієм і титаном з метою підвищення їхньої жаростійкості, корозійної стійкості в різних агресивних середовищах.

Для алюмотитанірування використовують звичайно порошки титана й алюмінію або їхніх феросплавів. Алюмотитаніруванні шари можна отримати під час дифузійного насичення з паст на основі ферротитана й ферроалюмінія. Пропонуються металеві розплави для алюмотитанірування, до складу яких, крім алюмінію й кремнію, входять кальцій, барій і стронцій.

Алюмотитаніруванні шари на різних металах і сплавах можуть бути отримані також при використанні порошкових сумішей алюмінію й окису титана, у яких вміст алюмінію більше необхідного для повного відновлення TiO_2 .

Одночасне насичення заліза й вуглецевих сталей алюмінієм і титановими сталями алюмінієм і титаном з метою підвищення їхньої стійкості проти окислювання при високих температурах не має переваги перед однофазним алітуванням. У той же час слід зазначити, що алюмотитаніруванні шари на сталях мають глибину в 1, 5-2 рази більшу, ніж алітуванні. Тому очікується, що при більш тривалих випробуваннях покриття $Al - Ti$, будуть мати кращу жаростійкість у порівнянні з алітуванням.

Наведені вище дані свідчать про недостатню вивченість процесу алюмотитанірування металів і сплавів і властивостей дифузійних шарів.

Алюмоцирконірування – спільне насичення металів і сплавів алюмінієм і цирконієм підвищує їхню жаростійкість і корозійну стійкість у ряді агресивних середовищ. Найбільше докладно процес алюмоцирконірування вивчений при використанні алюмотермічних сумішей. Рекомендується наступний оптимальний склад суміші для алюмоцирконірування: 28,5% $Al_2O_3 + 33-40\% Zr_2 + 33\% Al + 5\% Al_3$. Концентрація алюмінію в дифузійному шарі на вуглецевих сталях досягає 45-65%. Мікротвердість поверхневого шару перебуває в межах 700-900 кг/мм². На поверхні заліза й вуглецевих сталей формується алюмінід цирконію $ZrAl_2$. Під ним утвориться алюмінід заліза Fe_3Al_3 , легований цирконієм. Нижче розташована зона твердих розчинів: надструктур $FeAl$ і Fe_3Al , легований цирконієм, і неупорядкованого твердого розчину алюмінію й цирконію в α -залозі стовпчастої будови.

На вуглецевих сталях алюмоцирконірування підвищує їхню жаростійкість, однак помітно поступають жаростійкості алітіруваних сталей. На нікелевих сплавах (ЖС6ДО) алюмоцирконірування підвищує жаростійкість у більшій мері, чим алітування

Від корозії у водяних розчинах кислот алюмоцирконірування вуглецевих сталей не захищає. Можна лише відзначити деяке підвищення корозійної стійкості в результаті алюмоцирконірування низьковуглецевих сталей у морській воді.

Покриття за участю бору

Боросіліцування – одночасне або послідовне насичення металів і сплавів бором і кремнієм. Його застосовують для підвищення зносостійкості, рідше жаро- і корозійної стійкості.

Боросіліцування проводять у порошкових сумішах і в розплаві бури. Структура й фазовий склад дифузійного шару визначаються режимом технологічного процесу й складом середовища, що насичує. Так, наприклад, при боросіліцуванні середньовуглецевих сталей утвориться суцільний боридний шар, що не має голчастої будови, нижче якого розташовані

рівновісні зерна Fe_2U , більш-менш рівномірно розподілені в шарі кременистого ферита. При боросіліцируванні в сумішах порошків, що містять (10% кремнийвміщуючих компонентів, мікротвердість боридов заліза підвищується до 23 ГПа.

Підвищення мікротвердості дифузійного шару сприятливо позначається на його зносостійкості в умовах абразивного зношування. При зміні суміші 20% Si і більше зносостійкість боросіліцируваних шарів у порівнянні з боридними знижується.

Боросіліцирування в порошкоподібних сумішах, як і борирування, помітно підвищує корозійноутонну міцність сталі. Однак боросіліцируванні шари не захищають вуглецеві сталі від корозії в азотній кислоті.

Боросіліцирування дозволяє в значно більшій мері збільшити термін служби молібдену, вольфраму, ніобію і їхніх сплавів у порівнянні із сіліцируванням шляхом різкого гальмування процесу дифузійного розчинення дисуліцидів металів у подложках при температурах експлуатації.

Борохромування – насичення металів і сплавів бором і хромом з метою поліпшення фізико-хімічних характеристик, а саме, жаростійкості й корозійної стійкості.

Двухкомпонентні покриття можуть бути отримані наступними методами: гальванотермічним (одночасне або послідовне осадження компонентів); сполученням гальванотермічного й дифузійного; дифузійним (послідовне дифузійне насичення, одночасне дифузійне насичення при ізотермічній витримці або при східчастому температурному режимі); методом наплавлення; сполученням об'ємного легування й дифузійного насичення (дифузійне однокомпонентне насичення, інший компонент шару входить до складу сталі або сплаву).

Дифузійні шари борохромованих покриттів на армко-залозі й сталях являють собою твердий розчин хрому й бору в α - залозі й складних боридов ($FeCr$)₂U і ($FeCr$)B. Співвідношення твердого розчину й боридов коливається в широких межах.

Борохромуванні шари, одержувані різними способами, доцільно розділити на три типи: 1) на основі боридов заліза ($FeCr$)₂U, ($FeCr$)B; 2) на основі боридов хрому (Cr_1Fe)₂U, (Cr_1Fe)B; 3) на основі α - твердого розчину хрому й бору в залозі із включеннями боридов.

Борохромування підвищує границя витривалості сталі45 на 40%, межа коррозійно утомної міцності в 2,5 рази, а по жаростійкості вони перевершують борируванні. Це дозволяє проводити нагрівання під гартування, відпал і інші види обробки борохромованих виробів без використання захисних атмосфер.

Боротитанірування – насичення металів і сплавів бором і титаном. Послідовне насичення залізовуглецевих сплавів бором і титаном дозволяє одержувати дифузійні шари, що містять диборид титана, що має високу мікротвердість (до 34ГПа), зносостійкість, корозійну стійкість, теплостійкість і стійкість у розплавах кольорових металів.

Після титанірування борированих зразків армко-заліза й вуглецевих сталей утвориться шар, що складається із трьох зон: перша зона товщиною до 30мкм являє собою борид титана TiB_2 з мікротвердістю до 34 ГПа, друга зона – твердий розчин титану й бору в залозі з мікротвердістю 2300-4300 МПа й третя зона – твердий розчин титану й бору в залозі з мікротвердістю 2300 – 4300МПа й третя зона – борид заліза Fe_2U . Співвідношення зон залежить від товщини боридного шаруючи і його великого складу, температури й тривалості титанірування.

Борирування заліза й сталей після титанірування впливає на структуру й мікротвердість титаніруваного шару.

Електролізні боротитанірування проводять у розплавах з бури, двоокису титана й невеликої кількості порошку титана або титанової губки. Боротитаніруванні шари утворюються також при борируванні сталей, що містять титан.

Промислові випробування боротитаніруваних покриттів показали, що вони захищають вироби від газової корозії, корозії в агресивних середовищах, гідроерозії, від інтенсивного абразивного зношування й ін. При цьому стійкість виробів після боротитанірування вище, ніж після борирування: хромування, борохромування й інших високоефективним методів ХТО.

Бороцирконіювання – це одночасне насичення бором і цирконієм заліза й сталей електролізним способом. У результаті утвориться шар з характерної для боридов голчатістю. Наявність боридов цирконію дещо знижує поверхневу твердість у порівнянні із твердістю Feв, але підвищує пластичність шару.

Рідинне безелектролізне бороцирконіювання проводиться в різних електролітах при введенні в розплав порошків селікокальція, селікоцирконія й інших відновлювачів.

Для електролізного бороцирконіювання використовують електроліти, до складу яких входять оксиди бору, цирконію й активатори. Наприклад: $0,25Zr_2 + 2B_2O_3 + Mg + Mg_2$. Температура процесу становить 800-100003.

Бороцирконіюванні шари утворюються також при борируванні сталей, легованих цирконієм.

Бороцирконіюванні шари мають високий опір абразивному зношуванню, корозійному руйнуванню в агресивних середовищах і при високих температурах, а також зношуванню при статичних і динамічних навантаженнях.

Промислові випробування показали, що після бороцирконіювання зносостійкість ходових частин екскаваторів підвищується в 10 разів, висаджень обігрівальних елементів крутильно-втяжних машин - в 15 разів (при цьому підвищувалася якість випускаємої продукції, що), деталей прессформ (пуансонів і матриць) і іншого технологічного встаткування для формування намиста - в 8 разів.

Борофосфориювання – дифузійне насичення залізовуглецевих сплавів бором і фосфором. Цей процес застосовують для підвищення антифрикційних властивостей борируваних шарів.

Процес борофосфориювання проводиться електролізним способом, рідинним безелектролізним. Їх можна одержати також гальванотермічним способом, способом дифузійного насичення з порошків, паст, суспензій і шлікерів.

Електролізне борофосфориювання проводиться в розплаві на основі $Na_2B_4O_7$ і Na_3PO_4 (30-50%). Процес проводиться при температурі 750-850 при катодній щільності струму 0, 1-0,3 А/див².

Рідинне безелектролізне борофосфориювання проводиться в соляних ваннах состава: а) 50% Na_3PO_4 + 20% Si + 30% $Na_2B_4O_7$; б) 80% Na_2PO_4 + 20% B_4C + 15% NaCl. Процес здійснюється при температурі 900-960 °С протягом 4-6 ч.

По зносостійкості борофосфориюванні шари на залозі й сталях не поступають борируванням.

Боромідніння – насичення заліза й сталей бором і міддю. Застосовується для зниження крихкості боридного шару й підвищення його пластичності. Останнє, цілком ймовірно, зв'язано не тільки (і, може бути, не стільки) із присутністю міді в шарі, але й зі зменшенням у ньому вмісту високобористої фази, що свідчить про зниження мікротвердості боромідненого шару на сталі 45 з 1800 до 1300-1600 кг/мм². Крім того, боромеднение не знижує утомну міцність середньовуглецевої сталі.

Для насичення середньовуглецевих сталей одночасно бором і міддю рекомендується суміш, що насичує, наступного складу: 92-97,6% ($84\% B_4C + 16\% Na_2B_4O_7$) + 2, 4-8% Cu.

Для алюмотермічного способу бороміднення рекомендується суміш состава: 90-97% [$80\% Al_2O_3 + 20\% (75\% B_2O_3 + 25\% Al)$] + 0, 5-2,5% Cu + 0,5% Na.

Процес насичення здійснюється при температурі 950-1000 у плинні 4 ч.

Зносостійкість боромідненої сталі в умовах тертя ковзання трохи вище борируваної. Теж можна відзначити для умов абразивного зношування.

Боровольфрамування й **боромолібденіювання** – це процеси дифузійного насичення залізовуглецевих сплавів бором і вольфрамом, а також бором і молібденом відповідно.

Боровольфрамування й боромолібденіювання проводиться електролізним насиченням у солях Na_2WO_4 і Na_2Mo_4 при температурі 950-1100 протягом 2-4 ч при щільності катодного струму 0, 1-0,3 А/див². При рідинному безелектролізному способі в якості електрохімічного відновлювача

рекомендується використовувати сіліко-кальцій або інші речовини. У випадку застосування порошкоподібної суміші, наприклад 80% W і 20% V_4C як активатор застосовують стружку фторопласта. При цьому на сталях і чавунах також утворюються борвольфрамкові шари.

Борвольфрамкові й бормолибденові шари можуть утворюватися при борированні вольфрам- і молибденвміщуючих сталей, що приводить до підвищення твердості поверхневих шарів. Так, наприклад, при борированні швидкоріжучої сталі Р18 мікротвердість борвольфрамуваних шарів досягла 30 Гпа. Підвищення мікротвердості й інших фізико-механічних властивостей сталей після борвольфрамування й бормолибденірування позитивно позначається на працездатності зміцнених деталей і їхньої довговічності. Так, наприклад, зносостійкість сталей у порівнянні з незміцненими збільшується в 40-60 разів, а в порівнянні з борированими - в 2-2,5 рази.

Покриття за участю кремнію

До двухкомпонентним дифузійним покриттів за участю кренмія ставляться: хромосіліцирування, титаносіліцирование, вольфрамосіліцирування, молибденосіліцирування.

Хромосіліцирування – спільне насичення металів і сплавів хромом і кремнієм – застосовується з метою підвищення зносостійкості, жаростійкості й корозійної стійкості в різних агресивних середовищах.

Для підвищення ерозійної й кавітаційної стійкості, опору газової й електрохімічної корозії, зносостійкості сталей застосовують хромосіліцирування, яких можна проводити в порошкових сумішах, металотермічним і електролізним методом насичення з паст і газовим методом. У порівнянні із хромуванням спільне насичення сталей хромом і кремнієм дозволяє збільшити швидкість формування дифузійного шару.

Фазовий склад дифузійного шару на сталях залежить від умов насичення. Так, наприклад, у випадку хромосіліцирування в розплаві з 15% Cr_2O_3 на сталях [45 і В8] спостерігається спадаюча послідовність у розташуванні фаз (від поверхні вглиб): $\text{Cr}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \text{Cr}_7\text{C}_3 \rightarrow \alpha$ -твердий розчин. Зі зміною температури хромосіліцирування змінюється лише відносний зміст зазначених фаз. На сталях 20, 45, В8, оброблених у розплавах з 10% Cr_2O_3 при 1000°C, дифузійний шар складається з α -фази й невеликої кількості карбіду Cr_{23}C_6 . При температурі 1100°C буде дифузійного шару аналогічно описаному вище для розплаву з 15% Cr_2O_3 .

Хромосіліцируваний шар на низьковуглецевих сталях має більшу в'язкість, чим сіліцируваний. Жаростійкість хромосіліцируваних сталей вище, ніж хромованих або сіліцируваних.

Порівняльні дані по жаростійкості нержавіючих сталей, хромованого армко-заліза й хромосіліцируваним електролізним способом армко-залізі й стали 20 при температурі 900°C наведені на рис.--- Хромування проводилося із суміші порошоків: 50% Cr + 47% Al_2O_3 + 3% NH_4Cl при температурі 1000°C у плин 24 ч., хромосіліцирування – з розплаву 15% Cr_2O_3 при 1100 °C

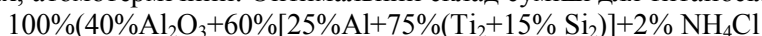
Хромосіліцируванні сталі по жаростійкості наближаються до нержавіючих типів 1Х18Н9Т и перевершують хромовані. Розходження в жаростійкості хромованих і хромосіліцируваних низькозміцнених сталей збільшується з ростом температури (в інтервалі 700-900°C). Висока жаростійкість хромосіліцируваних сталей обумовлена утворенням на поверхні щільної плівки оксидів: $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$ і Si_2 . Можливо, що при окислюванні хромосіліцируваної сталі утворюються складні оксидні плівки $\text{Fe}^* \text{Cr}_2\text{O}_3^* \text{Si}_2$ типи, що мають особливо високі захисні властивості.

Хромосіліцируванні сталі мають високу корозійну стійкість у різних агресивних середовищах. Так, наприклад, сталь 30, хромована газовим методом, по корозійній стійкості в морській воді не поступають хромованій сталі.

Хромосіліцирування рекомендується для зміцнення середньо- і високовуглецевих сталей, що працюють в особливо складних умовах: зношування при підвищених температурах, в агресивних середовищах і т.д. Прикладом подібного роду сталевих виробів може служити інструмент для гарячої обробки тиском.

Титаносіліцирування – одночасне насичення поверхневих шарів металів і сплавів титаном і кремнієм – дозволяє збільшити поверхневу твердість, жаростійкість і їхню корозійну стійкість у різних агресивних середовищах.

Для здійснення титаносіліцирування розроблені наступні методи: насичення в порошкових сумішах, атомотермічний. Оптимальний склад суміші для титаносіліцирування наступний:



Після насичення армко-заліза на його поверхні розташовується зона силіцидів $(Ti, Fe)_2Si_3$, у контакт з якою перебуває зона стовпчастих кристалів α -твердого розчину титана й кремнію в залізо з дрібнодисперсними виділеннями надлишкової фази, що є силіцидом $(Fe, Ti)_5Si_3$.

Дифузійні шари на сталях 45 і В8 складаються із трьох зон: зони карбда $(Ti, Fe)_3$; зони силіцидів $(Fe, Ti)_5Si_2$ і ізоморфний силіциди Ti_5Si_3 і зони α -твердого розчину титана й кремнію в залізі.

Дифузійне насичення кремнієм і титаном (при одночасному й послідовному способах) надійно захищають сплав ЖС6До від газової корозії в атмосфері продуктів згоряння сірчастого палива, що містить пари морської води, при температурі 900°C.

Зразки без покриттів за таких умов катастрофічно руйнуються; глибина ушкодженого шару при цьому досягає 1000-1200 мкм.

Ушкоджена частина шару на діаграмі заштрихована. Найбільшою стійкістю володіють титаносіліцируванні шари, отримані при одночасному насиченні сплаву титаном і кремнієм. Однокомпонентні покриття (Al, Si, Cr) мають значно меншу стійкість.

Вольфрамосіліцирування – спільне насичення сталей вольфрамом і кремнієм. Дифузійні шари можуть бути отримані шляхом електролізу розплавів системи $Na_2Si_2 - Na_2WO_4$ хімічним відновленням зазначених розплавів активними розкислювачами, а також металотермічним методом.

Процес насичення здійснюють при 950-1100°C, а тривалість його визначається необхідною товщиною шару. У розплавах, що містять до 85% Na_2Si_3 на армко-залізі й низьковуглецевих сталях утворюються шари, за структурою аналогічні вольфрамуваними. Концентрація в них вольфраму досягає 6/8%, а кремнію - $\leq 0, 5-0,7\%$. На сталях зі змістом 0,2% С і більше на поверхні шару утвориться суцільна скоринка карбиду W_2C , а під ним – зона твердого розчину вольфраму й кремнію в залізі (α -фаза).

На високовуглецевих сталях α -фаза в шарі відсутня. При більших вмістах моносиліката натрію відбувається насичення заліза й сталей кремнієм.

Швидкість формування дифузійного шару при одночасному насиченні заліза (стали) вольфрамом і кремнієм помітно вище, ніж при чистому вольфрамуванні.

Мікротвердість вольфрамосіліцируваного шару й на армко-залізі, і на низьковуглецевих сталях становить 2400-2500Мпа, а на середньо- і високовуглецевих сталях = 12-13 Гпа.

Вольфрамосіліцирування підвищує зносостійкість сталей в умовах тертя ковзання без змащення, а також при абразивному зношуванні (рис. 9.22). Жаростійкість заліза й сталей вольфрамосіліцирування не підвищує.

Електролізне молібденосіліцирування виконують при температурах 1000 - 1100°C в розплавах суміші $Na_2SiO_3 - Na_2MoO_4$ в умовах електричного поля, тривалість процесу обумовлює

потрібна товщина шару, яка збільшується при підвищенні температури і тривалості процесу.

Рідке молібденосіліцирування проводять в розплавах системи $Na_2SiO_3 - Na_2MoO_4$, що відновлюється достатньо сильним відновлювачем а Na_2MoO_4 , що вміщує кремній силікокальцієм, феросиліцієм, що є поставальниками кремнію. Процес відбувається при відсутності електричного поля.

Шари утворені обома методами суттєво не відрізняються. Це зони карбиду Mo_2C ; α – фази в середньо - та низько вуглецевих сталях, в високолегованих сталях α – фаза практично відсутня.

Процес молібденосиліцирування можна проводити в метало термічних сумішах порошків $\text{MoO}_2 + \text{СК 25} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{NH}_4\text{Cl}$ при температурах 950 - 1100°C і тривалості процесу 4 – 6 год.

Молібденосиліцирування підвищує зносостійкість сталей 1,2 – 1,7 разів, що обумовлено малою товщиною шару; приблизно в 2 рази збільшує опір чавуна кавітаційному руйнуванню. Корозійна стійкість і жаростійкість сталей після молібденосиліцирування не змінюється в порівнянні з необробленими матеріалами.

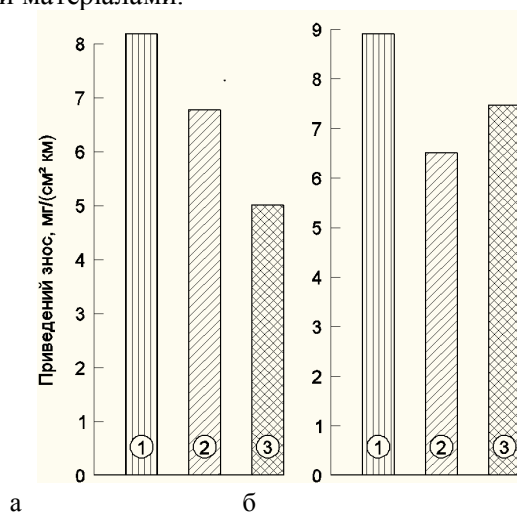


Рис. 9.22. Зносостійкість сталі 45 в умовах сухого тертя (а) і абразивного зносу (б): 1 – після гартування і низького відпалу; 2 – після силіцирування; 3 – після вольфрамосиліцирування

Трьохкомпонентні покериття

Алюмохромосиліцирування – це послідовне або одночасне насичення сталей та сплавів алюмінієм, хромом і кремнієм з метою підвищити їх жаростійкість та ерозійну стійкість. Алюмохромосиліцирування застосовують на сталях, сплавах на основі нікелю та ряду тугоплавких металів (вольфраму, молібдену, ніобію). Поширенні такі методи дифузійного насичення:

- твердий з використанням шлікера;
- рідкий в розплаві на основі алюмінію, модифікованого кремнієм і хромом або безелектролізним способом;
- газовий в порошкових сумішах чистих металів, їх феросплавів або оксидів Cr_2O_3 та SiO_2 і алюмінію, що є відновлювачем і насичуючим елементом.

При дифузійному насиченні вуглецевих сталей суттєвим є вміст алюмінію в алюмінотермічній суміші: якщо $\text{Al} < 25\%$ утворюється хромосиліцирований шар, $\text{Al} > 40\%$ - алітірований. При вмісті Al (25 – 40%) формується алюмохромосиліцирований шар. Наявність в сталі вуглецю, нікелю та хрому зменшують швидкість формування шару, молібден, титан і кремній - збільшують.

Алюмохромосиліцирування застосовують для захисту вуглецевих і легованих сталей від окислення при температурах 800 - 1000°C.

Жаростійкість алюмохромосиліцированого шару на вольфрамі і молібдені залежить від складу порошкової суміші. Після насичення в розплаві алюмінію кремнієм, хромом і молібденом (при температурі 850°C) дифузійний шар на молібдені працює 240 год; при температурі 1350°C і 30 год. при - 1500°C.

Жаростійкість і термостійкість ніобію та його сплавів підвищується при послідовному насиченні поверхні. Після одночасного насичення хромом і алюмінієм. Шар вміщує інтерметалід Cr_2Nb , легований алюмінієм. В результаті подальшого силіцирування утворюється шар з дисперсних частинок NbSi_2 , легованих алюмінієм і хромом, карбіду ніобія і твердого розчину алюмінія, хрому та кремнія в ніобії.

Алюмохромосиліцируванні шари захищають метали і сплави від дії високих температур, швидкісних газових потоків, різкої зміни температури деталі жарових труб, соплового апарату, камер згорання, лопаток газотурбінних двигунів та інш.

Алюмотитаносиліцирування – одночасне насичення алюмінієм, титаном і кремнієм для підвищення жаростійкості і корозійної стійкості вуглецевих сталей.

Процес насичення виконують в порошкових сумішах чистих металів, їх феросплавів або оксидів після їх відновлення при температурах 900 - 1000°C.

Поверхня алюмотитаносиліцированого шару на армко – залізі вміщує $Fe_2 Al$, легований титаном і кремнієм, і дрібнодисперсні частинки $Ti_5 Si_3$. Далі іде шар надструктур $Fe Al$ і $Fe_3 Al$, легованих титаном і кремнієм в якому при повільному охолодженні присутні дрібно дисперсні частинки $Ti_5 Si_3$ і в середині стовбчастий шар легованого фериту. Аналогічну структуру має дифузійний шар утворюється на вуглецевих сталях.

Алюмоцирконосиліцирування – процес спільного насичення поверхні вуглецевих сталей і нікелевих сплавів алюмінієм, цирконієм і кремнієм. Процес відбувається в порошкових сумішах чистих елементів, феросплавів цих елементів або їх оксидів при температурах до 900 - 1000°C.

Дифузійний шар на армко – залізі і вуглецевих сталях вміщує алюмінід $Fe_2 Al_5$, легований цирконієм і кремнієм з включеннями частинок $Zr_5 Si_3$ і неупорядкований твердий розчин всіх трьох насичуючих елементів в α – залізі.

Алюмоцирконосиліцируваний шар захищає армко – залізо і вуглецеві сталі від корозійної дії хімічних речовин (розчинів кислот і солей).

Дифузійний шар на сплаві ЖС6 – К, отриманий насиченням з порошкової суміші чистих елементів при температурі 850°C і тривалості 6 год., захищає його від окислення при 1100°C.

Хромтитаноалітірування - процес одночасного або послідовного насичення металів і сплавів хромом, титаном і алюмінієм. Найбільш поширений метод утворення хромтитаноалітірованого шару – насичення з газової фази в порошкових алюмінотермічних сумішах. Оптимальний вміст суміші 38% $Al_2 O_3$, 25% Al, 22% $Cr_2 O_3$, 10% TiO_2 і 5% $Al F_2$ дозволяє підвищити жаростійкість. Хромтитаноалітірований шар на армко – залізі і вуглецевих сталях складається з алюмініду $Fe_2 Al_5$, легованого хромом і титаном, з включеннями фази $Cr_2 Ti$; на поверхні під ним розташовані упорядковані тверді розчини $FeAl$ і $Fe_3 Al$, легованих хромом і титаном, з включенням $Cr_2 Ti$ і складні тверді розчини алюмінію хрому і титану в α – залізі на межі з основним металом. Вміст насичуючих елементів в дифузійному шарі на сталі 45 складає 47,4% Al, 0,7% Cr і 0,2% Ti.

Хромтитаноалітірований шар не впливає на корозійну стійкість вуглецевих і легованих сталей, але суттєво підвищує їх жаростійкість при температурі 1000°C.

Хромтитаноалітірування застосовують для сплавів на основі нікелю. При вмісті 25 – 50% алюмінію в алюмінотермічній суміші для насичення утворюється дифузійний шар, що складається з фаз $NiAl$ і $Ni_3 Al$, легованих хромом і титаном, і підвищує жаростійкість нікелю в 9 раз при температурі 1000°C і в 3 рази при температурі 1100°C при тривалості роботи 100 год.

Хромтитаноалітірування застосовують для захисту від окислення при 800 - 1000°C деталей вихлопних систем двигунів, лопаток газотурбінних двигунів, жарових труб соплового апарату, каляр згорання та інших.

Хромтитаносиліцирування – це хіміко – термічна обробка, яку застосовують для захисту ніобія та його сплавів від окислення в умовах високих температур. Існує декілька методів утворення хромтитаносиліцируваних шарів.

Контактний спосіб насичення в порошкових сумішах з галогенидами – активаторами в вакуумі, атмосфері аргону або в спеціальних контейнерах з плавким затвором; Потрібний шар $NbSi_2$, легований хромом і титаном, і фазами $TiSi_2$ і $CrSi_2$ утворюється після обробки в розплаві (90% олова + 10% алюмінію з додатком кремнію) при температурі 900°C.

Розпилення на поверхні суміші тонких порошоків титану, хрому та кремнію в вигляді суспензії в органічному зв'язуючому, яке в свою чергу зціплює шар з основним металом при нагріванні до температури оплавлення. В результаті на поверхні швидко утворюється рідкий сплав системи кремній – титан – хром – ніобій. Далі виконують обробку розплавом (олово – алюміній) на протязі 1 години при 900°C для заповнення пор і тріщин силіциду рідким сплавом. Зовнішня зона шару вміщує фази $CrSi_2$, $TiSi_2$, і $NbSi_2$, легованого хромом і титаном.

Хромтитаносиліцируваний шар (утворений першим способом) стійкий до зміни температур, окислення, а при попередньому титануванні – жаростійкий.

Дослідження показали, що найбільш стійкі при статичному окисленні в умовах температур 1100 - 1400°C – пористі шари $NbSi_2$, отриманні насиченням нелегованого ніобій в розплаві (Sn-Al-Si).

При циклічному окисленні на протязі 1 год, при температурах до 1200°C і швидкозмінюючихся циклах найбільшу стійкість мали шари силіцидні шари, леговані хромом і титаном, на ніобії та його сплавах. Силіцидні шари, просічені розплавом (олово – алюміній) здатні "самозаліковуватись", але мають не високу стійкість проти дії аеродинамічних потоків.

2.2. Модуль №2 «Леговані сталі та незалізомісткі сплави. Неметалеві та композиційні матеріали».

Тема 2.2.1. Леговані сталі.

Класифікація за різними ознаками. Маркування.

Вплив легувальних елементів на структуру та властивості легованих сталей. Спадково дрібнозернисті та крупнозернисті сталі.

Основні групи легованих сталей. Зносостійкі сталі.

Легована сталь – це сплав заліза з вуглецем, в склад якого вводять спеціальні (легуючі) елементи. Необхідність створення легованих сталей обумовлена вимогами умов експлуатації технічних пристроїв: (температури (від -269 до 250°C), високих питомих навантажень, агресивних середовищ, різних видів зношувань тощо.

Вуглецеві сталі навіть після термообробки не можуть задовольнити виникаючі вимоги виробництва.

Крім легуючих елементів у сталі можуть бути домішки. За класифікацією Гудцева вони можуть бути такі: постійні (S, O, Si, Mn); Випадкові (Cr, Cu, Ti та ін.); приховані (H, N); легуючі (Ni, Cr, Mn, Si, Al та ін.).

Легуючі елементи в сталі. Легуючі елементи при введенні в сталь можуть створювати наступні фази: тверді розчини; легований цементит (або спеціальні карбіди); інтерметалічні з'єднання.

Вплив легуючих елементів на поліморфні перетворення заліза. Всі елементи, за виключенням вуглецю, азоту, водню і частково бору (він частково розташовується в порах заліза, а частково заміщує атоми заліза) створюють з залізом тверді розчини заміщення. Вони розчиняються в залізі і впливають на положення точок A_3 і A_4 . Таким чином ці елементи розширюють або звужують γ -область. В цьому зв'язку можна виділити дві групи легуючих елементів.

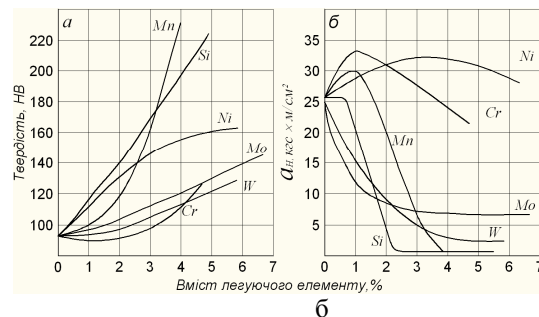
До першої групи відносять нікель і марганець, які понижають точку A_3 і підвищують точку A_4 . При цьому розширюється аустеніт і звужується область α -фази, а точка A_4 підвищується до лінії солідус, точка A_3 понижується до нормальної температури. Утворюючі сплави не досліджують фазових перетворень $\alpha \rightarrow \gamma$ і при всіх температурах представляють твердий розчин легуючого елемента в γ -залізі. Такі сплави називають аустенітними.

Такі елементи як мідь, вуглець і азот лише незначно розширюють γ -область (при невеликих вмістах Cu, C, N).

До елементів другої групи відносять Cr, W, Mo, V, Si, Al та ін., знижуючи точку A_4 і підвищуючи точку A_3 . Це призводить до того, що при відповідній концентрації легуючих елементів кристалічні точки A_4 і A_3 , а точніше їх інтервали зливаються, а область γ -фази повністю замикається. В цьому випадку сплави при всіх температурах в основному складаються з твердого розчину легуючого елемента в α -залізі і називаються феритними, а сплави маючі лише часткові перетворення – полу феритними.

В сучасних складнолегуючих сталях в якості легуючих елементів можуть бути, представлені як використовуються трійні, четверні і більш складні діаграма стану.

Вплив легуючих елементів на властивості фериту і аустеніту. Легуючі елементи, розчинені в фериті, підвищують його рівень міцності, суттєво не змінюючи відносного подовження, за винятком марганцю і кремнію при вмісті їх більше 2,5-3,0%. Найсильніше зміцнює ферит кремній, марганець і нікель. Інші елементи порівняно мало змінюють міцність фериту (рис. 10.1.).



а

б

Рис. 10.1. Вплив легуючих елементів на властивості фериту: а-твердість, б-ударна в'язкість

Легуючі елементи при введенні їх в сталь в кількості 1-2% знижують ударну в'язкість і підвищують поріг холодної крихкості. Виключення складає нікель (рис. 10.2).

Ферит, легований хромом, марганцем і нікелем, при швидкому охолодженні із області температур γ -розчину мартенситне перетворення. Структура набирає голчатої будови з НВ 200-250. Підвищення твердості викликано наклепом фериту в процесі $\gamma \rightarrow \alpha$ – перетворення, що відбувається з підвищенням об'єму. Наклеп, викликаний перетворенням, називається

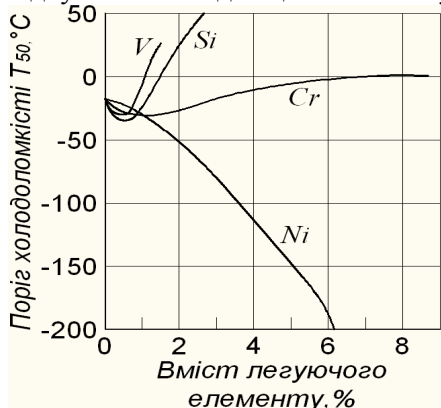


Рис. 10.2. Вплив легуючих елементів на поріг холодоломкості заліза

до водню і стійкості карбідних фаз).

Як встановив А.П. Гуляєв, активність цих елементів як карбідоутворюючих тим сильніше, а стійкість карбідів проти дисоціації і розчинення при нагріванні тим більше чим менше побудована електронна d- підгрупа відповідного металу перехідних груп. Наприклад Ni і Co мають d- підгрупу більш заповнену електронами ніж залізо, і тому вони карбідів в сталі не утворюють.

При малому вмісті сталі таких карбідоутворюючих елементів як Mn, Cr, W, Mo, останні розчиняються в цементі, заміщуючи в ньому атоми заліза. Загальна формула цементиту має вигляд $(Fe,M)_3C$.

Вплив легуючих елементів на механічні властивості сталей.

Кремній має решітку алмаза. Його розчинність в залізі при 1200°C складає 15%. Кремній, підвищуючи A_3 , знижує A_4 і повністю виключає γ -область при 2% Si. Відповідно, сталі, які мають >2% Si являються феритними. Кремній вводиться в сталь як розкислювач і як легуючий елемент. Він являється карбідоутворюючим елементом. Кремній підвищує міцність сталі, але при вмісті його в сталі більше 15% різко підвищує крихкість сталі. (рис.10.2)

Марганець має чотири алотропічних форми ($\beta, \delta, \gamma, \alpha$). При температурі 1100-1135°C він має тетрагональну гранецентровану решітку, близьку по параметрам до не центрованої решітки Fe_γ , тому він складає з залізом складає необмежені тверді розчини. Він вводиться в сталь як розкислювач і як легуючий елемент. Роль останнього наступна: сильніший зміцнював фериту, при цьому в більшій степені знижує ударну в'язкість; незначно уповільнює процеси перетворення в сталі, являючись не карбідоутворюючим елементом; суттєво впливає на прокалюваність сталі; дуже сильно впливає на зниження точки початку мартенситного перетворення, а відповідно, підвищує кількість залишкового аустеніту; незначно впливає на процеси розпаду мартенситу.

В сталі міститься до 0,5% Mn в якості постійної домішки. В якості легуючого елемента його не додають більше 2%, так як він дуже сильно знижує ударну в'язкість. При перегріві він сприяє дуж сильному росту зерна.

Хром має конічну об'ємноцентровану решітку близьку до Fe_γ . Він понижує точки A_4 (1400°C) і A_3 (911°C) і γ -область замикається при 13% Cr. В порівнянні з такими елементами як Mn, Si, Ni, Mo, W хром менше за всіх знижує ударну в'язкість фериту, а при концентрації 0,5-3,5% Cr він підвищує її, не значно зміцнює ферит. Він являється карбідоутворюючим елементом. Як і нікель він розширює γ -область, знижуючи точку мартенситного перетворення, при цьому підвищує кількість залишкового аустеніту. Хром уповільнює швидкість розпаду аустеніту в районі мартенситного перетворення, що виражається в зміщенні лінії ізотермічного перетворення вправо. Це сприяє підвищенню прогартуваності сталі. Тому він, як і нікель, входить до складу в більшості конструкційних легованих сталей. Особливо сильний його вплив при сумісному генеруванні з нікелем. Хром уповільнює перетворення із-за повільного карбідного перетворення. В зв'язку з цим для прискорення процесів дифузії при відсутності необхідно сталь нагрівати до більш високих температур або збільшити тривалість отпуска по відношенню з вуглецевою сталлю. Хром,

фазовим наклепом.

Легуючі елементи, розчинюючись в γ -залізі, підвищують міцність аустеніту при нормальній і високій температурах. Для легованого аустеніту характерні низький рівень текучості при порівняно високому рівні міцності. Аустеніт легко наклепується, тобто швидко і сильно зміцнюється під дією деформації. Аустеніт парамагнітний, має великий коефіцієнт теплового розширення.

Карбідна фаза в легуючих сталях. По відношенню до водню легуючі елементи розділяють на дві групи:

а) графітоутворюючі елементи: Si, Ni, Cu, Co, Al (знаходяться в твердому розчині);

б) карбідоутворюючі елементи: Fe → Mn → Cr → Mo → W → Nb → V → Zr → Ti (розташовані по зростаючій степені схожості

як і нікель (до 1%) – ті з не багатьох елементів, які надійно знижують поріг холодно крихкості сталі.

Нікель – створює з залізом неперервний ряд твердих розчинів. Він має кубічну грані центровану решітку близьку до Fe_γ . Він знижує точку A_3 і при місткості його в сталі 40%, тобто, до цієї температури існує аустеніт. В сплавах, багатих на нікель, може виникнути впорядкований твердий розчин з вмістом Ni_3Fe . Нікель підвищує твердість фериту на 30-40 НВ більше ніж Mo , W , Cr , але значно менше ніж Mn , Si . Головна перевага нікелю в тому, що він підвищує ударну в'язкість фериту, в той час як більшість легуючих елементів (Mn , Si , Mo , W) знижують її. Нікель підвищує проковлюваність сталі, знижує точку початку мартенситного перетворення, тобто підвищує кількість залишкового аустеніту.

Класифікація легованих сталей.

Леговані сталі класифікують за різноманітними ознаками. За кількістю введених легуючих елементів: низьколеговані (до 5%); середньолеговані (від 5 до 10%); високолеговані (> 10%).

За якістю: якісні; звичайної якості; високоякісні; особливо високоякісні – вміст сірки 0,055-0,015% і фосфору 0,045-0,025%.

За структурою у рівноважному стані: доевтектоїдна; евтектоїдна; заевтектоїдна; ледебуритна.

За структурою після охолодження на повітрі сталі перлітного класу (перліт, сорбіт, тростит); сталі мартенситного класу; сталі аустенітного класу (рис. 10.3):

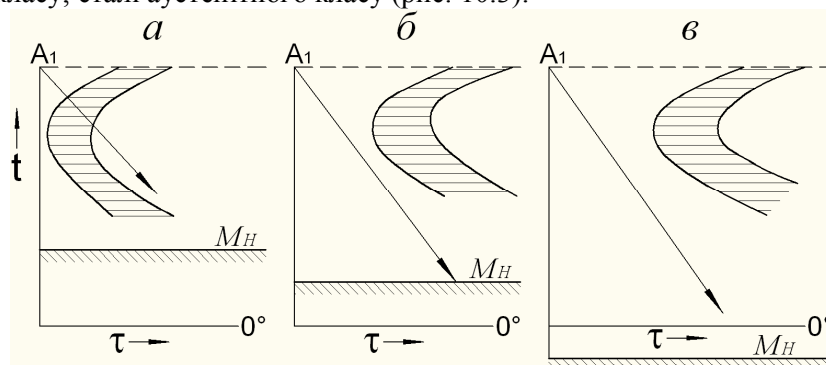


Рис. 10.3. Діаграма ізотермічного розпаду аустеніта для сталей трьох класів: а-перлітний клас; б-мартенситний клас; в-аустенітний клас;

За хімічним складом сталі поділяються: хромисті; хромо-марганцеві; хромонікелеві; хромнікельмолібденові; хромомарганцеві (18ХГТ, 25ХГТ); хромомарганцевонікелеві (15ХГН2ТА, 14ХГН, 19ХГН); хромкременіймарганцеві (20ХГС, 30ХГС, 30ХГСНА); хромнікельмолібденованадієві (38ХН3МФ, 36Х2Н2МФА).

За призначенням: конструкційні; інструментальні; штамповані; ресорно-пружинні; швидкоріжучі.

За властивостями сталі поділяються: нержавіючі; жароміцні; жаростійкі; зносостійкі; криогенні; кислотостійкі; з особливими властивостями.

За міцністю сталі поділяються: нормальної (середньої) міцності ($\sigma_b \sim$ до 1000МПа); підвищеної міцності ($\sigma_b \sim$ до 1500МПа); високоміцні (> 1500МПа).

Маркування легованих сталей.

Маркування легованих сталей складається із букв і цифр, які визначають хімічний склад сталі, а саме: Х-Сr, Н-Ni, С-Si, Г-Mn, М-Mo, В-W, Т-Ti, Ф-V, Ю-Al, Д-Cu, Б-Nb, Р-B, К-Co, П-P, Ц-Zn, Ч-рідко-земельні метали, У- високо вуглецева, Ш- шарикопід-шипникова; Е- електротехнічна.

Буква А має три призначення: якщо буква А стоїть на початку марки сталі, то це означає що сталь автоматна; якщо в середині марки – означає азот; якщо в кінці марки – сталь високоякісна.

Цифра, яка стоїть після букви означає кількість легуючого елементу у відсотках. Якщо цифри немає, то легуючого елементу менше або біля 1%.

Цифра, яка стоїть на початку марки сталі означає кількість вуглецю в сотих долях процента.

Наприклад: сталь 30ХГСА. Це легована сталь вмістом 0,3%С, 1%Сr, 1%Mn, 1%Si і мінімальною кількістю сірки (до 0,05%) і фосфору (до 0,05%).

Конструкційні сталі.

Хромисті сталі. Хромисті сталі 40Х, 45Х, 50Х відносяться до дешевих конструкційних матеріалів. Зі збільшенням вмісту вуглецю у них підвищується міцність, але знижується пластичність і в'язкість, підвищується поріг хладноломкості. Хромисті сталі схильні до крихкості після

відпуску. Сталі проколюються на глибину 15-25 мм і використовуються для деталей невеликого перерізу. Для збільшення прогартовуваності їх легують бором (0,002-0,005%), (20ХР) чи ванадієм (15ХФ).

Хромомарганцеві сталі. Це сталі 40ХГ, 30ХГ. Вони мають більш високу міцність і прогартовуваність, ніж хромисті сталі, однак, у них понижена в'язкість, підвищений поріг хладноломкості. Вони мають схильність до крихкості після відпуску.

Хромонікелеві сталі. Хромонікелеві сталі 12ХН3А, 20ХН3А, 12Х2Н4А, 20Х2Н4А використовуються для великих деталей відповідного призначення. Після загартування в мастилі вони мають структуру мартенситу в суміші з банітом, яка забезпечує їм високі міцні властивості та в'язкість.

Ці сталі добре прогартовуються (до 100мм). Нікель (3,4%) не тільки підвищує в'язкість, але й в поєднанні з хромом – прогартовуваність, але особливо в поєднанні з молібденом знижує поріг хладноломкості.

Хромонікельмолібденові сталі. Хромонікелеві сталі володіють схильністю до зворотної крихкості після відпуску, для вилучення якої багато деталей із цієї сталі охолоджують після високого відпуску в мастилі, а більш крупні деталі – в воді. Однак і при цьому виникає відпускна крихкість. Для попередження цього ефекту сталі додатково легують молібденом (40ХНМА, 40ХН2МА) чи вольфрамом (18ХНВА, 18Х2Н4ВА). Ці сталі загартовуються на мартенсит при будь-якому, навіть дуже повільному охолодженні. В якості пом'якшуючої операції застосовується високий відпуск на сорбіт. Ці сталі відносяться до групи сталей підвищеної міцності. Вони добре працюють при динамічних загрузках і в умовах понижених температур. Вони слабо розміцнюються при нагріванні і знаходять застосування при температурах 300-400⁰С.

Із цих сталей виготовляють особливо відповідальні деталі: вали і ротори турбін, тяжко навантажені деталі компресорних машин, редукторів.

До недоліків цих сталей відносяться: висока вартість, понижена обробка різанням, схильність до утворення флокенів.

В зв'язку з тим, що ці сталі дорогі їх заміняють на економно-леговані сталі. Це хромомарганцеві сталі леговані титаном або молібденом. До них відносяться сталі: 18ХГТ, 30ХГТ, 25ХГМ. Ці сталі по міцності мають перевагу над хромонікелевими, але поступаються їм по в'язкості. Вони знаходять застосування для деталей крупносерійного і масового виробництва.

Хромомарганцевокремнієва сталь (хромансиль). Хромомарганцевокремнієва сталь – це основна сталь літака. Сталь 30ХГСА містить 0,3% вуглецю, по 1,0% хрому, марганцю і кремнію. Вона володіє доброю зварюваністю, високими механічними властивостями, доброю (до 25мм) проколюваністю, задовільною оброблюваністю ріжучим інструментом і високою пластичністю у відпаленому стані, що дозволяє проводити гнучку виколотку та штамповку. Для виготовлення деталей літаків хромансиль поступає у вигляді листів, труб, профілів, поковок, прутків і проволочи. Сталь 30ХГСА застосовується для виготовлення деталей шасі, лонжеронів, болтів, гайок, стикових з'єднань, поясів, полок та ін.

Термообробка цієї сталі полягає в нагріванні її до температури 870-890⁰С, охолодження в мастилі і відпуск. При цьому вона набуває високих механічних властивостей: $\sigma_b=160-180 \text{ кг/мм}^2$; $\delta=5\%$; $a_a=5 \text{ кг}\times\text{м/см}^2$. Якщо відпуск провести при температурі 450-550⁰С, то $\sigma_b=110 \text{ кг/мм}^2$; $\delta=10\%$; $a_a=5 \text{ кг}\times\text{м/см}^2$; твердість 332 НВ.

Сталь 30ХГСНА містить ті ж елементи, що й 30ХГСА, але додатково вона легується нікелем (1,6%). Легування нікелем підвищує її характеристики міцності ($\sigma_b=150-175 \text{ кг/мм}^2$), збільшує в'язкість і пластичність ($\delta=10\%$; $a_a=7-10 \text{ кг}\times\text{м/см}^2$). Ця сталь добре зварюється дуговою сваркою, але погано – газовою. Вона володіє більшою проколюваністю, ніж сталь 30ХГСА.

Термообробка цієї сталі включає в себе гартування з нагріванням до 880-900⁰С, охолодження в маслі і потім проводиться відпуск при температурі 200-300⁰С.

Сталь 30ХГСНА застосовується для виготовлення найбільш відповідальних деталей шасі, крила і центроплану літака стикових з'єднань, полок лонжеронів, болтів. Характерними дефектами сталі хромансиль являються обезуглероживание, стрічкова чи смугова структура та мікротріщини. Для попередження обезуглероживание при нагріванні сталі в піч вводять деревне вугілля; на нафтових печах працюють з відновлюваним полум'ям; для відповідальних деталей, які мають різьбу, наносять спеціальні обмазки.

Стрічкова структура проявляється при відпалі у вигляді смуг фериту і перліту, які чергуються.

Основні дані: $\sigma_b=175 \text{ кг/мм}^2$; $\delta=7\%$; $a_n=7 \text{ кг}\times\text{м/см}^2$; 444Нв.

Конструкційні (будівельні) низьколеговані сталі.

Сталі, що містять не більше 0,22% С і порівняно невелику кількість недефіцитних легуючих елементів (до 1,8% Mn, до 0,8% Ni, до 0,5% Cu, до 0,15% V до 0,03% Ti, до 0,15% М) називаються низьколегованими. Вони призначені для виготовлення будівельних конструкцій – мостів, газо- і нафтопроводів, ферм, казанів тощо. Всі будівельні конструкції, як правило, є звареними й зварюваність – одна з основних властивостей будівельних сталей. Підвищення міцності досягається легуванням, що дозволяє досягти межі міцності до 50-60 кг/см², а при використанні термічної обробки й вище.

Легуючі елементи, розчиняючись у фериті, зменшуючи розмір зерна й збільшуючи схильність аустеніту до термоохолодження, сприяють здібнюванню карбідної фази, тому низьколеговані сталі в порівнянні з вуглецевими сталями, звичайної якості (Ст2, Ст3, Ст4) мають більш високі значення межі міцності й плинності при збереженні гарної пластичності, меншої схильності до старіння й холодноламкості.

Вибір марки стали здійснюється виходячи з виду спорудження (елемента конструкцій), умов експлуатації й розрахункових температур, параметра й величини діючих навантажень тощо. Всі сталі, застосовувані для сталевих конструкцій, підрозділяються на умовні класи виходячи зі співвідношень $\sigma_s/\sigma_{0,2}$ (338/23, 344/29 і ін.). По області застосування сталі всі конструкції розділяють на дев'ять груп. Приведемо деякі з них.

Група I. Зварені конструкції, що працюють в особливо тяжких умовах і підлягають безпосередньому впливу динамічних і вібраційних навантажень (балки робочих площадок головних будинків мартенівських і конверторних цехів, елементи конструкції бункерних і розвантажувальних естакад, підкранові балки й т.д.). у цій групі приймають дві розрахункові температури: $t \geq -40$ і $-40 < t \leq -60$ °С; рекомендуються сталі класів 344/29 (09Г2С), 346/33 (09Г2С, 10Г2С1, 10Г2С1Д, 15ХСНД і ін.), а 352/40 – 10ХСНД і термооброблена 10Г2С1.

Група II. Зварені конструкції, що перебувають під безпосереднім впливом динамічних і вібраційних навантажень, крім перерахованих у групі I (прольоти похилих мостів доменних печей, пролітні будови й опори транспортних галерей і т.п.). Для цієї групи приймаються три розрахункові температури. При температурі $t = -30$ °С, крім сталей підвищеної й звичайної міцності – 338/23 (09Г2С), 346/33 (10Г2С1), 10Г2С1Д, 15ХСНД, 352/40 (10ХСНД, 14Г2АФ) – застосовують високоміцні сталі 360/45, 16Г2АФ, а також термічно зміцнені 15ХСНД, 15Г2СФ. При температурі $-30 < t \leq -40$ °С і $-40 < t \leq -65$ °С застосовувати високоміцні сталі не треба. У цьому випадку застосовують сталі 09Г2С, 10Г2С1Д, 12ХСНД.

Група III. Зварені конструкції перекриттів і покриттів (ферми, ригелі рам, головні балки перекриттів і т.п.). Для цієї групи конструкцій розрахункові температури прийняті по групі II: при $t \geq -30$ °С поряд зі сталями 14Г2 (346/33), 14Г2АФ, 15 Г2СФ (352/40), 16Г2АФ і термічно зміцненими 15ХСНД і 15Г2СФ (360/45) застосовуються високоміцні сталі 370/60 – 15Г2СМФ; при $-30 < t \leq -40$ °С ті ж марки високоміцних сталей; при $-40 < t \leq -65$ °С застосовувати високоміцні сталі (360/45 і 370/60) не рекомендується.

Група IV. Зварені конструкції не піддавалися безпосередньому впливу рухливих або вібраційних навантажень (колони, стійки, опорні плити, конструкції, що підтримує технологічне встаткування й трубопроводи, бункери й т.п.). Для цієї групи прийняті чотири розрахункові температури: $t \geq -30$ °С;

$-30 < t \leq -40$ °С; $-40 < t \leq -50$ °С і $-50 < t \leq -65$ °С. При температурах до -40 °С застосовують сталі класу 360/45 (16Г2АФ і термічно зміцнену сталь 15Г2СФ) і класи 370/60 (12Г2СМФ і 14ГСМФР).

При більше низьких температурах застосовують сталі 09Г2С, 09Г2 (344/29), 10Г2С1, 15ХСНД (346/33) і 10 ХСНД (352/40).

Група V. Конструкції I - IV груп, що монтуються при температурі нижче 40⁰С і працюють в опалювальних приміщеннях. Для цієї групи конструкцій застосовують сталі (09Г2С и 09Г2 С44/29), 09Г2С и 15ХСНД (346/33).

В інші чотири групи включені допоміжні конструкції будинків і споруджень, а також клепані конструкції. Для групи VII - IX рекомендують сталі класів 338/23, 344/29 і 352/40.

Мости для автотранспорту виготовляють зі сталі класів 346/ 33-370/60 (15ХСНД, 10ХСНД, 10Г2С1Д, 16Г2АФ). Гусеничні й крокуючі екскаватори, важко навантаженні елементи несучих металоконструкцій виготовляють зі сталі класів 370/60 - 385/75 (12Г2СМФ-14ГСМФР). Для резервуарів більших об'ємів, газгольдерів і інших ємностей рекомендовані сталі класів 346/33 - 370/60 (09Г2С, 16Г2АФ, 10Г2МФ і ін.)

Для зварених газопровідних труб сталь повинна мати гарну зварюваність, усякі значення міцності й достатніми пластичністю, в'язкістю й опором крихкому руйнуванню при температурі монтажу й служби газопроводу в нормалізованому стані.

Для виготовлення труб великого діаметру застосовують сталі 17ГС, 14Г2САФ, 14Г2СФБ, 16Г2САФ. Зміцнення цих сталей досягається здріблюванням зерна й дисперсійним твердінням за рахунок виділення карбідонітридних фаз у процесі після прокатки або нормалізації.

Арматурна сталь.

Арматурна сталь у вигляді прутків (гладких і періодичного профілю) і дроти застосовуються для армування залізобетонних конструкцій. У зв'язку з тим, що в попередньо напруженій залізобетонній конструкції метал зазначає значні напруг, застосування знаходять високоміцні стрижні або високоміцний дріт.

У ненапружених конструкціях застосовують сталі звичайної якості, тому що сталь не випробовує більших напруг (Ст3, Ст5), а в попередньо напружених конструкціях – середньо вуглецеві і високовуглецеві сталі в горячекатаном стані (табл.10.1), а також зміцнені термічною обробкою.

Арматурна сталь поділяється на класи по міцності. У табл.10.1. наведена класифікація арматурних сталей, а в табл.10.2 - хімічний склад найпоширеніших арматурних сталей.

Класифікація арматурних сталей

Таблиця 10.1

Клас сталі	Властивості (не менше)			Марка сталі	
	σ_v , кгс/мм ²	$\sigma_{T(0,2)}$, кгс/мм ²	δ , %	В гаряче-катаному стані	В термічно зміцненому стані
A-I	38	24	25	Ст3	
A-II	50	30	19	Ст5; 18Г2С	
A-III	60	40	14	35ГС; 25ГС2	
A-IV	90	60	6	20ХГ2Ц; 80С	Ст5
A-V	105	80	6		Ст5; 35ГС
A-VI	120	100	5		Ст6; 35ГС
A-VII	140	120	5		45С
A-VI III	160	140	4		45ГС

Хімічний склад арматурних сталей

Таблиця 10.2

Сталь	C	Mn	Si
25ГС2	0,02-0,29	1,2-1,6	0,6-0,9
35ГС	0,30-0,37	0,8-1,2	0,6-0,9
20ХГ2Ц	0,19-0,26	1,5-1,9	0,4-0,7
80С	0,74-0,82	0,5-0,8	0,6-1,0
45С	0,40-0,48	0,5-0,8	1,0-1,3

Властивості легованої сталі 20ХГ2Ц і 80С, а також термообробленої (загартування у воді й відпуск при 400⁰С) відповідають вимогам групи А - IX.

Властивостям класу А - V відповідає легована сталь 20Х2Г2Т і термооброблені сталі Ст5 і 35ГС.

Арматури більше високих класів (А-А- VI - А - VIII) виготовляють тільки із застосуванням зміцнюючої термічної обробки.

Цементуемі (низьковуглецеві) сталі

До цієї групи належать сталі, до складу яких входить вуглець у кількості від 0,07 до 0,32. Після цементації низьковуглецевих сталей, гартування й низької відпуску твердість поверхневого шару досягає HRC 60, а серцевини - порядку HRC 15-30.

У легованих сталях зміцнення серцевини при термічній обробці (гартування + низький відпуск) буде тим більше значним, чим більше вуглецю й легуючих елементів вони містять.

У відповідності зі сказаним цементуем сталі варто розділити на три групи: 1) вуглецеві сталі з незміцнюємою серцевиною; 2) низьколеговані сталі зі слабо зміцнюємою серцевиною; 3)

відносно високолеговані сталі із серцевиною, сильно зміцнюються при термічній обробці. Сталі останньої групи називають іноді високоміцними цементуємими сталями. До них варто також віднести й сталі з порівняно не високим вмістом легуючих елементів, але з підвищеним вмістом вуглецю (0, 25-0,30%).

До першої групи ставляться углеродистые сталі 10,15 і 20, широко застосовувані для цементуємих виробів. Деталі, виготовлені із цих сталей і попереднім цементуванням і подальшою термообробкою, працюють в умовах тертя й зношування.

До другої групи належать сталі 15X, 15XP і 20XH. Після цементації, загартування й низької відпустки міцності їх збільшується й становить від 75-85 кг/мм².

До третьої групи ставляться сталі 20XГР, 20XНР, 18XГТ, 30XГТ, 12ХНЗ, 18ХНМФА, Г2ХН2Н4, 20Х2Н4, 18Х2Н4У. Після гартування серцевина цих сталей містить мартенситну структуру. Ступінь зміцнення визначається вмістом вуглецю в сталі, а також, хоча й у меншому ступені, вмістом легуючих елементів і інтенсивністю охолодження при гартуванні.

Вибір марки сталі для цементуємих виробів базується на наступному.

Для виробів простої конфігурації, що не зазначають значних напруг, варто застосовувати прості вуглецеві сталі; для деталей, що зазначають більші напруги й удари, - хромонікелеві високоміцні сталі. Між цими двома крайніми випадками можливо велика кількість проміжних.

Для виробів складної конфігурації, для яких деформація при загартуванні небажана (наприклад, шестірні), варто застосовувати леговані, що гартуються в маслі сталі.

Сталі, що поліпшуються

Сталі, що поліпшуються, містять 0, 3-0,5% С і різну кількість легуючих елементів (хром, нікель, молібден, вольфрам, марганець кремній) у сумі не більше 3-5%, інколи близько 0,1% подріблювачів зерна (ванадій, титан, ніобій, цирконій).

Звичайна термічна обробка таких сталей – гартування в маслі й високий відпустк (550-650 °С). Чим більше в сталі легуючих елементів, тим більше її прогартуванність, а чим більше переріз деталі, тим більше леговану сталь варто вибирати. Складні по конфігурації деталі, особливо, якщо вони піддаються ударним впливам, бажано виготовляти зі сталей, що вміщують нікель.

Сталі, що поліпшуються, класифікуються на п'ять умовних груп, а саме: група I - Ст40, Ст45; група II - 40X, 40XP; група III - 30XM, 40XГ, 40XГР, 30XГТ, 30XГС; група IV - 40XH, 40XНР, 40XГНР, 40XНМ, 42XМФ; група V - 30ХНЗ, 30ХН2ВФ, 38 ХНЗМФ.

Критерії при виборі марки сталі коротко можуть бути сформульовані так: а) вибір марки сталі (ступеня легуваності) визначається розміром термічно оброблюваної заготовки; б) рівень міцності визначає температуру відпуску; в) наявність концентраторів напруг і динамічних навантажень визначає необхідність легування елементами, що знижують температуру переходу в крихкий стан (нікель) або зумовлює необхідність мати сталь підвищеної й високої чистоти.

Леговані конструкційні середньовуглецеві сталі мають після відпалу приблизно однакову структуру, що складається з фериту й перліту. У термічно обробленій сталі, структура складається із продуктів розпаду мартенситу. Ефект поліпшення тобто, підвищення механічних властивостей сталі, після подвійної обробки, спостерігається лише при відпуску до температур, при яких зберігається орієнтація по мартенситі.

Ресорно-пружинні сталі.

Властивості ресорно-пружинних сталей після гартування і середнього відпуску.

Ресорно-пружинні сталі повинні мати підвищену релаксаційну стійкість, однакову структуру та властивості по всьому перетину, високі границі пружності, пропорціональності, плинності, витривалості. Властивості пружинно-ресорних сталей після гартування та середнього відпуску надані в таблиці 10.5.

Властивості пружинно-ресорних сталей після гартування та середнього відпуску

Таблиця 10.5

Марка сталі	Температура, °С	Механічні властивості	Призначення
-------------	-----------------	-----------------------	-------------

	Гартування	Відпуск	δ_t , МПа	δ_b , МПа	Подовження, δ , %	Звуження, %	
65	840	480	780	980	10	35	Ресори, пружини, механізми машин і пружини вагонів, пружні елементи обладнання станків
65Г	830	480	780	980	8	30	
55С2	870	460	1170	1270	6	30	
50ХГА	840	440	1170	1270	7	35	
50ХФА	850	520	1070	1270	8	35	Ресори легкових автомобілів, пружини відповідального призначення
60С2ХФА	850	410	1660	1860	5	20	
65С2ВА	850	420	1660	1860	5	20	Теж при нагріванні до 250 °С
60С2ХА	870	420	1560	1760	5	20	Пружини годинникових механізмів
45ХН2МФ А	860	460	1270	1410	7	35	Торсіонні вали, великі клапанні пружини

Оптимальні властивості ресор і пружин забезпечує сталь із структурою трості та відпуску твердістю 42...48HRCe. При виборі матеріалу треба враховувати, що вуглецеві сталі мають значно меншу проколюваність, ніж леговані і вони придатні лише для виготовлення ресор і пружин малого перетину.

Шарикопідшипникові сталі

Підшипники кочення працюють у складних умовах експлуатації (високі швидкості ковзання, великі питомі навантаження, наявність вібрації тощо.). У зв'язку з цим до них пред'являється ряд вимог, яким мають відповідати шарикопідшипникові матеріали.

Підшипник кочення складається з внутрішнього та зовнішнього кілець та кульок або роликів, які розташовані між цими кільцями. Для виготовлення підшипників на сьогоднішній день використовують такі сталі: ШХ15, ШХ15СГ, 20Х2Н4А, 18ХГТ, ШХ4.

Найбільш поширеними є сталі ШХ15 (0,95-1,05% С; 1,3-1,65% Cr) для невеликих підшипників та ШХ15СГ (0,95-1,05% С; 1,3-1,65% Cr; 0,4-0,65% Si; 0,9-1,2% Mn) для підшипників великих перерізів. Ці сталі мають високі зносостійкість, твердість та опір контактній утомі. Сталі виготовляють у вигляді пружків, труб і дроту. Кільця, кульки та ролики проходять загартування у маслі (30-60°C) з 840-860°C та відпуск при 150-170°C. Перед відпуском для зменшення кількості залишкового аустеніту деталі підшипника охолоджують до температури, що не перевищує 20-25°C. Це підвищує стабільність їх розмірів. Для підшипників, які повинні мати особливо високу стабільність розмірів іноді застосовують обробку холодом при -70...-80°C. Оптимальне співвідношення міцності та контактної витривалості кілець та роликів підшипника: вони повинні мати твердість HRC 61-65 для сталі ШХ15 та HRC 60-64 для сталі ШХ15СГ, а для кульок – HRC 62-66.

Для виготовлення підшипників, що працюють при високих динамічних навантаженнях використовують цементовані сталі 20Х2Н4А та 18ХГТ. Деталі зі сталі 20Х2Н4А після цементування ($\delta=1,2-3,5$ мм), загартування та відпуску при температурах 150-170°C мають на поверхні HRC 58-62, а в серцевині HRC 35-45. Деталі зі сталі 18ХГТ піддаються ціануванню на глибину 0,9-1,8мм, загартовуються і відпускаються до HRC 61-65.

Для букс залізничних вагонів застосовується високовуглецева сталь ШХ4, що має склад 0,95-1,5% С; 0,35-0,5% Cr; 0,15-0,3% Si; 0,15-0,3% Mn. При загартуванні нагрівання здійснюється за допомогою ТВЧ з наступним охолодженням у потоці води та низьким відпуском при 160°C на протязі 4 годин. Після такої термообробки поверхня розжарюється на глибину до 2,5-3,5мм та має

структуру мартенситу з HRC 60-63, а серцевина має структуру проситніта або стабіліта загартування з HRC 35-40. Кільця роликів підшипників, загартовані таким чином, мають високі експлуатаційні характеристики.

Для виготовлення підшипників, що працюють в агресивних середовищах (морській воді, азотній кислоті тощо.), використовується сталь 95X18 (0,9-1% C; 17-19% Cr).

Зносостійка (аустенітна) сталь

Для деталей, що працюють в умовах абразивного тертя, високих тисків та ударних навантажень (наприклад, для траків гусеничних машин, щік дробарок, черпаків землерийних, хрестовин залізничних та трамвайних шляхів тощо.), застосовують високомарганцеву жовту аустенітну сталь 110Г13Л, що містить 0,9-1,3% C, 11,5-14,5% Mn. Після лиття структура цієї сталі має аустеніт та надлишкові карбіди (Fe,Mn)₃C, які розташовані по межах зерен, що знижує прозорість та в'язкість сталі. У зв'язку з цим деталі з цієї сталі нагрівають до 1100°C. Карбіди при цьому розчиняються та охолоджуються у воді. Після такої термообробки аустеніт стає більш стійким, а сталь має високі міцнісні характеристики (T_в=80..90кгс/мм²; T_{0,2}=31..35кгс/мм²; HB 180..220). Сталь має низьку межу текучості і добре зміцнюється холодною пластичною деформацією, наклепом. Наклепана сталь має високу зносостійкість. Якщо вміст P у цій сталі більш ніж 0,05%, то по межах зерен утворюється крихка фосфоритна евтектика, на якій зароджується і росте тріщина при низьких температурах, тому в північних районах деталі, виготовлені з цієї сталі, не повинні містити 0,02-0,03% фосфору, щоб запобігти ламкості під впливом холоду.

Для деталей, що працюють в умовах потоку газу або рідини, тобто в умовах кавітації, рекомендується сталь 30X10Г10.

Корозійностійкі (нержавіючі) сталі й сплави.

Корозія – це процес руйнування металів під дією навколишнього середовища. При цьому механічні властивості металів різко погіршуються.

Корозія буває двох видів: хімічною і електрохімічною. Хімічна корозія відбувається під впливом газів, неелектролітів, а електрохімічна корозія визивається дією електролітів: кислот, і солей. До електрохімічної корозії відносяться атмосферна і ґрунтова корозія. Електрохімічна корозія може бути рівномірною та локальною (місцевою). Остання буває точкова, плямиста і з виразками. Найбільш небезпечна інтеркристалічна корозія, яка розповсюджується на границі зерен в наслідок більш низького їхнього електрохімічного потенціалу. Цей вид корозії помітно знижує механічні властивості металу. Під напругою і дією корозійного середовища виникає корозійне тріскання, при цьому виникає сітка тріщин, яка проходить через зерна.

Під впливом зовнішнього середовища (повітря, кислоти, луги та ін.) залізо починає руйнуватися внаслідок корозії.

Для нейтралізації окисних процесів у сталь вводять легуючі елементи й корозійне руйнування різко зменшується, причому, це зменшення носить стрибкоподібний характер. Так, сплави що містять менше 12% Cr практично так само піддані корозії, як і залізо, а сплави, що містять більше 12% Cr поведуться як благородні метали: маючи позитивний потенціал, вони не іржавіють і не окисляються на повітрі, у воді, у ряді кислот, лугів і солей.

Хромисті нержавіючі сталі. Сталі цього класу підрозділяються на 3 групи: I - с 13% Cr; II - с 17% Cr; III - с 25-28% Cr.

Перша група стали містить від 0,1 до 0,4% Cr

Друга й третя групи сталей легуються титаном і нікелем. Вони подрібнюють зерно, а нікель підвищує властивості.

Основні марки: I група - 0X13; 2X13; 3X13; 4X13; X14. II група – 12X17; 08X17T; 14X17H2. III група – 15X25T; 15X28.

Сталі першої групи - мартенситні, а другий і третьої - ферритні.

Сталі першої групи застосовують для виготовлення лопаток гідротурбін, лопат гідротурбін і для побутових приладів.

Сталі другої й третьої груп застосовують при температурах 1050 - 1150°C, а саме деталей доменних печей (реторт, муфелів, чохлів термопар та ін.).

Хромонікелеві нержавіючі сталі. При введенні в сталь, що містить 18% Cr, достатня кількість нікелю вона стає аустенітною. Це сприяє підвищенню механічних властивостей, зменшенню схильності до росту, і підвищується корозійна стійкість.

Найбільш широке поширення одержали сталі, що містять 18% Cr і 10%Ni. Вони застосовуються не тільки в машинобудуванні, але й в архітектурі, скульптурі й для виробів широкого вжитку.

У хромонікелевих нержавіючих сталях через наявність вуглецю можуть утворюватися спеціальні карбіди типу $M_{23}C_6$.

Типові представники цієї групи сталей: 12X18H8(ЭЯ1), 17X18H9(ЭЯ2), 12X18H9Т(ЭЯ9Т), 04X18H10(ЭИ847), 08X18H10(ЭЯ0), 12X18H10Е(ЭП47), 08X18H10Т(ЭИ914), 12X18H10Т(ЭЯ1Т), 06X18H11, 08X18H12Т, 12X18H12Т, 08X18H12Б. Основа всіх цих сталей Fe-Cr-Ni.

До хромнікельмарганцевих сталей, що вміщують 0,1 - 0,5% С відносяться: 10X14M14H4Т, 12X17, Г9АН4, 15X17АГ14.

До хромнікельмолібденових сталей відносяться: 10X17H13M2Т, 10X17H13M3Т, 09X16H15M3Б.

Застосування знаходить хромнікельмолібденмідь (0,06%С) 06X23H28M3Д3Т(ЕИ943).

Всі ці сталі аустенітного класу.

До аустенітно-мартенітних сталей відносяться: 09X15H8Ю, 09X17H7Ю. Сталі 08X22H6Т, 12X22H5Т, 08X21H6M2Т відносяться до аустенітно-ферритних.

Нагрівання сталей до 500 - 700 °С викликає виділення карбідів у перенасиченого аустеніту, тобто в загартованих аустенітних сталях (при $Z > 0,005\%$). У цьому випадку можливо інтеркристалічна корозія. Для її зменшення вводять елементи-стабілізатори (Ti, Nb), а також зменшують вуглець.

Цей вид корозії з'являється у зв'язку з виділенням карбідів по границях зерен, що за певних умов приводить і до зкрихчування сталі й до появи міжкристалічної корозії.

Чисто аустенітні сталі схильні також до корозійного розтріскування або до корозії під напругою.

Це явище полягає в тому, що на поверхні зразка (виробу), що перебуває під напругою (наприклад, після наклепу) і зануреного у відносно слабке корозійне середовище, утворюються тонкі тріщини, що проходять головним чином по тілу зерна.

Аустенітні нержавіючі сталі не тільки корозійностійкі, але й технологічні і дуже міцні. Вони добре прокочуються в гарячому й холодному стані, у холодному стані витримують глибоку витяжку й продралірування, допускають застосування електрозварювання.

Термообробка цих сталей проводиться так: нагрівання до 1050 - 1100 °С и охолодження у воді.

При швидкому охолодженні фіксується стан пересиченого твердого розчину. Повільне охолодження неприпустимо, тому що при цьому як і при відпусканні, можливе виділення карбідів, що приводить до погіршення пластичності й корозійної стійкості. Крім того, при загартуванні відбуваються рекристалізаційні процеси, що усувають наслідки пластичної деформації, якій часто піддаються нержавіючі аустенітні сталі. У результаті загартування цих сталей не підвищується, а знижується, тому для аустенітних нержавіючих сталей загартування є зм'якшуючою термічною операцією. При цьому сталь характеризується низькою боковою межею плинності, невисокою міцністю й дуже високою пластичністю.

У такий спосіб можна сказати, що в нержавіючих сталях може бути три основних види корозійного руйнування: а) загальна корозія, що полягає в рівномірному по всій поверхні поширенні корозії в глиб металу; б) міжкристалічна корозія; в) корозійне розтріскування. Швидкість загальної корозії вимірюється в лінійних одиницях (мм/рік) і ділиться на 5 балів:

бали	I	II	III	IV	V
Швидкість корозії	0,1	0,1-1	1-3	3-10	Більше 10

Якщо швидкість корозії менше 0,1 мм /рік (бал I), то зменшення товщини нержавіючого листа буде менше 1 мм за 10 років. Такий метал вважається стійким у даному середовищі. Метал, що має корозійну стійкість менше 5 балів вважається обмежено стійким.

Швидкість цих трьох видів корозійних руйнувань залежить від сполуки й структурного стану.

Головним фактором, що визначає стійкість проти загальної корозії, є вміст хрому. Більшість нержавіючих сталей містить 10% Cr.

Міжкристалічна корозія залежить від змісту вуглецю й від наявності стабілізаторів (Ti, Nb).

Високолеговані кислотостійкі сталі і сплави.

Для виробництва синтетичних неметалічних матеріалів (пластмас, склопластиків, скловолокна), добрив, а також різних хімічних продуктів апаратура, машини й установки працюють в агресивних середовищах і найчастіше в сірчаній, азотній, соляній і фосфорній кислотах. Особливий вплив середовищ підсилюється при впливі температури.

Розглянуті вище нержавіючі сталі виявляються недостатньо стійкими в перерахованих середовищах.

Для експлуатації в цих середовищах застосовують так звані кислотостійкі сталі й сплави.

Збільшення стійкості в кислотах дасть присадка в аустенітні сталі Мо й особливо Мо Сu при одночасному збільшенні вмісту нікелю (сталі типу Cr-Ni-Mo і Cr-Ni-Mo-Cu). Рекомендується застосовувати Cr-Ni-Mo- Cu-Ti-Al. Останні два елементи вводяться для зміцнення (виділення дисперсних фаз типу Ni₃(Ti,Al)).

Більш високу корозійну стійкість мають нікелеві сплави, так звані хаstellой типу 80%Ni+20%Mo (їх ще іноді називають сплавами НИМС) з додатковим легуванням.

Найбільш високою стійкістю в кислотах володіють тугоплавкі метали(Mo, Nb,Ta).

Хаstellой b (0,05%З, 1,0%Si, 1.0%Mn,26-30%Mo, 1.0%Cr, 0.35%V, 205%Co,4-6%Fe).

Хаstellой с (0.08%C, 1.0%Si, 1.0%Mn, 15-17%Mo, 14.5-16.5%Cr, 3-4%W,0.35%V, 2.5%Co, 4-7%Fe).

В хімічному машинобудуванні в умовах кислотних середовищ застосовуються високолеговані сталі і сплави на нікелевій основі.

Для вузлів, що працюють в гарячих сірчаніх кислотах (до 80⁰С) застосовується високолегована аустенітна низьколегована сталь 06ХН28МДТ складу: до 0,06% С; 22-25% Cr; 28-29% Ni; 0,5-0,9% Ti; 2,5÷3,0 Мо; 2,5-3,5% Cu. Стійкість в сірчаній кислоті забезпечують нікель, хром і мідь. Титан зменшує здатність металу до інтеркристалічної корозії. Після закалювання при 1050-1080⁰С у воді метали набувають наступних якостей: $\delta_b \geq 55$ кгс/мм², $\delta_{0,2} \geq 25$ кгс/мм², $\delta = 35\%$. Цей метал володіє низькою границею текучості, тому застосовують дисперсно-твердіючий сплав 0Х16Н40М5Д3Т310, володіючий окрім високих механічних властивостей також і хорошою стійкістю в сірчаній кислоті. Після закалювання при 1100⁰С на повітрі і старіння при 650⁰С 15г сплав має: $\delta_b = 120$ кгс/мм², $\delta_{0,2} = 65$ кгс/мм², $\delta = 18\%$.

Кислотійкі нікелеві сплави. Сплави нікелю з міддю (наприклад НМЖМу 28-2,5-1,5 (монель-метал), містить 28% Cu, 2,5% Fe, 1,5% Mn; вони володіють великою корозійною стійкістю в повітрі, морській та прісній воді, неорганічних кислот тощо., високою границею міцності ($\delta_b = 45 \div 65$ кгс/мм²) і хорошою пластичністю ($\delta = 25 \div 35\%$). В цей сплав застосовується в суднобудуванні, нафтопереробній та фармацевтичній промисловості.

Сплави нікелю з хромом (14-17%) та залізом отримали назву інконель. Ці сплави працюють в умовах хлорної і фосфорної кислот, лугів, сірководню та в окислювальному середовищі 800⁰С.

Сплави нікелю з молібденом (20-30%), що називаються хаstellой або НІМО – (Н60М20, Н60М27), володіють високою стійкістю в сірчаній кислоті і особливо соляній кислотах, але схильні до міжкристалічної корозії при нагріванні 600-800⁰С. Останнє усувається легуванням Nb та V.

Кріогенні сталі і сплави.

Для перевезення, зберігання й експлуатації устаткування зі зрідженими газами необхідні матеріали, що працюють при низьких температурах. Температура кипіння цих газів наступна: PRO₂ (-183 °С); N (-196 °С); неон (-247 °С); Н₂ (-253 °С); гелій (-269 °С); температура зріджених вуглеводнів (мітила, бутану й ін.) перебуває у межах від -80 до -180 °С.

У загальному випадку сталі й сплави, призначені для роботи при низьких температурах ділять на дві групи: а) матеріали для роботи при низьких кліматичних температурах (до -60 °С) так звані сталі північного виконання; б) кріогенні сталі й сплави.

Основна вимога до цих сталей - висока механічна міцність.

У загальному випадки зі зниженням температури міцність збільшується, а в пластичність і в'язкість зменшується. Але зі зниженням температури виникають додаткові моменти, які впливають на міцність. Вони пов'язані з фазовими перетвореннями або зміною характеру руйнування.

Основні марки кріогенних сталей: X18Н10; X18Н20; X13АГ19; 10Х14М14Н4Т; 10Х18Н10Т; 07Х21М7АН5; 03Х13АГ19; 03Х20Н16АГ6; 03Х19М10Н7АМ2; 03Х13Н9Д2ТМ та ін.

Жароміцні та жаростійкі сталі і сплави

Жароміцними називаються сталі і сплави, здатні при високих температурах протидіяти початку та розвитку пластичної деформації та руйнуванню під дією тривалих механічних навантажень.

Жаростійкими називаються сталі та сплави, здатні протягом тривалого часу при високих температурах протидіяти газовій корозії (окисненню).

Жароміцні та жаростійкі сталі відносяться в основному до аустенітного класу.

При високих температурах більшість жаростійких сплавів представляють собою однорідні тверді розчини, які при зниженні температури стають пересиченими і розпадаються. Степень розпаду і коагуляції другої фази залежать від температури і часу розпаду. Чим більша міцність міжатомного

зв'язку, тим повільніше проходить процес структурного розміцнення тим вищою, відповідно, може бути робоча температура і загрузка для одного й того ж терміну експлуатації.

Велике значення для підвищення жароміцності сплавів має літа гетерогенна структура, що виникає при кристалізації у вигляді скелета або сітки. Важливим при цьому являється висока термічна стабільність залишкової фази. Залишкова фаза у цих сплавах розташовується всередині зерен основного твердого розчину у вигляді скелету або сітки. Суттєвою являється температура плавлення залишкової фази. Вона має бути більш високою, ніж температура плавлення основного твердого розчину. Розпад скелету або сітки залишкової фази при гарячій обробці тиском, а також утворенням ізольованих частин цієї фази призводять до пониження жароміцності литих сплавів.

Якщо при високій температурі навантажити сталь постійно діючою напругою навіть нижче межі потоку за цієї температури і залишити його під навантаженням тривалий час, то він протягом всього часу дії температури і навантаження буде деформуватися з певною швидкістю. Це явище називається повзучістю. Воно призводить до розпаду металу.

Робочі температури сучасних жароміцних сплавів складає близько $0,45-0,8t_{пл}$. Термін їх служби складає від 1-2 годин (ракети) до сотень (авіаційні газові турбіни) і багатьох тисяч годин (стаціонарні газові і парові турбіни).

При температурі нижче $0,45-0,5 t_{пл}$ міцність сплавів виявляється стабільністю їх дислокаційної структури. При більш високих температурах стабільність дислокаційної структури порушується (зменшується щільність дислокації, зростає кількість вакансій тощо.) та розвиваються дифузійні процеси (повернення і рекристалізація, сфероїдизація і коагуляція залишкових фаз тощо.).

Деформація і розпад при високих температурах часто виникає по межах зерен. Це пояснюється тим, що по межах зерен, що вміщують велику кількість дефектів (вакансій, дислокацій, тощо), легко проходять дифузійні процеси. Коли напруги відсутні, дифузійні процеси не мають направленої характеру. При виникненні напруг дифузійні процеси на межах зерен набувають напрямленості, що зумовлює повзучість. При цьому одне зерно сковзить відносно іншого. Такий механізм пластичної деформації називається дифузійною повзучістю на відміну від сдвигової по об'єму зерен.

Таким чином, якщо при низьких температурах межі зерен гальмують рух дислокацій та зміцнюють сплав, то при високих температурах, навпаки, сприяють прискореному разупрочненню полікристалічних металів. Більш крупне зерно сприяє підвищенню жароміцності, хоча при цьому пластичність часто знижується.

Жароміцність сплавів тим вищий, чим вищі міжатомні сили зв'язку в кристалічній решітці металу, на базі якого побудований сплав. В першому наближенні можна вважати, що чим вища температура плавлення металу, тим більша сила міжатомних зв'язків і вищий температурний рівень застосування цих сплавів.

Підвищення жароміцності досягається наступними методами: а) легуванням твердого розчину, що призводить до збільшення енергії зв'язку між атомами, внаслідок чого процеси дифузії і самодифузії, затримується, а температура рекристалізації зростає; б) створення у сплавах спеціальної структури, що складається із вкраплених в основний твердий розчин і по границях зерен дисперсних карбідних, а особливо інтерметалідних фаз, когерентно зв'язаних з матрицею тривалий час. Така структура виходить в результаті закалки з високих температур і наступного старіння. Наявність рівномірно розподілених дисперсних залишкових фаз ускладнює пластична деформацію при високих температурах.

Для роботи при температурах $700-950^{\circ}\text{C}$ жароміцні сплави створюють на основі заліза, нікелю і кобальту, а для роботи при температурах дуже високих до $1200-1500^{\circ}\text{C}$ на основі молібдену та інших тугоплавких металів.

Жаростійкі матеріали. Жаростійкими називаються сталі і сплави, здатні протягом довгого часу при високих температурах чинити опір газовій корозії (окисненню). В зв'язку з цим їх ще називають окариностійкими. Здатність сталей і сплавів чинити опір хімічній корозії при високих температурах характеризує їх жаростійкість.

Хімічна корозія. Вона розвивається в сухих газах або рідких неелектролітах. В більшості випадків це кисневміщуючі гази: сухе повітря, вуглекислий газ, суха водяна пара, і чистий кисень. При хімічній корозії верхня частина тіла окислюється.

Як відбувається окислення? Початкова стадія окислення сталі – повністю хімічний процес. Але протягом довгого часу окислення – уже важкий процес, суть процесу полягає не тільки в хімічному з'єднанні кисню і металу. При платиновій оксидній плівці швидкість збільшення

окаліни визначається швидкістю дифузії атомів крізь товщину окаліни, що в свою чергу залежить від температури і побудови оксидної плівки. Розглянемо процес окислення на прикладі заліза.

З підвищенням температури швидкість окислення заліза росте, і різко росте при 570°C , коли замість платинових оксидів типу Fe_2O_3 або Fe_3O_4 утвориться пухкий оксид FeO .

Залізо з киснем утворює ряд хімічних сполук: FeO (вюстит), Fe_2O_3 (гематит), Fe_3O_4 (магнетит).

Як вказувалось, будова дифузійного шару відповідає ізотермічним розмірам відповідної діаграми стану при температурі дифузії (рис. 10.4)

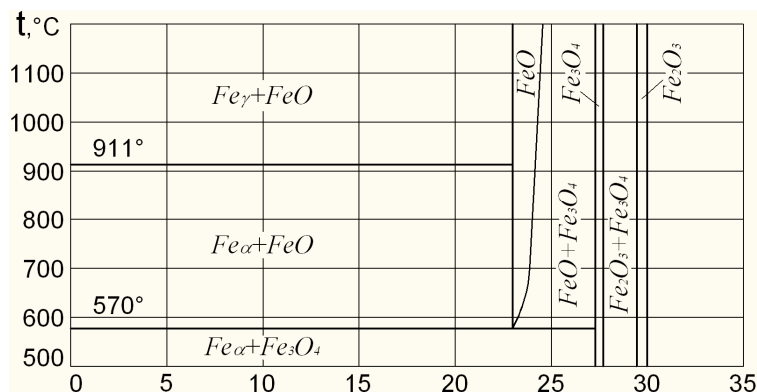


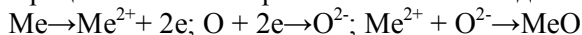
Рис. 10.4. Діаграма залізо-кисень.

При температурі нижче евтектоїдної (570°C) окислений шар складається з двох оксидів: Fe_2O_3 та Fe_3O_4 . Кристалічна структура цих оксидів складна, швидкість дифузії в них стала.

При температурах вище 570°C , структура окаліни складається із трьох оксидів: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO , причому основним шаром окаліни являється окис FeO . Швидкість окислення зростає при переході через евтектоїдну температуру, що являється причиною більш прискореної дифузії атомів крізь просту кристалічну решітку, кристалізуючого, як і фази входження, з дефіцитом в неметалічних атомах (кисень).

В загальному випадку окислення включає декілька послідовно йдучих етапів. Першим з них являється адсорбція молекул кисню із газової фази поверховістю атомами металу. При адсорбції виділяється теплота, яка викликає дисоціацію молекул кисню на атоми. Цей процес супроводжується перерозподілом електронів та іонізації атомів: поверхові атоми металу окисляються – втрачають електрони, а атоми кисню встановлюються – захвачують електрони.

Процес окислення протікає в такій послідовності:



Процес окислення закінчується хімічною взаємодією іонів з утвореними на поверхні кристалічних продуктів хімічної реакції, які затрудняють подальше окислення, оказуючи тим самим захисну дію. Швидкість окислення залежить від захисних властивостей утворених оксидів плівок.

В рихлих оксидних плівках переміщення іонів кисню до поверхні металу полегшено, тому швидкість окислення велика.

В щільних оксидних плівках переміщення іонів (звичайно це іони металу) утруднено в залежності від температури окислення забезпечується різними фізичними процесами. (рис10.5)

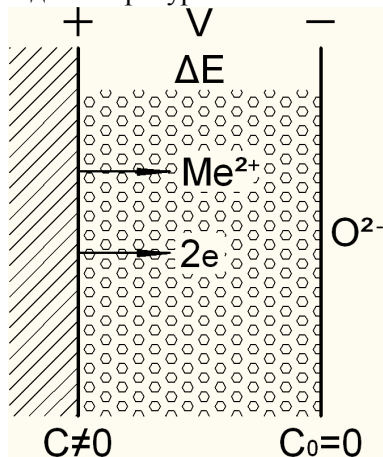


Рис. 10.5. Схема росту щільних оксидів

При невисоких температурах іони переміщуються в результаті міграції під впливом електричного поля, яке виникло через переміщення електронів від внутрішньої поверхні оксиду до зовнішньої. При підвищених температурах переміщення іонів полегшує дифузія внаслідок різниці в концентрації іонів металу на внутрішній та зовнішній поверхнях.

Слід відмітити, що швидкість окислення в щільних оксидах невелика в порівнянні зі швидкістю окислення в рихлих оксидах. З підвищенням температури швидкість окислення збільшується.

Жаростійкість металів. Жаростійкість металів залежить від багатьох зовнішніх та внутрішніх факторів. До перших відносяться хімічний склад металу, його структура, розподілення остаточних напруг, чистота обробки поверхні. До основних зовнішніх факторів відносяться парціальний тиск кисню, наявність в газовій фазі H_2O та сірчаних газів.

Порівняльна оцінка жаростійкості чистих металів по швидкості окислення на повітрі в інтервалі допустимих робочих температур приведена в таблиці 10.2.

Як видно із таблиці самою низькою жаростійкістю володіє магній. Як видно із таблиці самою низькою жаростійкістю має магній. На його поверхні при температурі вище $450^{\circ}C$ утворюється плівка рихлого оксиду MgO . Порошок магнію бурно окислюється самозагорається при нагріві.

Жаростійкість металів

Таблиця 10.2.

група	Жаростійкість	Метали	Визначаючий фактор
1	Дуже погана	Mg	Рихлі оксиди
2	Погана	Mo, W, Nb, Ta, Ti, Zr	Щільні оксиди з поганими захисними властивостями
3	Задовільна	Cu, Fe, Ni, Co	Щільні оксиди з великою дефектністю
4	Хороша	Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Mn, Be	Щільні оксиди з хорошими захисними властивостями
5	Добра	Ag, Au, Pt	Мала хімічна спорідненість до кисню

Жаростійкість сплавів. Висока жаростійкість сплавів досягається легуванням їх елементами, які на поверхні виробу утворюють суцільні щільні оксидні плівки, щільно прилягаючі до основного металу.

Для підвищення закалостійкості сталь легують елементами, які добротним способом змінюють склад і будову окалини. Так, в результаті введення в сталь відповідних кількостей хрому, алюмінію або кремнію, які мають більшу спорідненість до кисню, чим залізо, в процесі окислення на поверхні утворюються щільні оксиди Cr_2O_3 , Al_2O_3 або SiO_2 , дифузія крізь яку відбувається з трудом. Утворена тонка плівка із цих оксидів затрудняє процес

подальшого окислення. Чим вищий склад хрому, алюмінію або кремнію в сталі, тим вища окалиностійкість сталі і тим вище може бути робоча температура. Хімічний склад і властивості жаростійких сталей приведено у таблиці 10.3.

Хімічний склад і властивості жаростійких сталей

Таблиця 10.3

Марка	Масова доля елементів %					Механічні властивості	
	C	Cr	Ni	Si	Ti	σ_B , МПа	δ , %
08X18T	0,08	16-18	0,7	0,8	0,4-0,8	400	20
15X25T	0,15	24-27	0,8	1	0,7-0,8	450	20
20X23H18	0,2	22-25	17-20	1	-	500	35
20X25H20C	0,2	24-27	18-21	2-3	-	600	35

Для підвищення жаростійкості сталей і сплавів на їх поверхні наносять жаростійкі покриття.

Жароміцні сталі і сплави. Критерії жароміцності матеріалів. Жароміцністю називається здатність матеріалу довготривалий час опиратися деформації та руйнації при підвищених температурах.

Жароміцні матеріали застосовуються для виготовлення багатьох деталей котлів, газових турбін, реактивних двигунів, ракет, атомних пристроїв, металургійних печей, двигунів внутрішнього згорання і тому под., які працюють при високих температурах. В цих умовах прискорюються дифузні процеси, змінюється вихідна мікроструктура і механічна властивість матеріалу.

Якщо при високій температурі навантажити матеріал постійно діючою напругою навіть нижче границі текучості при цій температурі і залишити його під навантаженням довготривалий час, то він протягом всього часу дії температури і навантаження буде деформуватись з певною швидкістю. Це явище отримало назву повзучість, яка в кінцевому результаті повинна привести до руйнування металу.

Типова залежність деформації від часу навантаження представлена на рис. 10.6.

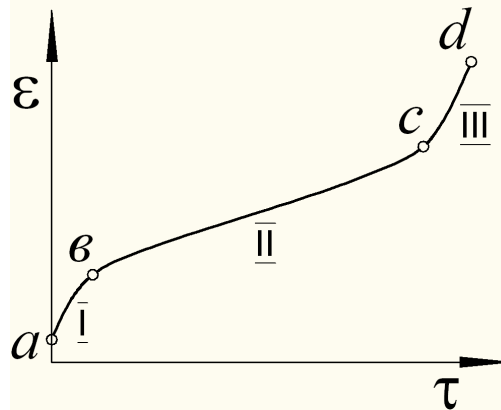


Рис. 10.6. Крива повзучості: I стадія, що не встановилась; II стадія, що встановилась; III стадія руйнування.

Крива повзучості складається з трьох ділянок, кожна з яких відповідає певній стадії повзучості. Перша стадія, що називається стадією повзучості, що не встановилась, відрізняється поступовим затуханням швидкості деформації до певної постійної величини. Друга стадія – стадія повзучості, що встановилась – характеризується постійною швидкістю деформації.

На третій стадії швидкість деформації зростає до моменту руйнування. Третя стадія повзучості, як правило, нетривала і для деталей недопустима, так як в цьому випадку неминуче швидке руйнування.

Критеріями жаростійкості матеріала являється границя повзучості і границя тривалої міцності.

Границею повзучості називається напруга під дією якої матеріал деформується на певну величину за певний час при даній температурі. Для визначення границі повзучості випробовуваний зразок протягом тривалого часу піддається дії постійного розтягуючого зусилля і постійної температури при фіксованій деформації зразка в часі.

Границею тривалої міцності називають напругу, яку спричиняє руйнування матеріалу при заданій температурі за певний час. Вона характеризує розміцнення матеріалу в процесі тривалого навантаження при високих температурах. Границя тривалої міцності завжди менша міцності, визначеної при короткотривалих випробуваннях при тій же температурі.

Деформація і руйнування при високих температурах часто відбуваються по границях зерен. Це пояснюється тим, що по границях зерен, вміщуючих велику кількість дефектів (вакансій, дислокацій і т.п.), легко протікають дифузійні процеси. Коли напруга відсутня, дифузійні переміщення пограничних атомів не мають направленої характеру. При наявності навіть невеликих напруг ці переміщення атомів, особливо на границях зерен, набувають направлений характер, що сприяє повзучості металу. В процесі повзучості відбувається переміщення одного зерна відносно другого вздовж поверхні їх розділу, так зване просковзування. Таким чином, якщо при низьких температурах границі зерен гальмують рух дислокацій і зміцнюють сплав, то при високих температурах, навпаки, сприяють прискореному розміцненню полікристалічних металів. Більш крупне зерно сприяє підвищенню жароміцності, хоча пластичність при цьому часто зменшується.

Жароміцність сталі та інших металічних сплавів в сильній степені залежить від величини міжатомного зв'язку, а також від їх структурного стану. Проте, у більшості металів міцність міжатомних зв'язків недостатична для забезпечення жароміцності. Легування твердого розчину збільшує жароміцність, неефективність розчиненого зміцнення невелика і зберігається до температур біля 0,6 до 65 $T_{пл}$. Матеріали зі структурою твердого розчину по жароміцним властивостях поступаються матеріалам, зміцненим дисперсними частинками.

Зміцнюючими фазами слугують карбіди в жароміцних сплавах, γ -фаза з ГЦК решіткою в нікелевих сплавах, оксиди ThO_2 або HfO_2 в нікелю, фази Лавеса і деякі інші проміжкові фази.

Характерною особливістю структури жароміцних матеріалів являється крупнозернистість, чим крупніше зерно, тим менша протяжність міжзернових границь і слабше зернограничне сковзання і дифузійний перенос. В цьому відношенні ідеалом являються монокристали, у яких зовсім немає границь зерен. Проте виробництво деталей зі структурою монокристала важко, освоєно лише для деяких деталей, і практично приходиться мати справу з полікристалічними матеріалами. Додатковими мірами підвищення жароміцності слугують:

- 1) термомеханічна обробка;
- 2) збільшення міцності міжатомного зв'язку в сталях, коли завдяки легуванню ОЦК решітки замінюється ГЦК решіткою;
- 3) створення анізотропної структури.

Жароміцні сплави для роботи при високих температурах (до 700-950 $^{\circ}C$) створюють на основі заліза, нікеля і кобальта, а для роботи при дуже високих температурах (до 1200-1500 $^{\circ}C$) і на основі молібдену і других тугоплавких металів.

Основні групи жароміцних матеріалів

Жароміцні матеріали можна розділити на наступні основні групи: перлітні, мартенситні й аустенітні сталі; сплави на основі алюмінію, магнію і титану; сплави на основі нікелю; сплави на основі кобальту; сплави на основі тугоплавких металів; неметалічні жаростійкі матеріали на основі графіту; неметалічні жаростійкі матеріали на основі кераміди.

Перлітні сталі. Ці сталі призначені до довготривалої експлуатації при температурах 450-580 $^{\circ}C$ і використовуються головним чином в котлостроїтві.

Перлітні сталі пластичні в холодному стані, задовільно обробляються різанням і зварюються. По теплопровідності і тепловому розширенню вони близькі до звичайних конструкційних сталей.

Застосування знаходять перлітні сталі з низьким від 0,08 до 0,15% і з підвищеним (0,25-0,30%) вуглецем. Ці сталі легуються карбідоутворюючими елементами в межах 2-3%, з яких найбільш важливими являються полібден, хром і ванадій.

Найбільш поширеними перлітними жаростійкими сталями являються: 16М, 15ХМ_р, 12Х1МФ, 25Х2М1Ф.

Сталі цієї групи застосовуються для труб та частин теплоенергетичних установок, пароперегрівачів, паропроводів та інших деталей. Широке застосування цих сталей зобумовлено їх невисокою вартістю, технологічністю, задовільною жароміцністю та оброблюваністю.

Мартенситні сталі. Ці сталі відрізняються від перлітних більшою жароміцністю, підвищеною стійкістю до окислення в атмосфері пару чи топочних газів. Перлітні сталі працюють при температурах 450-600 $^{\circ}C$.

Розрізняють дві групи мартенситних сталей: з вмістом 10-12%Cr, з добавками Mo, V, Nb, W низьким (0,10-0,15%) з вмістом вуглецю; хромокремністі сталі (силохроми) з вмістом 5-10%Cr, добавками кремнію в кількості 2-3% і підвищеним вмістом вуглецю.

До мартенситних сталей відносяться 15Х11МФ, 15Х12ВНМФ, 4Х9С2, 40Х10С2М. Вони застосовуються для виготовлення випускних клапанів двигунів внутрішнього згорання, деталей і вузлів газових турбін і паросилових установок. Потрібно відмітити, що при температурах вище 500-600 $^{\circ}C$ сильхромів (15Х11МФ і 15Х12ВНМФ) різко падає міцність. В зв'язку з цим у форсуєвих двигунах і дизелях замість сильхромів припиняють жароміцні аустенітні сталі.

Аустенітні сталі. Ці сталі по жароміцності перевершують і використовуються при температурах вище 600 $^{\circ}C$. Основними легуючими елементами являються хром і нікель. Відношення між ними і залізом вибирають так, щоб отримати стійкий аустеніт, не схильний до фазових перетворень. Іноді нікель замінюють іншими аустенітоутворюючими елементами – азотом, марганцем.

Аустенітні жароміцні сталі підрозділяють на наступні групи:

- а) однофазні сталі, не зміцнені термічною обробкою;
- б) сталі з карбідним зміцненням;

в) сталі з інтерметалідним зміцненням.

Найвищою жароміцністю володіють аустенітні сталі з інтерметалідним зміцненням.

Аустичні сталі відрізняються великою пластичністю, добре зварюються, однакові у порівнянні з перлітними та мартенситними обробками їх різанням і тиском затrudнена.

Для досягнення високої жароміцності аустенітні сталі з карбідом та інтерметалідним зміцненням піддаються термічній обробці, яка складається з двох послідовних операцій – закалки і старіння.

Деталі газотурбінних установок, працюючи при невеликих навантаженнях (турбовози, газові стаціонарні турбіни) виготовляють зі сталі 40X15H7Г7Ф2МС.

Для виготовлення деталей, працюючих при температурах до 700-750⁰С застосовують сталь 10X11H23T3MP.

Сплави на основі тугоплавких металів

Ці сплави отримують на основі металів п'ятої А підгрупи: ванадію, танталу, ніобію та металів шостої А підгрупи – хрому, молібдену, вольфраму. Їх температура плавлення перевищує 1700⁰С. Крім високої температури плавлення вони характеризуються малим тепловим розширенням, невеликою теплопровідністю, підвищеною жаросткістю і міцними міжатомними зв'язками.

Сплави на основі тугоплавких металів підрозділяють на дві групи: а) зі структурою твердого розчину; б) сплави, зміцнені закалкою і старінням.

Сплави першої групи термічною обробкою не зміцнюються, вміст легіруючих елементів (титан, цирконій, ніобій, молібден, вольфрам, тантал, реній) в них вибирають так, щоб при збільшенні міцності не знизилась пластичність і не погіршились інші властивості.

Сплави другої групи містять підвищену кількість вуглецю і карбідоутворюючі елементи. Найменш жароміцними властивостями володіють сплави на основі ванадію та хрому. Тим не менше при температурі 800-1000⁰ С сплави ванадію перевершують залізні та нікелеві сплави, а сплави на основі хрому можуть застосовувати до температур 1000-1100⁰С.

Сплави на основі ніобію дієздатні до 1300⁰С, а при короткочасній роботі видержують температури до 1500⁰С.

Сплави на основі молібдену дієздатні до 1300-1400⁰С, на основі танталу – до 2000⁰С, а на основі вольфраму – до 2000-2200⁰С.

Неметалічні жароміцні матеріали

До цієї групи відносяться графіт та спеціальна кераміка. Вони дієздатні вище 1000⁰С.

Графіт – один з перспективних матеріалів високої жароміцності. Графіт, коли не плавиться, сублімується при температурі $\approx 3800^0$ С. При нагріві мало розширюється, добре проводить теплоту і тому стійкий проти теплових ударів. Повзучість у графіту проявляється при температурі вище 1700⁰С. Серйозним недостатком графіту являється легкість окислення, яка інтенсивно розвивається вище 550⁰С.

Унікальною особливістю графіту являється збільшення модуля пружності та міцності при нагріванні. До температури 2200-2400⁰С міцність графіту підвищується максимально на 60% і лише при більш високих температурах він втрачає міцність.

Нікелеві і кобальтові жароміцні сплави.

В сучасних турбінах і реактивних двигунах важливою деталлю являється лопатка турбіни. В сучасних реактивних двигунах лопатки першої ступені турбіни нагріваються до температури 1100⁰С, а чим більша температура на першій ступені, тим потужнішим буде двигун, тим більший теплоперепад. На інших ступенях температура менша.

Для лопаток турбін застосовують аустенітні сталі і сплави на основі нікелю і кобальту.

Нікелеві сплави містять 15-20% Cr і легуючі добавки Al, Ti, W, Mo, V та ін., але в значно менших кількостях.

Сплави на основі нікелю поділяються на дві групи: а) гомогенні (ніхроми та інконелі); б) старіючі (німоніки).

Основні складові ніхрому – Ni, Cr, Fe. Для німонік (Ni-Cr-Ti-Al) хрому міститься до 20%. Основні марки німонік: ХН77Т10 (ЄИ437А); ХН77ТЮР (ЄИ437Б); ХН70ВМТЮ (ЄИ617); Німонік 90; Німоніку 100.

Більш перспективним являється сплав на основі кобальту віталіум (< 2% Fe; 0,2-0,35% С; 25-30% Cr; 1,5-3,5 % Ni; 4,5-6,5% Мо).

До ливарних жароміцних сплавів відносяться ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф, ВЖЛ12У. Сплави ЖС6У та ВЖЛ12У крім основних легуючих Со, Al, Ti, Cr, Мо та W містять ніобій, але не більше 0,8%. Хімічний і фазовий склад жароміцних ливарних нікелевих сплавів поданий в табл. 10.4.

Самою високою жароміцністю володіє нікелевий сплав ЖС6Ф, який витримує температуру до 1100°C.

Хімічний і фазовий склад жароміцних ливарних сплавів.

Хімічний і фазовий склад жароміцних ливарних нікелевих сплавів

Таблиця 10.4.

сплав	Склад елементів, мас. %+						
	Co	Al	Ti	Cr	Mo	W	Nb
ЕИ437	-	<u>4,1</u>	<u>13,1</u>	<u>15,5</u>	-	-	-
		<u>0,32</u>	<u>1,6</u>	<u>22,1</u>			
ЖС6К	<u>4,1</u>	<u>8,2</u>	<u>2,6</u>	<u>2,3</u>	<u>2,4</u>	<u>4,3</u>	-
	<u>5,1</u>	<u>1,84</u>	<u>2,1</u>	<u>24,0</u>	<u>6,1</u>	<u>4,4</u>	
ЖС6У	<u>5,9</u>	<u>7,2</u>	<u>1,9</u>	<u>2,4</u>	<u>0,8</u>	<u>10,2</u>	<u>0,6</u>
	<u>16,2</u>	<u>2,2</u>	<u>0,7</u>	<u>17,4</u>	<u>2,4</u>	<u>10,3</u>	<u>0,8</u>
ВЖЛ12У	<u>10,0</u>	<u>8,3</u>	<u>5,6</u>	<u>2,9</u>	<u>1,5</u>	<u>1,6</u>	<u>0,7</u>
	<u>26,0</u>	<u>1,0</u>	<u>1,3</u>	<u>21,6</u>	<u>6,5</u>	<u>2,0</u>	-
ЕП109	<u>6,3</u>	<u>9,1</u>	-	<u>3,3</u>	<u>3,2</u>	<u>7,3</u>	-
	<u>17,0</u>	<u>3,1</u>		<u>14,7</u>	<u>10,2</u>	<u>5,8</u>	

До зарубіжних аналогів жароміцних сплавів відносяться: HRA370 (Al, Cr, Co, Ta, W),- MM246 (Al, Ti, Cr, Co, Mo, Ta, W); Nimocast (Al, Ti, Cr, Co, Mo); MM200 (Al, Ti, Cr, Co, W); B1900 (Al, Cr, Co). Високостійкими жароміцними властивостями володіють сплави для направленої кристалізації, зокрема: ЖС6Ф, ЖС30, ЖС26, ЖС26У, ЖС32-ВИ. Ці сплави використовують для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів методом високошвидкісної направленої кристалізації.

Мікроструктура сплаву ЖС32-ВИ складається з γ -твердого розчину, зміцненої інтерметалідної γ' (Ni_3Al) та карбідної (типу MeC) фазами, та залишкової евтектичними ($\gamma+\gamma'$).

Для монокристалічного лиття застосовуються сплави ЖС30М, ЖС36, ЖС40. Структура цих сплавів складається з γ -твердого розчину та дисперсної γ' -фази, кубічної форми однорідної по складу, розмірам і морфології.

Монокристалні сплави мають значну перевагу перед сплавами з направленою структурою по опору циклічним навантаженням. Це пов'язано головним чином з відсутністю карбідної фази, яка являється очагом зародження мікротріщин при циклічних і термоциклічних навантаженнях.

Суттєве значення при застосуванні сплавів з моно кристалічною структурою має анізотропія їх механічних властивостей, властива всім монокристалом. Дослідження цього ефекту проводили в двох напрямках. Таким чином, експлуатаційні характеристики ГТД можна підвищити за рахунок використання моно кристалічних лопаток. Впровадження таких лопаток являється комплексною задачею і включає наступні напрямлення:

1. розробка сплавів, спеціально легованих для моно кристалічного лиття і тих, що не містять в своєму складі елементів-зміцнювачів меж зерен (С, В, Zr);
2. вдосконалення металургію сплавів для моно кристалічного лиття з ціллю їх більш глибокого рафінування;
3. відпрацювання режимів направленої кристалізації з ціллю підвищення виходу принадного для моно кристалічного лиття з заданою кристалографічною орієнтацією;
4. вибір режимів термічної обробки, які дозволяють реалізувати переваги моно кристалічних сплавів і досягти максимального рівня властивостей;
5. використання ефекту кристалографічної анізотропії механічних характеристик сплавів даного класу як одного з ефективних шляхів підвищення комплексу властивостей речей.

Мартенситно-старіючі сталі.

Мартенситно старіючі – це практично безвуглецеві, високолеговані високоміцні сталі, зміцнення яких відбувається при виділенні інтерметалідних фаз під час відпуску (старіння).

Основні легуючі елементи мартенситно – старіючих сталей – нікель, хром, кобальт, молібден, титан, а також ванадій, вольфрам, ніобій, кремній, марганець, алюміній та інші. Присутність в сталі нікелю і хрому впливають на протікання мартенситного перетворення, роблять його більш

повільним, але більш повним. В свою чергу нікель утворює з легуючими елементами інтерметалідні фази Ni_3Ti , $NiTi$, Ni_3Al , Ni_3Mo , Ni_3V , Ni_3Nb , тим самим зменшує їх розчинність в α – залізі і сприяє збільшенню кількості зміцнюючої фази. Завдяки високому вмісту нікеля руйнування сталі відбувається в'язко незалежно від температури і попередньої міцності. Міцність сталі зростає завдяки легуванню молібденом і вольфрамом, що утворюють інтерметалідні фази Ni_3W , Ni_3Mo або фази Лавеса Fe_2Mo і Fe_2W . Кобальт зменшує розчинність інших легуючих елементів і впливає на упорядкування атомів заліза, чим зміцнює α – залізо.

Термічна обробка мартенситно – старіючих сталей полягає в гартуванні з температури 8000 - 850°C і старінні на протязі декількох годин при температурі 480 - 520°C. Швидкість гартування може бути будь – яка тому, що практична відсутність вуглецю (< 0.03%) і високий вміст легуючих елементів запобігають утворенню структур перлітного типу при розпаді аустеніту. Утворений мартенсит має невисоку міцність і високу пластичність, тому загартовану сталь можна деформувати, піддавати обробці різанням та іншими методами.

Як відомо, нікель знижує температуру мартенситного перетворення, яке закінчується при кімнатній температурі, а при вмісті нікелю більше 18% - області від'ємних температур. В цьому випадку призначається обробка холодом, хоча і твердість буде дещо вища.

Зміцнення сталі відбувається в результаті старіння, тому його проводять для готових виробів, які в процесі обробки не змінюють свої розміри. Мартенситно – старіючі сталі мають високу прогартуваність, корозійну стійкість (завдяки присутності нікелю та хрому) добре зварюються. З метою поліпшення втомної міцності, зносостійкості і ударно – циклічної міцності сталі азотують одночасно зі старінням, виконують поверхневе гартування лазером або іонну імплантацію поверхні.

Найбільш поширенні мартенситно - старіючі сталі – H18K8M3, H18K8M5T, H13K15M10, H18K9M5T, X11H10M2T, X14H14K14M3T - надто дорогі, але сполучення високих механічних і технологічних властивостей дозволяє застосовувати їх в ракето – і літакобудуванні, в приладобудуванні, виробництві матриць штампів для обробки тиском і прес – форм для лиття.

Матеріали з особливими властивостями

У ряді випадків потрібні сплави з чітко визначеними властивостями, які можуть бути дуже різноманітними. Наприклад: сплави з незмінним коефіцієнтом лінійного розширення, або сплави, у яких цей коефіцієнт такий самий, як у скла тощо. В цих випадках для кожних конкретних умов виготовлюють сплав строго визначеного складу. Їх називають прецизійними сплавами.

Сплави із заданим температурним коефіцієнтом лінійного розширення. До цієї групи матеріалів належать сплави систем Fe-Ni. За умови великого вмісту нікелю у сплавах утворюється безперервний ряд твердих розчинів з ГЦК решіткою. Згідно закономірностей Курнакова температурний коефіцієнт лінійного розширення твердих розчинів у функції складу змінюється по безперервній криволінійній залежності. У сплавах Fe-Ni ця залежність більш складна, що дає можливість створювати сплави з малим температурним коефіцієнтом лінійного розширення – інварні сплави.

При вмісті нікелю нижче 35% спостерігається занижене значення температурного коефіцієнта лінійного розширення, яке має феромагнітну природу і пояснюється великою магніострикцією парапроцесу.

В інварних сплавах коефіцієнт лінійного розширення в інтервалі температур від -80°C до +100°C практично не змінюється. Маркування – H36. Якщо частину нікелю замінити кобальтом, то цей сплав називається суперінвар – H31K6. У нього ще більш стабільний температурний коефіцієнт лінійного розширення.

Ковар – (коварний) сплав Fe-Ni-Co(18%)t має $\alpha = 5 \cdot 10^{-6}$, тобто такий самий, як у молібдена і призначений для спайки з молібденовим склом. Платиніт - Fe-Ni(48%) має $\alpha = 9 \cdot 10^{-6}$, тобто такий самий, як у скла і платини і використовується для пайки матеріалу зі склом.

Сплави з постійним модулем пружності. Для виготовлення пружин точних приладів, для камертонів тощо. необхідний матеріал з постійними, такими що не змінюються з температурою модулями пружності (E та G). Цим вимогам відповідають сплави Fe+Cr+Ni – елінвари. Вони містять 36% Ni і 8% Cr, все інше – залізо. У таких сплавів температурний коефіцієнт модуля нормальної пружності в 10 разів менше, ніж для вуглецевої сталі і у 20 разів менше, ніж для аустенітної сталі. Маркування цих сплавів – ЭН25, ЭН574 – елінвар. Якщо ніспен – С, то H35XMB (35% Ni, 2-4% W, 2% Mo, 2-2,6% Ti, 0,4-0,8% Al, 0,3-0,4 Mn, 1%С).

Радіаційностійкі сталі та сплави

Під дією опромінення матеріали змінюють свої властивості. Найбільш сильний вплив спричиняє нейтральне опромінення.

Радіаційна стійкість – це стабільність структури та властивостей в умовах опромінення. Найбільший вплив структурні зміни від опромінення спричиняють на механічні властивості та корозійну стійкість.

Вплив опромінення на структуру та механічні властивості. Опромінення призводить до утворення точкових та лінійних дефектів, мікропар та інших структурних пошкоджень матеріалу.

Ступінь зміни властивостей при опроміненні залежить від сумарного потоку нейтронів, а також від температури опромінення. Існують низькотемпературні та високотемпературні опромінення. Низькотемпературне опромінення відбувається при температурі, що нижче температури кристалізації, а високотемпературні – при такій температурі, яка вище температури кристалізації.

При низькотемпературному опроміненні метали та сплави так само зміцнюються, як і при холодній пластичній деформації. При цьому кількість вакансій та дислокацій збільшується.

При високотемпературному опроміненні металів та сплавів відбувається радіаційний відпал, який сприяє відновленню структури та механічних властивостей.

Опромінення негативно впливає на тривалу міцність сплавів, особливо у старіючих, що зумовлено активізацією дифузійних процесів.

При опроміненні деяких металів та сплавів великими потоками нейтронів при високих температурах у них спостерігається розбухання. При цьому іде процес утворення накопичення вакансій, які при дуже великих потоках перетворюються або у дислокаційні петлі, або у мікропори. Розбухання викликає зміну форми та розмірів деталей, а також погіршення механічних властивостей. Воно посилюється накопиченням в утворених при опроміненні мікропорах молекулярного водню або водовмісних газів з великим внутрішнім тиском.

Легування сталей Ti, Mn, Nb зменшує розбухання. Можливо це результат зменшення розчинності та швидкості дифузії водню у такому складнолегованому аустеніті. Холодна пластична деформація аустенітних сталей знижує розбухання, мабуть, по тій же причині.

Перлітні та феритні високохромисті сталі, розчинність водню в яких мала, менш схильні до розбухання.

Вплив опромінення на корозійну стійкість. При опроміненні корозійна стійкість сталі зменшується через руйнування поверхневих захисних плівок. Опромінення, викликаючи структурні пошкодження металів та сплавів, знижує електрохімічний потенціал і прискорює процес корозійного руйнування. В пасивуючихся металах опромінення руйнує поверхневі захисні плівки.

Корозійні процеси аустенітних хромонікелевих сталей в результаті опромінення активізується. У вологій парі воно сприяє розвитку місцевих видів корозії: міжкристалічної, точкової, а також корозійному розтріскуванню.

В конструкціях, що підлягають опроміненню (оболонки уранових стержнів, корпуси та трубопроводи реакторів, корпуси синхронізаторів) у якості конструкційних матеріалів, що володіють необхідним комплектом жароміцності та корозійної стійкості, використовують високолеговані сталі перлітного, аустенітного класу та сплави. Широке використання сплавів на цирконії, алюмінії, магнії, берилії в таких конструкціях пояснюється їх задовільною жароміцністю, а також необхідним комплектом теплофізичних властивостей, зокрема здатністю слабо поглинати нейтрони.

Тема 2.2.2. Жароміцні та жаростійкі сталі.

Жароміцні сталі феритного, аустенітного мартенситного класів.

Нержавіючі сталі. Дисперсійно старіючі сталі.

Тема 2.2.3. Сплави на основі алюмінію і титану.

Класифікація, маркування, термічне оброблення, властивості та застосування.

Титанові сплави: класифікація, маркування, термічне оброблення, властивості та застосування.

Титан - елемент IV групи Періодичної системи Д. И. Менделєєва. Його порядковий номер 22, атомна маса 47,9. Щільність титана 4500 кг/м³. Температура плавлення 1672°C. По поширенню в природі титан займає серед металів четверте місце (після алюмінію, заліза й магнію); у земній корі він становить 0,6%.

Титан має дві поліморфні модифікації. Нижче температури 882°C стійкий α -титан, що має гексагональні кристалічні ґрати, а вище 882°C - β -титан, що кристалізується в кубічній об'ємноцентрованій решітці.

Шкідливими домішками для титана є азот, вуглець, кисень і водень, що утворюють із ним твердий розчин впровадження й крихкі оксиди, карбіди, нітриди й гідриди. Ці домішки знижують пластичність і зварюваність титана, збільшують його твердість і міцність і погіршують опір корозії (рис. 19.1). Твердість чистого титана в 12 разів більше, ніж алюмінію й в 4 рази - заліза й міді.

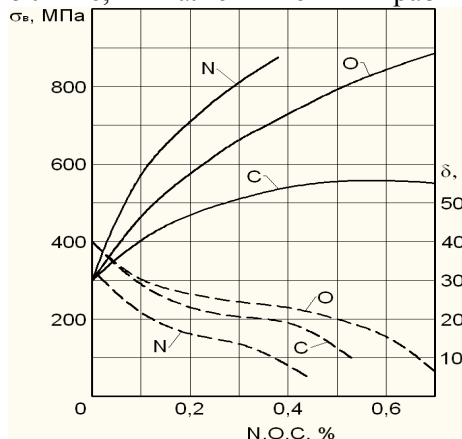


Рис. 19.1. Вплив різних елементів на механічні властивості титану: межа міцності і відносне видовження

Із властивостей титана слід особливо зазначити малу щільність у сполученні зі значною міцністю, порівняно невеликий коефіцієнт розширення, добру технологічність і високу корозійну стійкість у прісній і морській воді, а також у деяких кислотах. Стійкість титана проти окислювання спостерігається тільки до температур 400-500°C.

Сполучення міцності й пластичності титана обумовлюють його високі механічні властивості (табл. 19.1).

МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЙОДИДНОГО Й ТЕХНІЧНОГО ТИТАНА

Таблиця 19.1

Титан	Сума домішок, %	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	ψ	V
		МПа		%		
BT 1-0	0,3	450-600	380-500	20-25	50	2070
Йодидний	0,093	250-300	100-150	50-60	70-80	1300

Титан має високу межу міцності й високу питому міцність не тільки при температурах 20—25°C, але й в умовах глибокого холоду. При температурі рідкого гелію тимчасовий опір титана дорівнює 1250 Мпа.

Підвищенню міцності титана сприяє пластична деформація (рис. 19.2).

Титан добре обробляється тиском. З нього виготовляють всі види пресованого й катаного напівфабрикату: листи, труби, дріт, кування. Він добре зварюється аргонодуговим і точковим зварюванням. Міцність шва становить 90% міцності основного металу. До недоліків титана відносяться висока вартість виробництва, низький модуль пружності, активну взаємодію при високих температурах (більше 500°C) з киснем, азотом і воднем. Останній викликає водневу крихкість і при більше низьких температурах. Крім того, низький модуль пружності титана, майже у два рази менший, ніж у заліза й нікелю, утрудняє виготовлення жорстких конструкцій.

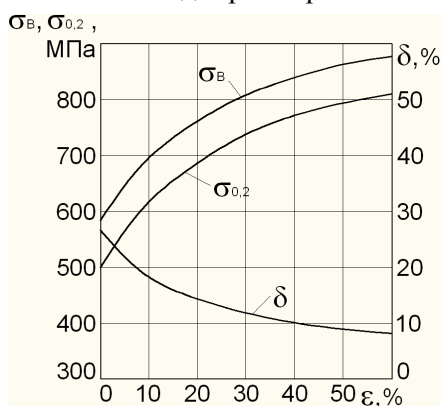


Рис. 19.2. Вплив ступеня пластичної деформації на механічні властивості титана

антифрикційні властивості.

Технічний титан маркують залежно від вмісту домішок BT 1-0 (сума домішок 0,55%), BT-00 (сума домішок 0,4%). Найчистіший йодидний титан одержують методом

Титан погано обробляється різанням, налипає на інструмент, у результаті чого той швидко зношується. До недоліків титана варто віднести його низькі

термічної дисоціації із чотирьохйодидного титана, а також методом зонної плавки (сума домішок <0,1%).

Корозійна стійкість титана. Титан і його сплави крім високої питомої міцності мають високу корозійну стійкість. Титан більше стійкий в агресивних середовищах, чим залізо, алюміній, нікель. По своїй корозійній стійкості він перевершує навіть високолеговані корозійностійкі сталі. Якщо такі сталі в розчині, що складається із двох частин соляної і однієї частини азотної кислоти, за рік розчиняються на глибину 10 мм, то титан за цей час - тільки на 0,005 мм.

Корозійна стійкість титана і його сплавів спостерігається в атмосферних умовах, ґрунті, морській воді, хлоридах, азотної й багатьох органічних кислотах, царській горілці й ін.

Висока корозійна стійкість титана обумовлена утворенням на поверхні щільної захисної плівки (TiO_2). Якщо ця плівка не розчиняється в навколишнім середовищі, то титан практично не піддається корозії. Наприклад, морська вода за 4000 років розчинить шар титана товщиною, що дорівнює аркушу паперу. Однак є середовища, у яких титан не стійкий, а саме: плавикова, соляна, сірчана й ортофосфорна кислоти, а з органічних середовищ - щавлева й оцтова кислоти.

При нагріванні титан поглинає з атмосфери газу (кисень, азот, водень) і чим вище температура, тим поглинання інтенсивніше. Тому при технічних (і експлуатаційних) нагріванні титан варто захищати від насичення його газами.

Вплив легуючих елементів на структуру й властивості титанових сплавів. Легуючі елементи по характеру впливу на поліморфні перетворення титана підрозділяються на три групи: α -стабілізатори, β -стабілізатори й нейтральні елементи. На рис. 19.3 показана схема впливу легуючих елементів на температуру поліморфного перетворення титану.

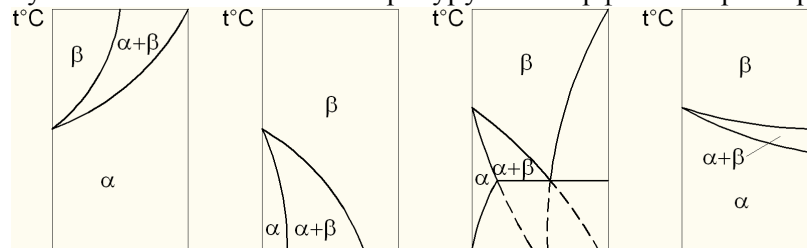


Рис. 19.3. Діаграми стану Тi -ЛЭ (легуючі елементи) (схема): **a** - Тi- α -стабілізатори; **b**- Тi - ізоморфні β -стабілізатори; **v**- Тi - евтектоїдоутворюючі β -стабілізатори; **z** - Тi - нейтральні елементи.

До α -стабілізаторам, що розширюють область α -модифікації й підвищують температуру поліморфного перетворення, належать такі елементи, як: Al, Ca, Ce, La, C, O, N.

Елементи, що знижують температуру поліморфного перетворення й розширюють область існування β -модифікації, ставляться до групи β -стабілізаторів. У цю групу входять: W, Mo, V, Nb, Ta, Zr, Hf, Cr, Mn, Si, Fe, Co, Ag і ін.

Всі β -стабілізуючі елементи можна розділити на три підгрупи:

1) елементи, що утворюють безперервний ряд твердих розчинів з α - і β -модифікаціями титана. До таких елементів відносять аналоги титана Zr і Hf. Вони мало знижують температуру $\beta \rightarrow \alpha$, перетворення і є «нейтральними» зміцнювачами. При великому вмісті цих елементів у сплаві (40—50%) температура поліморфного перетворення знижується досить істотно (до 550°C). Проте, зафіксувати β -фазу в сплавах системи Ti-Hf або Ti—Zr при кімнатній температурі не вдається, тому що перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ відбувається швидко навіть при високих швидкостях охолодження;

2) елементи, ізоморфні β -модифікації титана, що утворюють із нею безперервний ряд твердих розчинів і обмежено розчиняються в α -модифікації: Ta, Nb, V, Mo. При їх досить високій концентрації β -структура зберігається до кімнатних температур;

3) елементи, обмежено розчинні як у β , так і в α -модифікаціях титана й при вмісті понад межі розчинності утворюють з титаном інтерметалідні з'єднання. При охолодженні з β -області розпад β -твердого розчину на α -твердий розчин і інтерметалід відбувається по евтектоїдній реакції, у зв'язку із чим елементи такого типу одержали назву евтектоїдноутворюючих. До них належать: Cr, Mn, Fe, Ni, Co, Si, Cu, W, Re.

Розглянемо вплив основних легуючих елементів на фізико-механічні властивості титанових сплавів.

Алюміній підвищує питому міцність сплаву, жароміцність, модуль пружності, зменшує його щільність і схильність до водневої крихкості. Вміст алюмінію в сплавах обмежено до 7,5%. При вмісті алюмінію більше 7,5% поряд з α -твердим розчином утвориться фаза α_2 (Ti_2Al), робить сплав крихким. Подальше підвищення властивостей міцності можливо лише при введенні нових легуючих елементів. Цим і обумовлена тенденція до розвитку багатокомпонентних титанових сплавів.

Ванадій є β -стабілізатором. Він сприяє зменшенню схильності сплаву до утворення впорядкованої структури (надструктури).

Введення в сплав поряд з алюмінієм таких β -стабілізаторів, як вольфрам і молібден, поліпшує його технологічну пластичність і створює можливість одержання жароміцних титанових сплавів з високими робочими характеристиками.

Ніобій підвищує стабільність поверхні, збільшуючи жаростійкість при високих температурах.

Кремній підвищує опір повзучості, обмежуючи рухливість дислокацій, і збільшує міцність при всіх температурах.

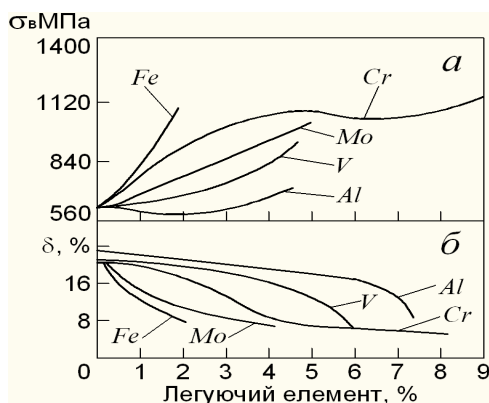
Нейтральні елементи Sn, Zr, Hf, Th мало впливають на температуру поліморфного перетворення й не міняють фазового складу титанових сплавів. Їх вплив на властивості сплавів відбувається завдяки зміні властивостей α і β -фаз, у яких вони розчиняються (рис.19.3). Вони сприяють підвищенню термічної стабільності, збільшують межу повзучості, міцність при низьких і середніх температурах, знижують схильність до холодноламкості й поліпшують зварюваність.

Найбільш практичне значення мають олово й цирконій. Вони підвищують міцність титанових сплавів при температурі 20—25 °С і високих температурах без помітного зниження пластичності й збільшують межу повзучості. Крім того, ці елементи знижують схильність до холодноламкості титанових сплавів і поліпшують їх зварюваність.

У загальному випадку міцність титанових сплавів складається з міцності вихідного титана й ефектів зміцнення від кожного легуючого додатку (рис. 19.4).

Класифікація титанових сплавів

За технологією виробництва титанові сплави підрозділяються на деформуємі, ливарні й порошкові. За фізико-механічними властивостями - на сплави звичайної міцності, високої міцності, жароміцні, високопластичні й висококорозійні. По здатності зміцнюватись за допомогою термічної обробки - на зміцнюємі і не зміцнюємі термічною обробкою. За структурою у відпаленому стані на α -сплави, β -сплави, псевдо- α , псевдо- β і $\beta+\alpha$ -титанові сплави.



19.4. Вплив легуючих елементів на міцність (а) і пластичність (б) титанових сплавів

Тип структури титанових сплавів визначається видом легуючих елементів, що додаються в титанову губку при виробництві титанових сплавів. Сплави із чисто α -структурою, що мають структуру однофазного твердого розчину, не зміцнюються термічною обробкою. Підвищення їх міцності досягається легуванням твердого розчину «нейтральними» зміцнювачами або холодною пластичною деформацією. Міцність α -сплавів відносно невисока. Сучасні промислові α -сплави порівняно малопластичні, стають крихкими при термічній обробці. Вони добре зварюються й мають високу термічну стабільність. Структура таких сплавів після відпалу для зняття нагартовки після пластичної деформації являє собою тільки α -фазу. До сплавів цієї групи відносяться чистий титан і сплави титана з алюмінієм.

Псевдо α -сплави леговані невеликими добавками β -стабілізаторів у кількостях, що не набагато перевищують межу їх розчинності в α -фазі. Вони можуть гартуватися з β -області або верхній частині $\alpha+\beta$ -області. Перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ відбувається по

мартенситному механізму, а виникаюча при цьому мартенситоподібна структура, що при цьому з'являється не є пересиченим твердим розчином.

У двофазних $\beta+\alpha$ -сплавах застосовують зміцнюючу обробку, що складається із гартування й старіння. Двофазні $\beta+\alpha$ -титанові сплави характеризуються змішаною структурою α і β -твердих розчинів у різних співвідношеннях залежно від співвідношення в сплаві α і β -стабілізаторів. Структура сплавів фіксується гартуванням. При наступному старінні міцність їх додатково підвищується за рахунок часткового розпаду β -фази й виділення β -стабілізаторів з α -фази. Ці сплави більше міцні, ніж α -сплави. Вони добре куються, штамуються, піддаються термічній обробці. Сплави $\alpha+\beta$ піддаються відпалу першого й другого роду, заснованого на фазовій перекристалізації, а також ізотермічному відпалу, що забезпечує більше високу термічну стабільність і тривалу міцність, ніж простий відпал. До цієї групи належить більшість промислових сплавів.

До однофазних β -титанових сплавів належать сплави з підвищеним вмістом β -стабілізаторів у кількості, рівній або більшому критичної концентрації. мартенситне перетворення в β -сплавах відсутнє, а роль швидкості охолодження зводиться до придушення процесів дифузійного розпаду β -фази. Вони зберігають після гартування досить високу пластичність, але по міцності поступають $\alpha+\beta$ сплавам. Ці сплави піддаються старінню. Зміцнення при цьому відбувається внаслідок часткового розпаду β -твердого розчину. Сплави з β -структурою задовільно зварюються аргонодуговим зварюванням.

Термічна обробка й поверхневе зміцнення титанових сплавів

Термічна обробка й поверхневе зміцнення проводяться для забезпечення необхідного сполучення міцності, пластичності, в'язкості руйнування й інших фізико-механічних властивостей титанових сплавів. Ці властивості досягаються за допомогою відпалу, гартування, старіння, а також хіміко-термічної обробки.

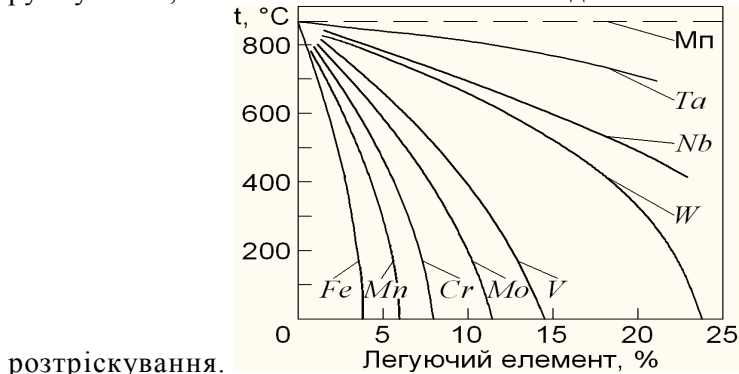
Титан і його α -сплави не зміцнюються термічною обробкою, їх піддають тільки рекристалізаційному відпалу. Головне призначення відпалу - зняття наклепу в титанових сплавах після холодної деформації. Практично відпал титанових сплавів проводять при температурах 700-800°C з витримкою від 15 хв до 3 год.

Температура відпалу $\beta+\alpha$ -сплавів повинна бути вище температури рекристалізації, але не перевищувати температури перетворення $(\beta+\alpha)\rightarrow\beta$, тому що й в β -області відбувається сильний ріст зерна. Для $\beta+\alpha$ -сплавів характерним є стабілізуючий відпал. Для даного сплаву крім зняття наклепу необхідно стабілізувати β -фазу, тому що евтектичний розплав викликає зкрихчування сплаву. Стабілізуючий відпал $\beta+\alpha$ -сплавів проводиться при температурі 750—850°C.

Більше висока термічна стабілізація досягається після ізотермічного відпалу. Цей вид відпалу полягає в нагріванні до температури вище температури рекристалізації з наступним охолодженням і витримкою при більшій низькій температурі для стабілізації β -фази. Подальше охолодження можна проводити на повітрі.

Для зняття внутрішніх напружень, що виникають при механічній обробці α і $\beta+\alpha$ -сплавів, застосовують неповний відпал при температурі 550-600 °C.

Вакуумний відпал застосовується для тонколистового прокату з метою запобігання насичення його воднем і іншими газами, що приводить до істотного підвищення в'язкості руйнування, зменшенню схильності до вповільненого руйнування й корозійного



розтріскування.

Рис. 19.5. Вплив легуючих елементів на температуру початку мартенситного перетворення титана

Зміцнююча термічна обробка (гартування й старіння) застосовна тільки до сплавів з $\beta+\alpha$ -структурою. Гартування цих сплавів полягає в нагріванні до β -стану й охолодженні в воді. У деяких випадках, щоб уникнути інтенсивного зростання зерна, що відбувається в β -стані, гартування роблять із $\alpha+\beta$ - області. При цьому збільшуються ступінь легованості β -фази й міцність сплавів при підвищених температурах. Характер перетворення при гартуванні залежить від ступеня легованості сплаву. Після гартування утвориться фаза голчастої будови α' (мартенситна фаза), що являє собою пересичений твердий розчин легуючих елементів в α -титані. При великому ступені легованості ця фаза позначається α . Мартенситна α' -фаза має трохи викривлену гексагональні кристалічні ґрати, а α'' -фаза - ромбічні ґрати. Виникнення α'' -фази викликає зменшення твердості й міцності сплавів і збільшення пластичності.

У високо-легованих $\alpha+\beta$ - сплавах концентрація легуючих елементів може бути вище критичних значень, при яких температури початку й кінця мартенситних перетворень стають нижче кімнатних температур (рис. 19.5). При недостатній швидкості охолодження й певної концентрації легуючих елементів, близької до критичного, у структурі загартованого сплаву може з'явитися метастабільна проміжна фаза ω . Вона має гексагональні кристалічні ґрати. Поява цієї фази приводить до підвищення твердості й крихкості титанових сплавів.

Старіння титанових сплавів виконується після гартування. При цьому з α' -фази виділяється β -фаза різної дисперсності, що приводить до зменшення твердості, або інтерметалідна фаза (наприклад, $TiCr_2$), що сприяє зкрихчуванню сплаву.

Під час старіння сплавів з β' - структурою при низьких температурах (300—350°C) також утвориться ω -фаза, що зкрихчує сплави. Тому старіння ведуть при більше високій температурі (480—550°C), коли з β' -твердого розчину виділяється тонкодисперсна α - фаза, що підвищує міцність і твердість сплаву.

Високу конструкційну міцність забезпечує «м'яке гартування», що зводиться до нагрівання при температурах $\alpha+\beta$ -області, охолодженню зі швидкістю 50—150°C/год до 700—600°C и наступному охолодженню на повітрі або у воді. Після м'якого гартування виробляється старіння при температурі 450—500°C. Після такої обробки частки α'' -фази в метастабільної β -фазі замість пластинчастої форми мають округлу, що й підвищує надійність деталей в експлуатації.

При охолодженні сплавів систем Ti-Cu-Ni-Co і Ti-Cu—Ni-Co-Si зі швидкістю 10^4 — 10^6 °C/с утвориться квазіаморфна структура, що складається з дрібнодисперсних інтерметалічних з'єднань. Порівняльне вивчення здатності до аморфізації сплавів подвійних, потрійних і четвертих систем, що мають точки нонваріантних перетворень, дозволило встановити, що найбільше легко переходять в аморфний стан сплави, розташовані в областях перетворень за участю трьох і більше фаз. Найбільше яскраво виражена схильність до переохолодження розплаву спостерігається в системах, утворених інтерметалідними з'єднаннями з різним типом кристалічної структури.

Відсутність далекого порядку в аморфних сплавах обумовлює підвищення деяких механічних характеристик у порівнянні із кристалічним станом тих же сплавів. Механічні випробування аморфних сплавів на основі інтерметалідних з'єднань титана показали, що в умовах одноісного розтягання зразок майже не подовжується пластично, а при досягненні певного навантаження раптово руйнується. Пружна деформація становить приблизно 2%, а пластична 0,2%, що пояснюється переміщенням окремих груп атомів відносно один одного, що обумовлюють утворення сильно локалізованих смуг зсуву, усередині яких виникає кристалічна фаза.

Область застосування титанових сплавів може бути значно розширена шляхом розробки й впровадження методів підвищення їх зносостійкості, опору високотемпературному окислюванню й стійкості в деяких агресивних середовищах.

Найбільш ефективним способом поліпшення зазначених характеристик титанових сплавів є хіміко-термічна обробка (ХТО), що дозволяє при високій технологічності й економічності радикально змінювати вміст, структуру й властивості поверхневих шарів титанових виробів.

Універсальним методом ХТО титанових сплавів є азотування, у результаті якого можуть бути істотно підвищені твердість, зносостійкість деталей, а в ряді випадків - жароміцність і корозійна стійкість.

Титан і його сплави азотуються при температурі 850—950°C у атмосфері азоту при нормальному й зниженому тиску (30- 100 Па), в атмосфері азоту, розведеного аргонем (при парціальному тиску 0,5-4КПа), або рідше в аміаку протягом 10-50 ч.

Технологія азотування розроблена для наступних титанових сплавів: VT1, VT3, VT4, VT5, VT8, VT10, VT14. Перші два азотуються погано, а інші - добре. У загальному випадку товщина дифузійного шару, що складає з нітридного шару й збагаченого азотом α -твердого розчину, становить 0,06-0,2 і 0,1-0,15 мм відповідно. Мікротвердості першого становить HV 12000, а другого - HV 5000-8000.

Поряд з підвищенням твердості й зносостійкості титанових сплавів після азотування знижуються пластичність і границя витривалості через підвищену крихкість нітридного шару. З метою зменшення крихкості азатованого шару рекомендується проводити вакуумний відпал (при температурі 800-900°C).

Для інтенсифікації процесу азотування титанових сплавів застосування знаходить нагрівання струмами високої частоти (ТВ4). При температурі 1100°C у плин 20 хв на сплавах VT4 і VT6 утвориться азотований шар товщиною 30 мкм із мікротвердістю 2000 кг/мм². В умовах тертя ковзання без змащення найкращі результати показали зразки з максимальною глибиною азатованого шару.

Працездатність деталей з титанових сплавів в умовах тертя ковзання може бути забезпечена нітроцементуванням (рис. 19.6). Спільне насичення титанових сплавів азотом і вуглецем у газовому середовищі проводиться при температурі 850°C у плин 4 ч. Після дифузійної обробки в поверхневому шарі глибиною до 300 мкм синтезується значна кількість нітридів титана, що приводить до збільшення мікротвердості зміцненого шару до 1500 кг/мм².

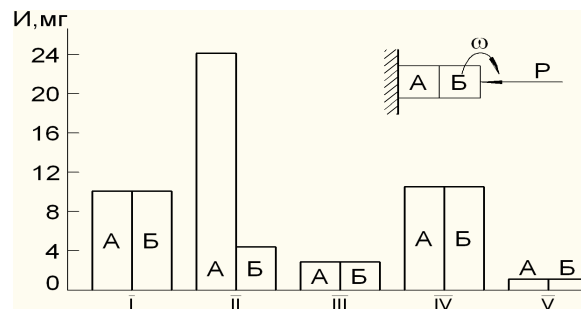


Рис. 19.6. Зношування титан-цирконієвого сплаву після різних методів обробки пара тертя: / - зразки А і Б у вихідному стані; // - зразок Б зміцнений нітроцементуванням; /// - зразки зміцнені; IV - зразки зміцнені нітроцемент; V-V - зразки зміцнені лазерним випромінюванням

Істотних результатів по підвищенню жаро-, зносо- і корозійної стійкості деталей з титанових сплавів можна досягти при насиченні їх робочих поверхонь кремнієм.

Сіліцидування сплавів проводиться в порошкоподібних сумішах у контейнері із плавким затвором при температурах 750-1050°C у плин 2-8 год. Для насичення застосовуються наступні вмісти суміші: 97% Si + 3% AlF₃; 77% Si + 20% Cu + 3% AlF₃, 72% Si + 12,5% Cu+12,5% Ti + 3% AlF₃; 68% Si + 20% Cu + 10% Sn +2% AlF₃; 73% Si + 20 % Cu + 5% Zn + 2% AlF₃ 68% Si + 20% Cu+10% Cr + 2% AlF₃. Фазовий состав силіцидних покриттів підтверджує наявність у шарі силіцидів TiSi₂ і TiSi.

Борування титана і його сплавів проводять у сумішах на основі аморфного бору. У цьому випадку касету з жароміцного матеріалу (кераміки) заповнюють аморфним бором, поміщають у піч і нагрівають протягом 1-3 год до температури 1000°C при залишковому тиску 2-10-3 Па. Потім простір печі продувають аргонем і охолоджують. В аморфний бор завантажують деталі, знову створюють вакуум у печі, нагрівають до необхідної температури й витримують протягом 2-12 год. Після закінчення борування простір печі продувають аргонем, охолоджують і вивантажують деталі. Існують і інші методи борування. Товщина боридного шару може досягати 100 мкм твердістю НУ 3000-3500.

Крім зазначених вище методів поверхневого зміцнення титанових сплавів, застосування знаходять хромування, фосфатування, оксидування, а також нанесення газотермічних покриттів, обробка лазерним випромінюванням. Так, плазмове

напилювання порошків сплаву ВСНГН на поверхню титанового сплаву ВТЗ-1 сприяє підвищенню зносостійкості цього сплаву в умовах абразивного зношування в 2,5-3 рази. При цьому втомна міцність практично не змінюється.

Лазерна обробка титан-цирконієвого сплаву імпульсним лазером без оплавлення поверхні приводить до підвищення твердості поверхневого шару в 5 разів (рис. 19.7).

Зносостійкість зміцненого титанового сплаву, обробленого лазерним променем, при терті без змащення в 20 разів вище в порівнянні з незміцненим сплавом.

Підвищенню мікротвердості поверхневого шару титанового сплаву ВІД4 сприяє лазерна обробка з подачею в зону нагрівання технічного азоту. При цьому мікротвердість шару підвищується в 4,5-5 разів. Лазерне легування титанових сплавів хромом, що є для них β -стабілізатором

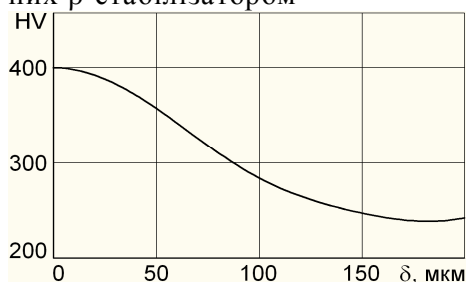


Рис. 19.8. Розподіл твердості сплаву Ti-Zr по глибині зразка після лазерної обробки

, забезпечує одержання структури у вигляді β -фази. Мікротвердість титанового сплаву ВІД4 у результаті такого легування збільшується від 2800 до 6400 МПа, що приводить до підвищення зносо-стійкості.

Промислові титанові сплави.

Основні промислові титанові сплави, застосовувані в сучасній авіаційній, космічній, ракетній і іншій галузях народного господарства, мають різні хімічний склад, структуру й коефіцієнт стабілізації DO_{β} (табл. 19.4).

Деформуємі титанові сплави. До цієї групи сплавів належать сплави титана з алюмінієм (ВТ5), що мають α -структуру, а також сплави, додатково леговані оловом або цирконієм (ВТ 5-1). Ці сплави характеризуються середньою міцністю при температурі 20°C, високими механічними властивостями при криогенних і підвищених температурах (450—500°C). Сплави мають високу термічну стабільність і мають відмінну зварюваність. Міцність звареного шову становить 90% міцності основного сплаву. Оброблюваність різанням задовільна.

КЛАСИФІКАЦІЯ ПРОМИСЛОВИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПО ТИПУ СТРУКТУРИ В СТАБІЛЬНОМУ СТАНІ

Таблиця 19.4

Група сплавів	DO_{β}	Марка сплаву	Середній хімічний склад,%
α -сплави	-	ВТ 1-00	Нелегований титан
		ВТ 1-0	Те ж
		ВТ5	5%Al
		ВТ 5-1	5%Al – 2,5%Sn
		4200	0,5%Pd
Псевдо α -сплави	До 0,25	ВІД 4-0	0,8%Al – 0,8%Mn
		ВІД 4-1	15%Al – 1,0%Mn
		ВІД4	3,5%Al – 1,5%Mn
		ВТ4	5,0%Al – 1,5%Mn
		ВІД 4-2	6,0%Al – 1,5%Mn
		АТ2	2%Zr – 1,0%Mo
		АТ3	3%Al – 1,5%(Fe, Cr, Si, B)
		АТ4	4%Al – 1,5%(Fe, Cr, Si, B)
		АТ6	6%Al – 1,5%(Fe, Cr, Si, B)
		ВТ-19	7,5%Al – 1%Mo – 11%Zr – 1%Nb – 0,3%Si
		ВТ20	6%Al – 2%Zr – 1%Mo – 1%V
		ТС55	5%Al – 2%Zr – 3%Sn – 2%V
		ВТ25	6,8%Al – 2%Mo – 1,7%Zr – 2%Sn – 7%W – 0,2%Si
$\alpha+\beta$ сплави мартенситного типу	0, 3-0,9	ВТ6С	5%Al – 4%V
		ВТ6	6%Al – 4,5%V
		ВТ 3-1	6%Al – 2,5%Mo – 2%Cr – 0,3%Si – 0,5%Fe
		ВТ8	6,5%Al – 3,3%Mo – 0,3%Si

		BT9	6,5%Al – 3,3%Mo – 1,5%Zr – 0,25%Si
		BT14	4,5%Al – 3%Mo – 1%V
		BT16	2,5%Al – 5%Mo – 5%V
		BT23	5,5%Al – 2%Mo – 4,5%V – 1%Cr
		BT33	Zr-Sn-Si
α+β сплави перехідного типу	1, 0-1,4	BT22	5%Al – 5%Mo – 11%Cr
		BT30	11%Mo – 6%Sn – 4%Zr
Псевдо-β сплави	1, 6-2,4	BT15	3%Al – 7%Mo – 11%Cr
		TC6	3%Al – 5%Mo – 6%V – 11%Cr
		BT32	2,5%Al – 8,5%Mo – 8,5%V – 1,2%Fe – 1,2%Cr
β сплави	2, 5-3,0	4201	33%Mo

Сплав BT5 має низьку технологічність і використовується тільки як листовий матеріал. У сплав BT 5-1 додають 2,5% Sn, що поліпшує його технологічні

властивості, сповільнює окислювання й підвищує опір повзучості. Зі сплаву BT 5-1 виготовляють всі види напівфабрикатів: листи, труби, кування, профілі й дрiт. З α-сплавів BT 5-1 найдорожчий сплав.

Псевдо-α-сплави мають переважно α-структуру й невелику кількість β-фази (1-5%) внаслідок додаткового легування β-стабілізаторами Mn, V, Zr, Mo та ін. Зберігаючи достоїнство α-сплавів, вони, завдяки наявності β-фази, мають високу технологічну пластичність. Найбільш міцний сплав цієї групи ВІД 4-2 має більше низьку технологічність, тому що з підвищенням вмісту алюмінію й марганцю в цій групі сплавів міцність їх зростає, а пластичність і технологічність погіршуються. У зв'язку із цим сплави з низьким вмістом алюмінію (2-3%) обробляють тиском у холодному стані й тільки при виготовленні складних деталей піддають нагріванню до температури 500-700°C (ВІД-4, ВІД 4-1). Сплави з більшим вмістом алюмінію при обробці тиском підігрівають до температури 600-800°C. На міцність цих сплавів крім алюмінію сприятливо впливають цирконій і кремній. Цирконій, необмежено розчиняючись в α-сплаві, підвищує температуру рекристалізації. Крім того, він сприяє збільшенню розчинності β-стабілізаторів в α-фазі, що підвищує ріст міцності як при температурі 20 °С, так і при високих температурах. У тих же умовах кремній підвищує міцність у результаті утворення тонкодисперсних силіцидів, важкорозчинних в α-фазі. Іноді сплави цієї групи легують ніобієм (BT19), що у присутності алюмінію також сприятливо впливає на жароміцність. Типовими авіаційними жароміцними сплавами із псевдо-α-структурою, що містять більше 6% алюмінію, є сплави BT19, BT19В, BT20. Найбільш жароміцним є сплав BT19. Він рекомендується для виготовлення деталей, що працюють довгостроково при температурі 550-580°C и короткочасно-до 800°C. Відзначимо, що сплави BT19У и BT20 призначені для деталей, що працюють тривалий час при температурах до 500°C. Висока жароміцність сплаву BT19 обумовлена більшим вмістом у ньому алюмінію й цирконію, а також невеликою кількістю кремнію (до 0,3%). Більшість цих сплавів застосовують у відпаленому стані.

Одним з недоліків цих сплавів є воднева крихкість. Водень, мало розчинний в α-фазі і є присутнім у вигляді гідридів, які знижують пластичність, особливо при повільному навантаженні, і в'язкість сплавів. Припустимий вміст водню коливається в межах 0,02-0,005%.

Двофазні α+β-сплави мають добре сполучення технологічних і механічних властивостей. Ці сплави леговані в основному алюмінієм і β-стабілізаторами. Типовим представником цієї групи сплавів є сплав BT6 (Ti + 4%Al + 6%V).

Необхідність легування алюмінієм обумовлена тим, що він значно зміцнює α-фазу при температурі 20 °С и підвищених температурах, тоді як β-стабілізатори малорозчинні в цій фазі й не впливають істотно на її властивості. Особливо цінною є здатність алюмінію збільшувати термічну стабільність β-фази, оскільки евтектоїдоутворюючі α-стабілізатори, найбільше ефективно зміцнюють сплави, викликають схильність цієї фази до евтектоїдного розпаду.

У сплавах цієї групи можуть бути два основних структурних стани: після відпалу з температур нижньої частини $\alpha+\beta$ -області з наступним повільним охолодженням фіксується механічна суміш α - і β -фаз. При гартуванні з β -області структура сплаву має мартенситну структуру голчастої будови. Кристали α -фази можуть мати дві форми: лінзоподібну (сплав ВТ25) і сфероїдальну (сплав ВТ3-1). Обидві модифікації мають корисні властивості: лінзоподібна структура більше стійка до повзучості, ніж сфероїдальна, однак має менший опір малоциклової втоми. До них відносяться сплави ВТ6, ВТ14, ВТ16, ВТ3-1, ВТ25. У більше легovanому сплаві ВТ22 у рівноважному стані втримується 25-50% β -фази й після гартування з β -області можна одержати однофазну β ' або двофазну α' - і β' -структуру.

Сплав ВТ6 при термічній обробці не зкрихчується (відсутня крихкаа ω -фаза при фазових перетвореннях), тому старіння сплаву проводять при порівняно низьких температурах 450-550 °С, що забезпечує високий ефект зміцнення. Після гартування міцність сплаву 900-1000 МПа, а після старіння 1150- 1250 МПа. Сплав має високу термічну стабільність і може застосовуватися в конструкціях, що довгостроково працюють при температурі 400-500 °С і короткочасно - до 750 °С, однак як жароміцний широкого застосування не одержав. Він характеризується високим комплексом міцносних, пластичних і технологічних властивостей, легко піддається гарячій обробці, зварюється всіма видами зварювання й при цьому зберігає високі механічні характеристики.

До групи жароміцних сплавів належать ВТ3-1, ВТ8 і ВТ9. Вони застосовуються у відпаленому й загартованому станах. Гартування й старіння підвищують не тільки міцносні їх властивості при звичайних температурах, але й при температурі 450- 500 °С.

Сплави ВТ14 і ВТ16 системи Ti-Al-Mo-V містять не один, а два β -стабілізатори. Сплав ВТ16 відрізняється від сплаву ВТ14 меншим вмістом алюмінію й більшим вмістом β -стабілізаторів, тому ефект зміцнення сплаву ВТ16 після гартування й старіння вище, ніж у ВТ14.

Ці сплави мають високу технологічність, добре деформуються при кімнатних температурах.

Найбільш міцним із промислових $\alpha+\beta$ -титанових сплавів (як у відпаленому, так і в загартованому станах) є сплав ВТ22. Високі характеристики міцності цього сплаву забезпечуються більшою кількістю в сплаві β -фази (до 50%). У відпаленому стані характеристики міцності цього сплаву такі ж, як у сплавів ВТ6 і ВТ14 після гартування й старіння. Сплав ВТ3-1 належить до числа найбільш освоєних у виробництві сплавів. Це складнолегований сплав, що містить алюміній, хром, молибден, залізо й кремній. Вироби зі сплаву ВТ3-1 звичайно застосовують після ізотермічного відпалу з витримкою при температурі 600—650°С з наступним охолодженням на повітрі. Після такого відпалу сплав здобуває стабільну $\alpha+\beta$ -структуру, що забезпечує найбільш високу термічну стабільність і максимальну пластичність. Сплав призначений для роботи при температурі 450—500°С.

Титанові сплави з β -структурою перевершують інші сплави по своїй загартовуваності й високі міцності. Сплави цієї групи легко обробляються, їм властива висока в'язкість. Для фіксування β -фази при нормальній температурі в ці сплави вводять у великій кількості елементи з об'ємно-центрованою кубічною решіткою, здатні утворювати з β -титаном необмежені тверді розчини. Введення таких елементів, як вольфрам, молибден, ніобій, ванадій і тантал здорожує сплави й збільшує їх питому вагу. До цієї групи сплавів ставляться ВТ15, ВТ30, ТС6 і ін.

Першим вітчизняним сплавом з β -структурою є ВТ15. Він відрізняється високою питомою міцністю, великою пластичністю, добре штампується. Після старіння при температурі 450 °С межа його міцності досягає 1500 МПа.

Псевдо- β - сплави характеризуються більше високою питомою міцністю. Залежно від хімічного складу міцність сплавів після старіння становить 1300-1900 .

Застосовують β -титанові сплави обмежено. Найбільше поширення в промисловості одержав сплав ВТ15. Є сплави зі спеціальним призначенням. Наприклад, сплав 4201, системи Ti-Mo, що містить 33% Мо, має унікальну хімічну стійкість у соляній і сірчаній кислотах. По швидкості корозії в киплячій 20%-ній соляній кислоті сплав 4201

рівноцінний нікель-молібденовому сплаву ЭП496, вартість якого в 1,5 рази вище, при цьому густина титанового сплаву в 1,6 рази менше.

Ливарні титанові сплави. Однієї з особливостей цих сплавів є їх гарна плинність. Що стосується недоліків, то до них варто віднести наявність ливарних дефектів, труднощі виробництва фасонних виливків через взаємодію титана з вогнетримкими матеріалами й газами.

На відміну від деформованих сплавів ливарні сплави, хоча й більше дешеві, але мають меншу міцність, пластичність відносно низьку межу витривалості. Для фасонного лиття застосовують технічний титан і його сплави: ВТЛ1, ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ21Л, ВТ3-1 Л. По вмісту сплави ВТ5Л, ВТ14Л, ВТ3-1Л збігаються з аналогічними деформуємими сплавами, хоча сплав ВТ14Л додатково легований залізом і хромом. Сплав ВТЛ1 належать до системи Ti-Al-Si, а сплав ВТ21Л - до системи Ti-Al-Zr з невеликою кількістю β-стабілізаторів. Хімічний склад і властивості ливарних титанових сплавів наведені в табл. 4.5.

Сплав ВТ5Л має високі ливарні властивості, пластичність й достатньою ударну в'язкість виливків. Він добре зварюється й не схильний до утворення тріщин. За структурою - це α-сплав. Одним з недоліків сплаву ВТ5Л є його невисока міцність (700 МПа). Вироби з даного сплаву здатні довгостроково працювати до температури 400°C.

Більше міцним (850 МПа) сплавом є ВТЛ1, але в нього менша ударна в'язкість. Він також ставиться до сплавів з α-структурою.

ХІМІЧНИЙ СКЛАД (%) І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Таблица 19.5.

Сплав	Al	Cr	Mo	V	Інші	σ, МПа	δ, %
ВТ 1-0						450	15
ВТ 5-Л	5					700-900	6-13
ВТ 3-1Л	5,5	2	2		0,2Si	1050	5
ВТ 1-4Л	5	0,5	3	1	0,5Fe	900	5
ВТЛ1	5				1Si	850	5
ВТ 2-1Л	6	0,35	0,7	1,2	5Zr0,35Fe	1000	4

Сплав ВТ21Л за структурою належить до псевдо-α-сплавам, він більше міцний, чим ливарні сплави ВТ5Л и ВТЛ1, але має меншу пластичність і плинність. Структура виливків - великі макрозерна із пластинчастими α-зернами усередині. Сплав задовільно зварюється.

До двофазних сплавів належать ВТ14Л. Після відпалу при температурі 850 °С и наступним охолодженням разом з піччю сплав ВТ14Л здобуває структуру, що складається з α- і β-фаз. Зміцнюючій термічній обробці він не піддається. Ливарні властивості сплаву гірше, ніж у ВТ5Л.

Сплав ВТ3-1Л - найбільш міцний промисловий ливарний сплав, але його пластичність і плинність нижче, ніж у сплавів ВТ1 і ВТ5Л. Сплав характеризується високою термічною стабільністю й жароміцністю. Виробу зі сплаву ВТ3-1Л можуть тривалий час працювати при температурі 450°C.

Перспективні методи виготовлення титанових конструкцій. Зниження вартості конструкцій з титанових сплавів буде досягнуто як за рахунок застосування нових більше економічних сплавів, так і за рахунок прогресивних високопродуктивних технологічних методів, до яких, у першу чергу, варто віднести зварювання, склеювання, дифузійне зварювання, над пластичне формування, лиття, ізотермічне штампування, гаряче ізотермічне пресування, ізотермічну прокатку й методи порошкової металургії.

Більшість титанових сплавів добре зварюються, що є дуже цінною якістю, тому що потрібні товщини елементів конструкцій з них порівняно малі. Прикладом звареної конструкції з титанового сплаву може служити задня ступка мотогондולי літака Конкорд. Зварювання виконується вольфрамовим електродом у середовищі інертного газу. Застосовується й електронно-променево зварювання, що забезпечує звареному шову механічні характеристики, близькі до основного матеріалу.

Високі властивості міцності забезпечуються при дифузійному зварюванні титанових сплавів, що проводиться при температурі близько 950°C.

Ефективним способом з'єднання з погляду технологічності й зниження вартості виготовлення є склеювання, однак при склеюванні титанових сплавів відбувається окислювання клею, особливо при підвищеній температурі.

Надпластичне формування титанових сплавів засновано на явищі надпластичності, що виникає при температурі ~950°C. Одним з таких сплавів є Ti-6Al-4V, відносно подовження якого у надпластичному стані досягає 1000%. Технологію надпластичного формування розробила в 1970 р. фірма Рокуелл. Вона полягає у формуванні титанового сплаву в закритих пресформах з використанням як робоче тіло інертних газів (фреону) при тиску 2415 КПа.

В останнє десятиріччя для виготовлення деталей з титанових сплавів застосовується відцентрове лиття в графітові форми. Ефективним є прецизійне лиття для деталей складної форми, виготовлення яких механічною обробкою зі штампованих заготовель занадто трудомістко. Прикладом таких деталей можуть служити крильчатки й роторні колеса двигунів.

Властивість надпластичності при високих температурах дає можливість штампувати титанові сплави в гарячих штампах при постійній температурі. При цьому виключається проблема охолодження штамів, скорочується число переходів, підвищується точність, зменшуються обсяги механічної обробки й підвищується коефіцієнт використання матеріалів. Ефективність ізотермічного штампування може бути показана на прикладі нервюри літака F-15: перехід на зазначений метод виготовлення дозволив зменшити масу заготовки з 20,5 до 11,5 кг і знизити вартість механічної обробки на 27%.

Ізотермічна прокатка застосовується для виготовлення катаних профілів з листового матеріалу. Процес прокатки здійснюється у валках з жароміцних матеріалів з місцевим підігрівом заготовель. Зі збільшенням довжини прокату ефективність методу підвищується, при цьому зниження вартості виробів може досягати 40%.

Методи порошкової металургії збільшують коефіцієнт використання деталей з титанових сплавів до 80-85% і значно знижують трудомісткість виготовлення. Крім того, вони дозволяють одержувати елементи конструкції із заздалегідь заданими властивостями, що забезпечується правильним підбором складу порошкоподібної сировини. У цьому випадку також зменшується зміст шкідливих домішок, що погіршують характеристики втомної міцності. Застосування деталей з титанових порошкових сплавів значно скорочує вартість авіаційно-космічних конструкцій, зберігаючи при цьому, а іноді й перевищуючи властивості традиційних деформуємих сплавів.

У порошковій металургії титанових сплавів одержали розвиток три способи: елементарних порошоків (ЕП); порошоків, попередньо легованих (ПЛ); швидкої кристалізації (ШК).

З ЕП можна одержати дешеві складні деталі, більшість механічних властивостей яких відповідає властивостям литих і деформованих сплавів. Виключенням є утомні характеристики, що знижуються через залишкову пористість або присутність включень.

Найбільш рентабельними у виробництві деталей авіаційної техніки є спосіб ПЛ. Він забезпечує виробництво деталей великих і складних конфігурацій з розмірами, близькими до чистового й із властивостями, еквівалентними традиційним сплавам. Порівнюючи властивості порошкових сплавів із традиційними, можна відзначити, що властивості міцності цих сплавів відрізняються незначно.

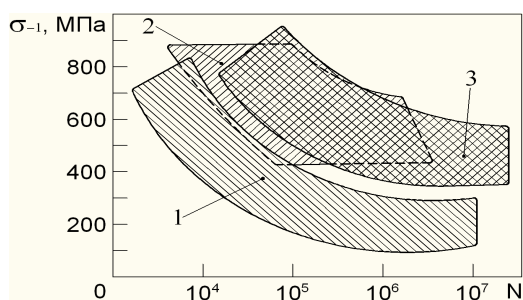


Рис. 19.8 Утомні характеристики сплаву ВТ6: 1 — виливок; 2 — штампування; 3 — порошковий сплав

Спосіб ШК дозволяє збільшити розчинність елементів у титань у твердому стані, сприяє утворенню метастабільних фаз, подрібнює структуру, перешкоджає ліквідації й поліпшує оброблюваність деталі. Утомні характеристики сплаву ВТ6, випробуваного в симетричному циклі навантаження (σ_{-1}) і отриманого по різних технологіях, показані на рис. 19.8. Опір утоми порошк-ового сплаву ВТ6 (область 3) таке ж, як і опір утоми штампувань (область 2) і набагато вище, ніж у виливків (область 1).

Застосування порошків для виготовлення деталей авіаційної техніки дозволяє одержувати майже готові деталі (з мінімальною витратою на механічну обробку), забезпечує більше високу однорідність матеріалу й відкриває потенційні можливості одержання нових сплавів і нових типів мікроструктур.

Застосування титанових сплавів. Промислові титанові сплави в порівнянні з берилієвими більше пластичні й технологічні, мають меншу вартість, безпечні при обробці. У порівнянні з алюмінієвими й магнієвими сплавами вони мають більше високими питомою міцністю (табл. 19.6), жароміцністю й корозійною стійкістю.

МЕЖА МІЦНОСТІ, ПИТОМА МІЦНІСТЬ І ПИТОМА ТВЕРДІСТЬ ЛЕГКИХ МАТЕРІАЛІВ І ВИСОКОМІЦНОЇ СТАЛІ

Таблиця 19.6

Матеріал	σ_b , МПа	$\frac{\sigma_B}{\gamma}$	$\frac{E}{\gamma}$
МА10 (магній)	430	21	2,3
В96 (алюміній)	700	23	2,4
ВТ15 (титан)	1500	30	2,6
Ве	680	37	16,1
ПРОЗН19Д09М5Т	2000	27	2,6

ПРИМІТКА. У дужках зазначена основа сплаву.

Високоміцні титанові сплави по абсолютній міцності поступають високоміцним сталям, але внаслідок невеликої щільності титана їх питома міцність, виявляється вище, ніж у максимально міцних сталях. Перевага титанових сплавів діапазоні температур 20-600°З ілюструє рис. 19.9. Звичайно титанові сплави заміняють сталь там, де необхідно зменшити масу конструкції, і алюміній – при роботі з підвищеними температурами. У зв'язку з високими фізико-механічними й хімічними властивостями титанові сплави знайшли широке застосування в першу чергу в авіації, ракетній, космічній і криогенній техніці, а також у суднобудуванні, хімічній і іншій галузях промисловості. Промисловість випускає напівфабрикати титанових сплавів у вигляді прутків, кувань,

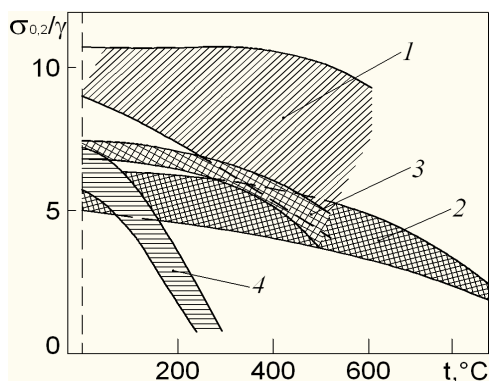


Рис. 19.9. Вплив температури на відносну міцність різних матеріалів: 1 - титанові сплави; 2 - сталь і нікелеві сплави; 3 - берилій; 4 - алюмінієві сплави

штампувань, профілів плит, труб, листів, дроту, литих виробів.

Основними споживачами титанових сплавів є авіаційна, ракетна й космічна техніка, де головною вимогою виступає висока питома міцність. Для цієї техніки застосування титанових сплавів найбільше доцільно в інтервалі температур 250-550 °С, коли легкі алюмінієві сплави вже не можуть працювати, а стали й нікелеві сплави поступають їм по питомій міцності.

У цей час створення газотурбінних двигунів неможливо без застосування титана. Його використовують для виготовлення лопаток і дисків компресорів, повітря-забірників, роторів і корпусів компресорів. Заміна сталевих лопаток компресорів титановими зменшує сумарну масу лопаток у двигуні на 40-45% і на 20-25% масу дисків. У цей час розглядається можливість заміни робочих лопаток турбіни останніх ступеней на титанові замість жароміцних нікелевих сплавів.

Застосування титанових сплавів робить літак більше легким, а значить і більше вантажопідйомним при тій же потужності двигунів. Цей сплав знаходить широке застосування не тільки на військових, але й на багатьох пасажирських літаках. З титанових сплавів повністю виготовлений надзвуковий лайнер «Боїнг-733».

У літакобудуванні високотемпературні титанові сплави застосовують на передніх крайках площин надзвукових літаків, тому що більше дешевий алюміній втрачає свою міцність внаслідок аеродинамічного нагрівання, а також у деталях горизонтального хвостового оперення.

Титанові сплави застосовують для виготовлення гарячих секцій планера, шпангоутів, фюзеляжу, оглядових панелей, соплового апарата літаків вертикального зльоту.

Титан застосовується в авіаційній електроніці. Напилювання титана на поверхню електровакуумних приладів дозволяє зберігати високий вакуум. Тут використовується висока поглинаюча здатність титана поглинати гази при нагріванні вище 400 °С.

Титанові сплави широко застосовуються в криогенній техніці, тому що вони зберігають достатню пластичність і не схильні до холодноламкості при низьких температурах. Для роботи в області наднизьких температур найбільш доцільні застосування а-титанових сплавів, які не зкрихчуются аж до мінус 253°С.

Оскільки титанові сплави володіють високої корозійній й утомній міцності, їх застосовують у лопатках парових турбін замість нержавіючих хромистих сталей, що дозволяє робити турбіни великої потужності (питома вага титана становить 60% питомої ваги сталі).

У хімічній промисловості з титанових сплавів виготовляють, наприклад, насоси й трубопроводи для перекачування азотної, сірчаної, соляної кислоти, а також розчинів їх солей. Теплообмінники з титанових сплавів працюють у середовищі хлору 20 років, а з нержавіючої сталі - не більше 2 років, тобто тривалість роботи Ті-сплавів у десять разів більше.

Доцільно застосовувати титан і для виготовлення деталей дизелів і автомобільних двигунів, у першу чергу, для шатунів, клапанів, глушників.

Усе ширше використовують титан і його сплави для виготовлення медичного устаткування й, насамперед, хірургічних інструментів.

Величезний інтерес і більші перспективи практичного застосування мають сплави на основі титану й нікелю, що володіють

Явищем мимовільного формовідновлення - ефектом пам'яті форми (ЭПФ). Поряд з високими характеристиками міцності і пластичності, вони мають ступінь відновлення форми 95-100% після 6-8% деформації. У вітчизняній промисловості розроблений ряд сплавів на основі з'єднання титан - нікель із різними добавками, відомі під загальною назвою сплавів ТН. За рубежом ці сплави одержали назву нитинол.

Сутність ефекту пам'яті полягає в тім, що виріб з такого матеріалу пластично деформують при температурі деформації вище температури прямого мартенситного перетворення (M_n) з метою додання йому певної форми, потім охолоджують до температур, що забезпечують протікання мартенситного перетворення ($\leq M_R$) і деформують його в цій температурній області для одержання зручної площинної форми. При подальшому нагріванні вище температури початку зворотний мартенситного перетворення (A_n) виріб знову відновлює форму, що була йому спочатку додана при температурі t_d вище M_n .

Як було зазначено раніше, представниками металевих матеріалів з пам'яттю форми є сплави системи Ni-Ti і, головним чином, сплав еквіатомного складу, що називається нікелід титана, що містить 55% Ni. Основними сплавами на основі нікеліду титана є ТН-1, ТН-1ДО, ТНМ-3, ВСП-1. Температурна область мартенситних перетворень у сплавах типу ТН вимірюється в широких інтервалах від плюс 80 °С (Ti + + 48% (ат.) Ni) до мінус 190 °С (Ti + 52% (ат.) Ni). Застосування сплавів типу ТН найрізноманітніше. У космічній техніці з їх допомогою ефективно вирішується традиційна проблема економії місця (згорнутої й складеної компактно антени, механізм стабілізації, сонячні батареї, що розгортаються під впливом сонячного тепла після запуску корабля на орбіту). На рис. 19.10 показане використання матеріалу з пам'яттю форми в сонячній батареї, що

саморозгортається, елементи якої спрацьовують під дією сонячної теплоти після скидання карки.

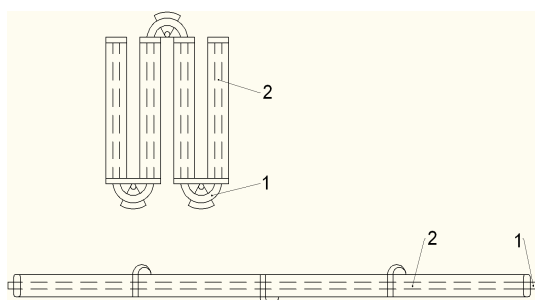


Рис. 4.11. Саморозгортаючі елементи каркаса сонячної батареї, що складається із привода **1** і профілів **2**, виготовленого з матеріалу з пам'яттю форми

Для виготовлення термокомпенсаторів стріл прогину на лініях електро-передач використовуються сплави ТН.

Здатність цих сплавів виконувати роботу при нагріванні відкриває можливість створення двигунів прямого перетворення тепла в механічну роботу. Цікаве використання сплавів на основі нікеліду титана в медицині як розширник і стабілізаторів форми судин: вводиться прямий, що, тонкий дріт, що під впливом тепла тіла згадує форму спіралі й розширює посудину, роблячи його знову працездатним. Ці нечисленні приклади

застосування сплавів з ЕПФ свідчать про перспективність їх використання в техніці.

Таким чином, титан став успішно застосовуватися не тільки в космонавтиці, ракетобудуванні, авіації, але й у хімічному й нафтовому машинобудуванні, у фармацевтичній, мікробіологічній промисловості, у металургії, медицині й в інших галузях техніки й народного господарства.

РОЗДІЛ 16. АЛЮМІНІЙ І ЙОГО СПЛАВИ

Алюмінієві сплави є найважливішими авіаційними матеріалами й у цей час становлять до 80% маси конструкції повітряних судів. Завдяки високим питомим параметрам, технологічності й широкій доступності алюміній і його сплави знаходять застосування не тільки в авіабудуванні, але й у всіх галузях промисловості.

Алюміній - елемент III групи Періодичної системи елементів Д.І. Менделєєва, порядковий номер 13, атомна маса 26,98, температура плавлення 660°C. Найбільш важливою особливістю алюмінію є низька щільність - 2700 кг/м³ (заліза - 7800 кг/м³).

Характерними властивостями алюмінію є високі пластичність і питома міцність (σ_b/γ), електро- і теплопровідність. Прокатаний і відпалений алюміній високої чистоти: має $\sigma_b = 6$ кг/мм², твердість НВ25, $\delta = 40\%$. Електропровідність: (2,66 Ом*мм²/м) алюмінію становить 65% електропровідності міді. Теплопровідність 0,57 кал/(з*див*°3).

Алюміній кристалізується в гранецентровану кубічну ґратку (К12) з параметрами при 20 °С, рівними 0,404 нм. Він не має аллотропічних модифікацій.

Залежно від чистоти алюміній ділиться на три класи, а саме: особою чистоти А999 (99,999% А1); високої чистоти А995, А99, А97, А95 (99,995-99,95% А1) і технічної чистоти А85, А8, А7, А6, А5, А0 (99,85-99,0% А1). Як постійні домішки в алюмінії присутні залізо, кремній, мідь, марганець, цинк і титан.

Технічний алюміній, що випускається у вигляді деформуемого напівфабрикату (листи, профілі, прутки, дріт і ін.), маркують АДО й АДІ. Механічні властивості алюмінію залежать від його чистоти й стану. Збільшення змісту домішок і пластична деформація підвищують міцність і твердість алюмінію (табл. 15.1).

Алюміній — хімічно активний елемент, однак, незважаючи на велику спорідненість із киснем, він піддається корозії на повітрі й у деяких інших середовищах досить слабо, що пояснюється утворенням щільної плівки оксиду Al₂O₃ захищаючий метал від корозії. Чим чистіше алюміній і чим він більше вільний від різних домішок, тим вище його корозійна стійкість.

Механічні властивості алюмінію

Таблиця 16.1.

.Марка	Сума домішок, %	Стан	σ_b	$\sigma_{0,2}$	δ	НВ
			МПа,		%	
А995	0,005	Литий	50	—	45	150
А5	0,500	Литий	75	—	29	200
АТ	1,000	Литий	90	—	25	250

Деформований і відпалений	і 90	30	30	250
Деформований	140	100	12	320

ПРИМІТКА. Відпал алюмінію для зняття наклепу проводять при температурі 350-400 °З.

Технічний алюміній через низьку міцність застосовують для виготовлення ненавантажених деталей і елементів конструкцій, коли від матеріалу потрібна легкість, зварюваність, пластичність. Так, з нього виготовляють рами, двері, трубопроводи, фольгу, цистерни, посуд і ін. Завдяки високій теплопровідності алюміній використовують для виготовлення різних теплообмінників, деталей промислових і побутових холодильників. Як електропровідячий матеріал він застосовується для виробництва конденсаторів, проводів, кабелів, шин і ін.

Алюміній має високу відбивну здатність, у зв'язку із чим з нього виготовляють прожектори, рефлектори, екрани телевізорів.

Ливарні властивості алюмінію невисока (усадка при затвердінні становить 6%). Він погано обробляється різанням, але добре - тиском, зварюється газовим і контактним зварюванням.

Алюмінієві сплави характеризуються високою питомою міцністю, здатністю опиратись інерційним і динамічним навантаженням, гарною технологічністю. Тимчасовий опір алюмінієвих сплавів досягає 500 - 700 МПа при щільності не більше 2,8 г/см². По питомій міцності деякі алюмінієві сплави наближаються або відповідають високоміцним сталям.

Більшість алюмінієвих сплавів мають добру корозійну стійкість (за винятком сплавів з міддю), високі теплопровідність, електропровідність і добрі технологічні властивості (обробляються тиском, зварюються точковим і холодним зварюванням, в основному добре обробляються різанням). Алюмінієві сплави більш пластичні ніж магнієві і більшість пластмас. Вони перевершують магнієві сплави по корозійній стійкості, а пластмаси - по стабільності властивостей.

Багато легуючих елементів утворюють з алюмінієм тверді розчини обмеженої змінної розчинності й інтерметалідні фази типу CuAl₂, Mg₂Si і ін. (рис. 1.1.). Це дає можливість піддавати алюмінієві сплави термічній обробці. Вона складається із гартування на пересичений твердий розчин і природного або штучного старіння.

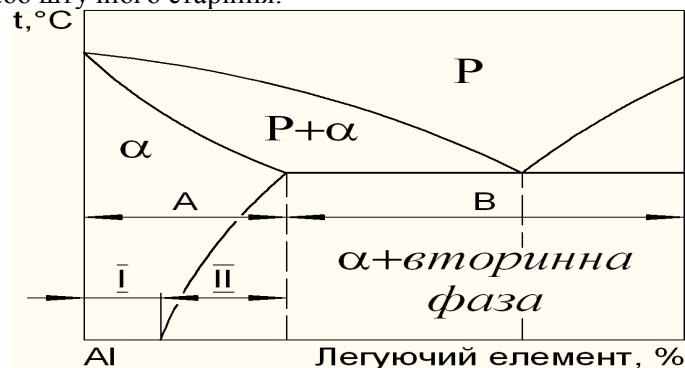


Рис16.1. Діаграма стану Al - ЛЕ (легуючий елемент): область А - деформуючі сплави: не упрочнюємі І і упрочнюємі термообробкою; область В - ливарні сплави; Ж - рідина; а - твердий розчин

Легуючі елементи, особливо перехідні, підвищують температуру рекристалізації алюмінію. При кристалізації вони утворюють із алюмінієм пересичені тверді розчини. У процесі гомогенізації й гарячої обробки тиском відбувається розпад твердих розчинів з утворенням тонкодисперсних часток інтерметалідних фаз, що перешкоджають проходженню процесів рекристалізації й зміцнюючих сплавів. Це явище одержало назву структурного зміцнення, а стосовно до пресованих напівфабрикатів - прес-ефекту. У зв'язку із цим у деяких алюмінієвих сплавів температура рекристалізації вище температури гартування. Конструкційна міцність алюмінієвих сплавів залежить від наявності домішок і, зокрема, Fe й Si. Останні утворюють у сплавах нерозчинні у твердому розчині фази: FeAl₃, α(Al, Fe, Si), (Al, Fe, Si) і інші, які знижують пластичність, в'язкість руйнування, опір розвитку тріщин. Легування сплавів марганцем зменшує шкідливий вплив домішок, тому що, він зв'язує їх у четверту фазу γ(Al, Si, Fe, Mn), що кристалізується в компактній формі. Однак більше ефективним способом підвищення конструкційної міцності є зниження змісту домішок з 0,5-0,7 до 0,1-0,3%, а іноді й до сотих часток відсотка.

За технологією виготовлення, здатності до термічної обробки й властивостями алюмінієві сплави класифікують на наступні групи: деформуємі сплави (незмцнюємі і змцнюємі термічною обробкою); ливарні сплави; сплави, одержувані методом порошкової металургії, гранульовані.

Деформуємі сплави позначаються буквами Д, АД, АК, АМ, АВ; ливарні - АЛ. Буквою Д позначають сплави дюралюмінію, наприклад, Д1, Д16, Д19 і т.д. Букви АВ позначають сплав авиаль, букви Амг і Амц - сплав алюмінію з магнієм (Мг) і марганцем (Мц), причому цифри, що впливають за буквами (Амг1, Амг6) відповідають зразковому вмісту магнію в цих, сплавах. Букви АД позначають алюміній деформований, а цифра вказує чистоту алюмінію. Деякі кувальні сплави позначені буквами АК (алюміній кувальний) - сплави АК 4-1, АК6, АК8 і т.д. Таке маркування алюмінієвих сплавів не відрізняється системою й єдиноутворенням. У зв'язку із цим у цей час вводиться єдине чотирицифрове маркування алюмінієвих сплавів.

Чистота сплавів позначається наступними буквами, що стоять після маркування сплаву: Пч, Ч, Дч - відповідно практично чистий, чистий і дуже чистий по домішках заліза, кремнію й інших елементів. Стан напівфабрикатів з алюмінієвих сплавів позначається наступним маркуванням: М - м'який, відпалений; Т - загартований і природно зістарений; П - загартований і штучно зістарений; Н - нагартований; Н1 - посилено нагартований.

Термічна обробка алюмінієвих сплавів

Зміцнююча термічна обробка алюмінієвих сплавів заснована на зміні розчинності сполук в основному в алюмінієвому розчині. Для зміцнення алюмінієвих сплавів застосовують гартування й старіння. Для усунення нерівноважних структур і деформаційних дефектів будови, що знижують пластичність сплаву, застосовують відпал.

Розглянемо вплив процентного вмісту міді й третіх елементів на властивості подвійних сплавів А1 - Сu і на термічну обробку цих сплавів.

На рис. 16.2 наведені криві, які показують, як змінюється твердість сплаву А1 - Сu залежно

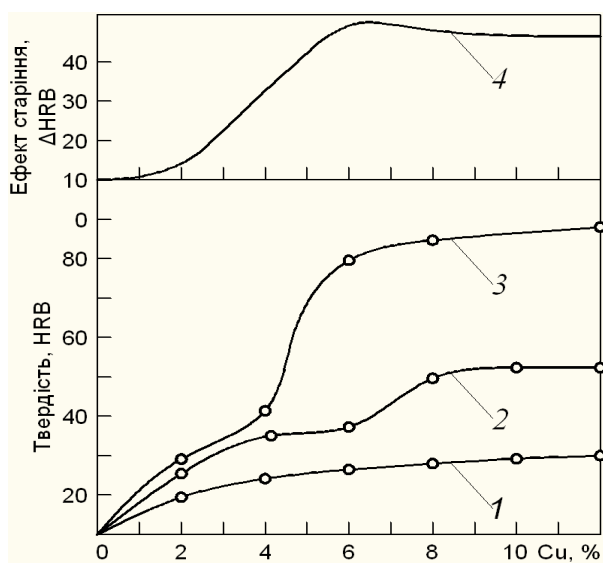


Рис. 16.2. Вплив вмісту міді на твердість алюмінієвого сплаву

від процентного вмісту міді. Ефект старіння, тобто різниця у твердості між свіжезагартованим і зістареним станами (крива 4), поступово зростає зі збільшенням процентного вмісту міді; сплав з 2%-м і менш змістом міді практично не старіє, тому що пересичення ще недостатньо, щоб викликати при старінні істотну зміну властивостей в трьох станах:

відпаленому, відразу після гартування 2 і після старіння на максимальну міцність 3. Крива 4 показує ефект зміцнення при старінні, тобто різницю між зістареним станом і свіжезагартованим. Дослідні сплави містили 0,2-0,3% Fe й 0,03-0,09% Алюміній утворює розчин змінної розчинності не тільки в системі А1 - Сu, але й при сплавлінні з іншими елементами, що робить і ці сплави здатними до зміцнення шляхом гартування й старіння.

Такими елементами є кремній, магній, цинк, літій і деякі інші (рис. 16.3). Тому, крім міді, кремній, магній, цинк, літій також є легуючими елементами в сучасні термічно зміцнюємі сплавах.

Гартування алюмінієвих сплавів полягає в нагріванні сплавів до температури, при якій надлишкові інтерметалідні фази повністю або здебільшого розчиняються в алюмінії, у витримці при цій температурі й у швидкому охолодженні до кімнатної температури для одержання пересиченого твердого розчину. Розглянемо гартування алюмінієвих сплавів на прикладі системи Al - Cu, діаграма стану якої показана на рис. 16,3. Як видно з рис. 16,4, мідь розчиняється при кімнатній температурі в кількості

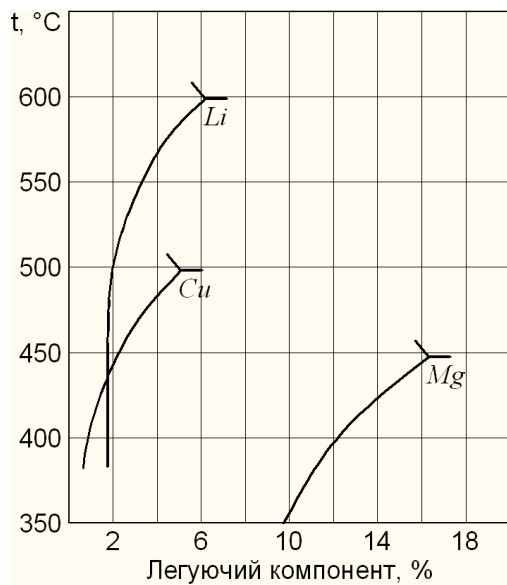


Рис. 16,3. Криві розчинності (у твердому стані) деяких елементів в алюмінії

близько 0,2%, а максимальна розчинність при евтектичній температурі 548 °С дорівнює 5,7%. У рівноважному стані сплави, що містять від 0,2 до 5,7% Cu, складаються з α -твердого розчину й інтерметалідів CuAl_2 . При нагріванні під загартування цих сплавів надлишкова фаза CuAl_2 повністю розчиняється й при наступному швидкому охолодженні фіксується тільки пересичений α -твердий розчин, що містить стільки міді, скільки її перебуває в сплаві. Час витримки при температурі гартування, необхідне для розчинення інтерметалідних фаз, залежить від структурного стану сплаву, типу печі й товщини виробу. Швидкість охолодження при гартуванні визначається швидкістю випадання надлишкових фаз із переохолодженого й пересиченого

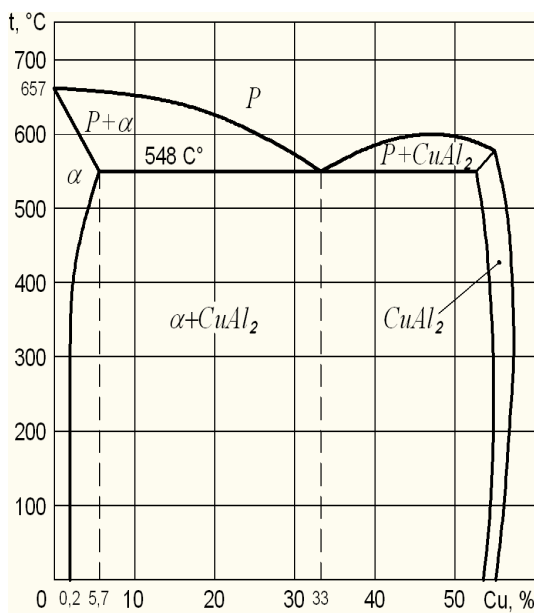


Рис. 16.4. діаграма стану сплавів системи Al-Cu

твердий розчин. Важливо, щоб охолодження було досить швидким. Що, стосується охолодження, то швидкість проведення цього процесу визначають по діаграмах ізотермічного перетворення переохолодженого твердого розчину (С - Образні діаграми). Охолодження деформованих сплавів при гартуванні роблять у холодній воді, а фасонних виливків - у підігрій (50-100 °С), щоб уникнути їх жолоблення й утворення тріщин. Після гартування сплави мають порівняно невисоку питому міцність - σ_b , $\sigma_{0,2}$ і високу пластичність (δ , ?). Мікроструктура сплаву після гартування складається з гомогенного твердого розчину. Розглянемо, що відбувається із цією структурою при старінні.

Після гартування потрібне старіння. Пересичений твердий розчин, отриманий після гартування, за певних умов переходить із нерівноважного стану в більше рівноважне з виділенням з'єднань CuAl_2 . Цей процес називається старінням. Якщо цей процес відбувається при кімнатній температурі, то він називається природним старінням, якщо при штучному підвищенні температури - те штучним старінням. Таким чином, термічна обробка алюмінієвих сплавів складається із двох циклів - гартування й старіння. У відпаленому стані сплав Al + 4% Cu має межа міцності $\sigma_b=200$ МПа, після гартування й старіння - 250 і 400 МПа відповідно.

Розпад пересиченого твердого розчину, що сприяє зміцненню сплаву, відбувається в кілька стадій залежно від температури й тривалості старіння. При природному (20 °С) або низькотемпературному штучному старінні (нижче 100-150 °С) розпад твердого розчину з виділенням надлишкової фази не спостерігається; при цих температурах атоми міді переміщуються тільки усередині кристалічних ґрат α -твердого розчину на досить малі відстані й збираються по площинах з індексами 100 у двомірні пластинчасті утворення або диски-зони Гін'є-Престона (ГП-1). Концентрація міді в зонах ГП-1 менше, ніж в CuAl_2 .

Швидкість старіння сильно залежить від температури (рис. 1.6.5); підвищення температури прискорює процес старіння. Однак одержувана максимальна міцність тим нижче, чим вище температура старіння. Крім того, у результаті старіння при температурі вище 150 °С явно відзначається розміцнення сплаву при витримці більше тої, котра викликає максимальне зміцнення, і тем скоріше, чим вище температура. Максимальна міцність сплаву досягається при природному старінні через четверо-п'ятеро доби

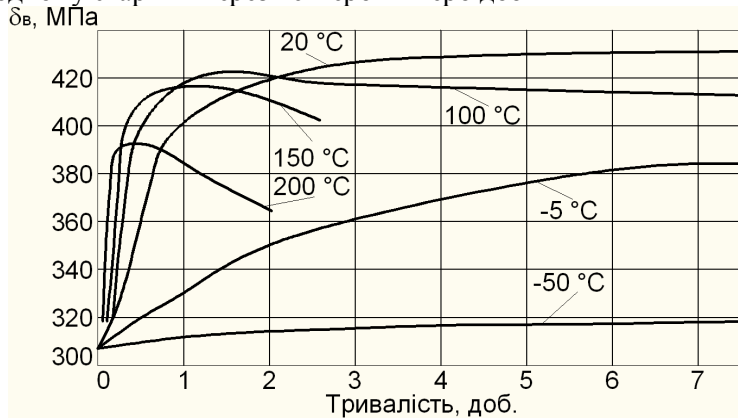


Рис. 1.5. Криві старіння дюралюмінію при різних температурах.

після гартування. Зі зниженням температури процеси старіння вповільнюються й при мінус 50 °С ці процеси практично не протікають.

Природно зістарений стан сплаву є нестійким. Якщо недовго витримувати підданий природному старінню алюмінієвий сплав при температурі 200-250 °С, то він розміцнюється, одержує властивості, характерні для свіжезагартованого стану, і знову здобуває здатність до природного старіння. Явище повернення до свіжезагартованого стану після короточасного нагрівання називається поверненням. Тривала витримка при температурі 100 °С або витримка протягом декількох годин при температурі 150 °С приводить до утворення зон ГП-2 більших розмірів, чим зони ГП-1.

Концентрація міді в них відповідає змісту її в CuAl_2 . При подальшому підвищенні температури процеси старіння прискорюються й самозміцнення відбувається швидше. Витримка протягом декількох годин при температурі 150-200 °С приводить до утворення в місцях, де розташовувалися зони ГП-2, дисперсних (тонкопластинчатих) часток проміжної θ -фази, що не відрізняється по хімічному складі від стабільної фази Θ (CuAl_2). При подальшому підвищенні температури θ -фаза перетворюється в стабільну фазу й відбувається її коагуляція.

Таким чином, при природному старінні утворюються лише зони ГП-1. При штучному старінні послідовність структурних змін можна представити у вигляді наступної схеми: ГП-1 → ГП-2 → Θ' → Θ (CuAl_2). Ця загальна схема розпаду пересиченого твердого розчину в сплавах Cu - Al справедлива й для інших сплавів. Розходження зводиться лише до того, що в різних сплавах неоднаковий состав, будова зон і утворюючих фаз.

Структурне зміцнення. Температура рекристалізації деяких сплавів алюмінію з марганцем, хромом, нікелем, цирконієм, титаном і іншими перехідними металами звичайно перевищує температуру нагрівання деформації або гартування. Тому після гартування й старіння таких сплавів у них зберігається перекристалізована (полігонізована) структура з високою щільністю дислокацій, що підвищує її міцність у порівнянні з рекристалізованою структурою на 30-40%. Це явище одержало назву структурного зміцнення.

Гомогенізаційний відпал. Цьому виду відпалу піддають злитки перед обробкою тиском. Гомогенізація сприяє розчиненню інтерметалідів, виділенню їх у вигляді рівномірно розподілених дрібних вторинних включень, здрібнюванню структури у відпаленому стані. При цьому пластичність литого сплаву підвищується, що дозволяє збільшити ступінь обтиснення при гарячій обробці тиском і зменшити швидкість пресування. Температура гомогенізації - у межах 450-520 °С, а витримка - від 4 до 40 ч. Охолодження проводять на повітрі або разом з піччю.

Рекристалізаційний відпал. Такий відпал полягає в нагріванні деформованого сплаву до температур вище температури закінчення первинної рекристалізації; застосовується для зняття наклепу й одержання дрібного зерна. Температура рекристалізованого відпалу залежно від

складу сплаву коливається від 350 до 500 °С, витримка 0,5-2,0 ч. Відпал як проміжна операція застосовують при холодній деформації або між гарячою й холодною деформаціями.

Відпал для розміцнення сплавів, що пройшли гартування й старіння. Цей вид відпалу проводять при 350-450 °С з витримкою 1-2 ч. При цих температурах відбуваються повний розпад пересиченого твердого розчину й коагуляція зміцнюючих фаз. Швидкість охолодження не повинна перевищувати 30 °С/ч. Після відпалу сплав має низьку межу міцності, задовільну пластичність і високий опір корозії під напругою.

Взаємодія алюмінію з іншими елементами. У якості основних легуючих елементів, що вводяться в авіаційні алюмінієві сплави, застосовують Cu, Mg, Si, Mn, Zn, рідше Ni, Li, Zr і ін. Розглянемо взаємодію цих елементів з алюмінієм.

Мідь із алюмінієм утворює сполуку CuAl_2 , що відрізняється великою твердістю (НВ 500 кг/мм^2) і крихкістю. З діаграм стану сплавів Cu-CuAl₂ (див. рис. 15.4) треба, що алюміній утворить із міддю також тверді розчини з обмеженою розчинністю, що зростає в міру підвищення температури. При збільшенні змісту міді в сплаві твердість його підвищується до HRB80 (6% Cu). Характерно, що ефект старіння, тобто різниця у твердості між свіже загартованим і зістареним станами поступово зростає зі збільшенням змісту міді; сплав з 2% Cu і менш практично не старіє, тому що пересичення ще недостатньо, щоб викликати при старінні істотна зміна властивостей. Збільшення змісту міді понад 6% також не приводить до підвищення зміцнення. При змісті 33,8% Cu утвориться евтектика, що відрізняється низькою пластичністю. Практичне значення мають сплави, що містять 2-5% Cu. Сплави з більшим змістом міді (33-50%) дуже крихкі й використовуються тільки як лігатури.

Магній утворює із алюмінієм α -твердий розчин, концентрація якого при підвищенні температури збільшується від, 1,4 до 17,4% у результаті розчинення фази Mg_2Al_3 . Великий вміст магнію викликає схильність сплаву до окислювання в процесі плавки, розливання й кристалізації, що приводить до появи оксидних плівок у структурі й зниженню механічних властивостей. У більшості алюмінієвих сплавів магнію вводиться не більше 3%, але в деяких сплавах типу магналія зміст його доходить до 12%.

Кремній розчиняється в алюмінії досить обмежено й не утворює із ним хімічних сполук. При вмісті в сплаві 11,6% кремнію виникає евтектика, що володіє добрими ливарними й задовільними механічними властивостями. Евтектика є важливою складовою авіаційних ливарних сплавів - силумінів, вміст кремнію в яких досягає 13-14%. У сплавах, що піддаються обробці тиском, вміст кремнію рідко перевищує 1-1,2%.

У сплавах, що містять магній, кремній зв'язується з ним у стійку металеву сполуку Mg_2Si ; воно утворить із алюмінієм діаграму стану евтектичного типу з обмеженими твердими розчинами. Сполука Mg_2Si відрізняється високою твердістю, змінна розчинність його в алюмінії дозволяє досягати значного зміцнення при термічній обробці.

Марганець підвищує корозійну стійкість алюмінієвих сплавів. При одночасній присутності в сплаві заліза й кремнію (у десятих частках відсотка) утворюються хімічні сполуки α (Al Fe-Si-Mn), що не вміщують основних легуючих елементів Cu і Mg. Ці сполуки, що мають формулу китайських ієрогліфів, також знижують пластичність алюмінієвих сплавів. Вміст марганцю в сплавах перебуває в межах 0,2-1,5%.

Залізо утворює із алюмінієм сполуку FeAl_3 , практично нерозчинну при звичайній температурі в залізі. Ця сполука кристалізується у вигляді крихких пластинок і голок, що сильно знижують в'язкість сплавів і погіршають оброблюваність їх тиском. Припустимий зміст заліза в алюмінієвих сплавах не перевищує 0,5-1,0%.

Цинк, як і магній, має велику розчинність при температурі вище 400 °С и незначної при температурі нижче 200 °С. У сплавах, що містять марганець, цинк утворює подвійні MgZn_2 і потрійні $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ сполуки. При температурі 480 °С ці фази переходять у твердий розчин, що фіксується гартуванням. При штучному старінні відбувається розпад пересиченого твердого розчину з утворенням тонкодисперсних часток метастабільних фаз, що викликають максимальне зміцнення сплавів. Цинк уводиться у високоміцні алюмінієві сплави в кількості до 9%.

Титан уводиться в сплави в кількості 0,02—0,2% для усунення схильності до окислювання подвійних сплавів системи Al -Mg і здрібнювання зерна, що створюється у зв'язку з утворенням великої кількості центрів кристалізації, що складаються з алюмініду титана TiAl_3 у сплаві Д19. Для здрібнювання зерна в сплави вводяться також берилій і нікель.

Деформуємі алюмінієві сплави, що не зміцнюються термічною обробкою

До цієї групи належать сплави алюмінію з марганцем (АМц) і магнієм (АМг). Вони характеризуються порівняно невисокою міцністю ($\sigma_b = 130..430$ МПа), доброю пластичністю, зварюваністю й корозійною стійкістю й зміцнюються тільки холодною пластичною деформацією.

Структура сплавів АМц складається з α -твердого розчину й вторинних виділень фази $MnAl_6$, що переходять у твердий розчин при підвищенні температури. Представником цієї групи сплавів є АМцМ.

Сплави АМг належать до системи Al -Mg. Це сплави АМг2М, АМг5М, АМг6М, АМг6Н, АМг6НН. Найбільш міцними є сплави АМг5 і АМг6. Вони характеризуються високою технологічною пластичністю, а також відносно високими межею міцності й плинності (у порівнянні з іншими алюмінієвими сплавами у відпаленому стані). Особливістю цих сплавів є висока вібраційна стійкість.

Сплави типу АМг і АМц застосовуються для зварених і клепаних елементів конструкцій, що зазнають невеликих навантажень й вимагають високий опір корозії. Так, сплави АМцМ, АМг2М, АМг3М застосовують при виготовленні ємностей для рідини (баки для бензину), трубопроводів для бензину й масла, зварених баків, палубних надбудов (морських і річкових судів), а також у будівництві (вітражі, перегородки, двері, віконні рами й ін.).

Для середньонавантажених деталей і конструкцій використовують сплави АМг5 і АМг6 (рама й кузови вагонів, підвісні навантажені стелі, перегородки будинків і перебирання судів, електромачти, ліфти, вузли підйомних кранів, корпуси й щогли судів і ін.).

Деформуємі алюмінієві сплави, що зміцнюються термічною обробкою.

До цієї групи належать сплави системи алюмінію з міддю, магнієм, марганцем, кремнієм, літієм і берилієм: Al Cu-Mg-Mn (Д1, Д16, Д19); Al Zn-Mg-Cu (В93, В95, В96); Al Mg-Mn-Si (АК6, АК8); Al -Be й Al -Be-Be-mg.

Дюралюміні є типовими представниками даної групи сплавів. Вони мають великий діапазон властивостей міцності (від середніх до високих) і особливо широко застосовуються в літакобудуванні, тому що характеризуються малою щільністю й гарною оброблюваністю тиском. Більшість із них мають високі механічні властивості, що досягаються при термічній обробці. Головну роль у процесах зміцнення дюралюминов грають металеві сполуки $CuAl_2$, Mg_2Si і Al_2CuMg (S-Фаза).

У дюралюмінії Д1 зміцнюючою фазою є сполука $CuAl_2$. Крім алюмінію він містить (у середньому) 4,3% Cu, 0,6 % Mg, 0,6% Mn, 0,7% Fe й 0,7% Si. Мідь, магній і марганець уводяться в сплав як легуючі елементи, а кремній і залізо - неминучі домішки. Мідь і магній, беручи участь у процесах старіння, збільшують міцність сплаву, марганець додається для збільшення корозійної стійкості.

Дюралюміній Д1 піддається гартуванню (нагрівання до 500 °С и охолодження у воді), у результаті якого повністю фіксується однорідний твердий розчин, що існував при температурі гартування. Свіжезагартований дюралюміній має низьку міцність ($\sigma_b = 240..260$ МПа) і високу пластичність ($\delta = 20..22\%$). Наступний процес старіння (природного або штучного) суттєво змінює механічні властивості дюралюмінію. У результаті природного старіння дюралюміній Д1 має наступні характеристики: $\sigma_b = 380..430$ МПа; $\delta = 18\%$; $HV = 100$ кг/мм². При штучному старінні характеристики міцності нижче, ніж при природному. Причому при штучному старінні міцність дюралюмінію Д1 спочатку зростає (12 ч), а потім зменшується. Максимальне значення міцності при цьому $\sigma_b = 380$ МПа.

Дюралюміній Д1 застосовується для виготовлення лопастей повітряних гвинтів, заклепок і деяких літакових деталей середньої міцності (елементів каркаса, вузлів, стійок і ін.).

Більше високими характеристиками міцності володіють дюралюміни Д16, Д18, Д19. У порівнянні з дюралюмінієм Д1 вони мають підвищений вміст магнію (за винятком Д18), що становить 1,5% для Д16 і 2,0% для Д19.

Термічна обробка цих дюралюминов складається в загартуванні у воді, починаючи з температури 500 °С, і наступному старінні. Після природного старіння міцність пресованих напівфабрикатів з дюралюмінію Д16 становить $\sigma_b = 530$ МПа, а для листів $\sigma_b = 440$ МПа. Зміцнення дюралюмінію Д16 термічною обробкою відбувається в результаті утворення зон Гін"є-Престона складного складу або зміцнюючих фаз θ ($CuAl_2$) і δ (Al_2CuMg). Більше високі характеристики міцності в пресованих напівфабрикатів у порівнянні з листами є результатом пресс-ефекта, що характерний для дюралюмінію. Пресс-ефект пов'язаний зі здрібнюванням зерна твердого розчину при високотемпературній механічній обробці.

Для підвищення корозійної стійкості дюралюминов їх піддають плакуванню й анодируванню. Плакування полягає в створенні на поверхні листа дюралюмінію тонкого захисного шару, що складає із чистого алюмінію, товщина якого становить 3-5% від товщини листа. При плакуванні використовується чистий алюміній марок А0, А1, А7.

Суттєвий недолік плакованих листів у порівнянні з неплакованими — знижена втомна міцність. У процесі анодирування (наприклад, у сірчаній кислоті) поверхня виробів покривається більше щільною й товстою, ніж у природних умовах захисною оксидною плівкою Al_2O_3 .

Дюралюмини Д16 і Д19 після штучного й природного старіння застосовуються для обшивки клепанних конструкцій, призначених для роботи при температурах до 100—125 °С, а для обшивки, що працює при підвищених температурах (125—250 °С), їх застосовують тільки після штучного старіння (170—190 °С), що приводить до більше стабільного стану. Крім того, з дюралюмінію Д16 виготовляють лонжерони, нервюри, шпангоути, стрингери, обшивку й ін. Заводи-виготовлювачі випускають дюралюміній Д16 у вигляді листів, труб і профілів. Для гладкої обшивки застосовується дюралюміній Д16 -ТНВ із підвищеною якістю викочування.

Сплави авіаль поступаються дюралюмініям по міцності, але мають кращу пластичність у холодному й гарячому станах. Авіаль задовільно обробляється різанням (після гартування й старіння) і зварюється контактним й аргонодуговим зварюванням. Сплав має високий загальний опір корозії, але схильний до межкристалітної корозії.

Авіаль (0,6% Mg, 0,8% Si, 0,25% Mn, інше Al) гартують, починаючи з температури 515—525 °С, охолодженням у воді, а потім піддають природному старінню (АВТ) або штучному при 160 °С у плин 12 год (АВТ1). Зміцнюючою фазою в авіалі є сполука Mg_2Si .

Із цього сплаву виготовляють лопасті гвинтів вертольотів, куті деталі двигунів, рами, двері й інші частини, для яких потрібна висока пластичність у холодному й гарячому станах.

Високоміцними є сплави системи Al Zn-Mg-Cu. Їх міцність досягає 500-700 Мпа, але при меншій пластичності ($\delta = 8...10\%$), чим у дюралюмінів. Хімічний склад високоміцних сплавів наведений у табл. 16.2.

Введення в ці сплави цинку обумовлює підвищення їх міцності, а міді, цирконію й хрому - стабілізацію характеристик міцності у не дуже активному корозійному середовищі

Зміцнюючими фазами високоміцних сплавів є $MgZn_2$, Т-Фаза

Хімічний склад високоміцних сплавів алюмінію, %

Таблиця 16.2.

Марка сплаву	Zn	Mg	Cu	Mn	Cr	Zr	Fe
В95, В95пч	6,0	2,3	1,7	0,4	1,18	—	—
В96Ц	8,5	2,7	2,3	—	—	0,15	—
В93, В93пч	7,0	1,9	1,0	—	—	—	0,3

($Al_2Mg_3Zn_3$) і S-Фаза (Al_2CuMg). При збільшенні вмісту цинку й магнію міцність сплавів підвищується, а їх пластичність і корозійна стійкість знижуються. Додатки марганцю й хрому поліпшують корозійну стійкість.

Серед розглянутих високоміцних сплавів найбільш універсальним і широко застосовуваним є В95. По міцності при нормальній температурі сплав В95 значно перевершує дюралюміній. Він застосовується в літакових конструкціях, що працюють тривалий час при 100-120 °С (обшивка, стрингери, лонжерони, шпангоути й т.д.).

Термічна обробка сплаву В95 включає нагрівання до $t = 440...470^\circ C$ и охолодження в підігріту воду (80-100 °С) щоб уникнути виникнення внутрішніх напружень, наявність яких викликає корозійне розтріскування (знижує міцність при випробуванні в корозійно-активних середовищах).

Сплав В96Ц - найбільш високолегований і самий міцний із всіх деформуємих алюмінієвих сплавів. Однак він уступає сплаву В95 у пластичності й корозійній стійкості, опорі повторним статичним навантаженням, у більшій чутливості до надрізів і інших концентраторів напруг. Сплав В96Ц використовують для виготовлення пресованих і кутих виробів. Він рекомендується для стислих зон конструкції деталей без концентраторів напруг.

У порівнянні з дюралюмінієм Д16 високоміцні сплави В93, В95 і В96Ц мають деякі недоліки. Вони більше чутливі до концентраторів напруг, мають меншу в'язкість руйнувань, схильні до корозійного розтріскування й характеризуються різким зниженням міцності при підвищенні температури більше 120 °С, тобто вони не є жароміцними.

Сплави для кування й штампування повинні мати не тільки високі механічні властивості, але й добру пластичність в гарячому стані. Ряд деталей з алюмінієвих сплавів виготовляють куванням (наприклад, лопасті гвинта). У таких випадках застосовують або дюралюміній звичайного складу (він позначається АК1), або інші сплави, близькі по складу до дюралюмінію, основними з яких є АК4, АК6, АК8. Це сплави системи Al Mg-Mn-Si. У сплав АК4 додають ще 1-1,5% Ni. По хімічному складу вони близькі до дюралюмінію, але відрізняються більше високим вмістом кремнію. Зміцнюючими фазами є $CuAl_2$ і Mg_2Si . Сплави піддають гартуванню при температурі 520 °C (АК6) або 500 °C (АК8) з охолодженням у воді й старінню при 160-170 °C у плин 1-5 ч.

Сплави для кування й штампування відрізняються високою технологічністю, пластичністю в гарячому стані, але вони схильні до корозії під напругою й до межкристалітної корозії. Для підвищення корозійної стійкості вироби зі сплавів захищають анодируванням і лакофарбовими покриттями. Сплав АК8 менш технологічний, ніж АК6.

Зі сплавів АК6 виготовляють великогабаритні штампування для несучих подмоторних рам, фітинги стійки, кріпильні деталі, крильчатки й т.д. Сплав АК8 рекомендується для важконавантажених штампованих деталей (подмоторные рами, стикові вузли, пояси лонжеронів, лопасті гвинтів вертольота й т.д.).

Сплави для заклепок повинні відповідати особливим вимогам, тому що метод клепок є одним з основних методів з'єднання деталей авіаконструкцій з алюмінієвих сплавів. Слід зазначити, що кількість заклепок у конструкціях сучасних планерів досягає до двох мільйонів штук.

Матеріал заклепок повинен мати поряд з певними характеристиками міцності високу пластичність й опір зрізу. З погляду корозійної стійкості конст рукції повітряного судна заклепки повинні бути виготовлені з того ж матеріалу, що деталі, які склепуються. Однак заклепки зі сплавів Д16, Д19 незручні у виробництві й вони не відповідають необхідним вимогам. Так, при розклепуванні в них можуть з'являтися тріщини. Хімічний склад і механічні властивості деяких сплавів для заклепок наведені в табл. 16.3.

Хімічний склад (%) і механічні властивості сплавів для заклепок.

Таблиця 16.3

Марка сплаву	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti МПа	σ_b МПа	$\delta, \%$
АМг5П	-	5,2	-	0,4	190	270	23
Д18	2,6	0,35	-	-	200	300	24
В65	4,2	0,2	-	0,4	260	400	20
В94	2,1	1,4	6,4	-	0,06	520	15

Для малонавантажених деталей застосовують сплави АМг5П и Д18. Для клепок відповідальних конструкцій застосовують заклепки, виготовлені з високоміцних сплавів В65 і В94. Заклепки зі сплаву АМг5П ставлять у відпаленому стані, а Д18, В65 і В94 - послі термічної обробки.

Сплави систем Al -Be й Al -ve-Be-mg відносяться до числа сплавів з високим питомим модулем пружності (високомодульні сплави). Відповідно до діаграми стану Al -Be сплави цієї системи являють собою евтектичну суміш. У твердому берилії розчиняється до 4—5% Al. Промислові сплави містять від 5 до 8% Be і є евтектичними. Тому структура цих сплавів у твердому стані складається з берилієвої фази й евтектики з переважним змістом алюмінію. Алюмінієва фаза знижує міцність цих сплавів. Так, міцність сплавів з 30 і 50% Be становить тільки 200 і 300 МПа відповідно. Для підвищення міцності алюмінієво-берилієвих сплавів їх легують елементами, взаємодіючими тільки з алюмінієвою фазою й зміцнюючими її. Таким елементом є магній. Він практично не взаємодіє з берилієм, але розчиняється в алюмінії й зміцнює його. При цьому підвищуються міцність ($\sigma_b = 400 \dots 470$ МПа) і модуль пружності сплавів ($E = 135$ ГПа).

Сплави системи Al -ve-mg, що містять 30% Be й 5% Mg, по величині модуля пружності більш ніж в 2-3 рази перевищують кращі алюмінієві сплави. Вони малочутливі до надрізів, добре деформуються об'ємним і листовим їх штампуванням можуть бути отримані деталі будь-якої форми. З'єднання цих сплавів можуть здійснюватися зварюванням, пайкою, клепокою.

Сплави системи Al -Be-Mg доцільно застосовувати в тих випадках, коли визначальним конструктивним фактором є твердість. При створенні тонких жорстких конструкцій (наприклад, оболонкових) виграш у вазі в порівнянні зі стандартними алюмінієвими сплавами становить 40-60%.

Ливарні алюмінієві сплави

Ливарні алюмінієві сплави повинні мати наступні технологічні властивості: жидкотекучість, відсутність схильності до утворення тріщин і пористості, мала усадка й ліквация, високі механічні й антикорозійні властивості.

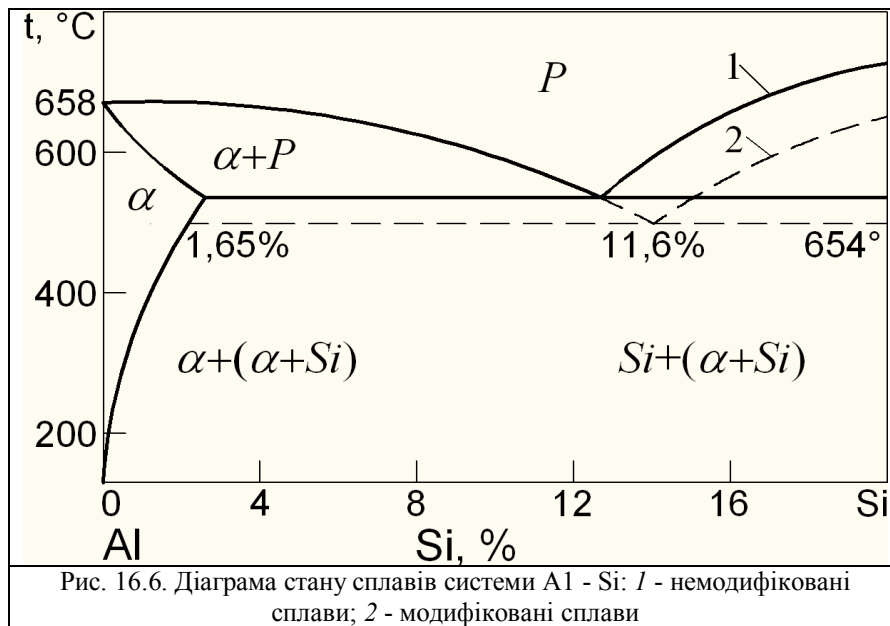
Хімічний склад і механічні властивості деяких промислових ливарних сплавів наведені в табл. 1.4. Ливарні сплави маркуються буквами АЛ, що значить алюмінієві ливарні. У якості ливарних частіше застосовують сплави на основі систем Al -Si, Al -Cu, Al -Mg, які додатково легують невеликою кількістю міді й магнію (Al -Si), кремнію (Al -Mg), марганцю, нікелю, хрому (Al -Cu). Для здрібнювання зерна, а отже, поліпшення механічних властивостей у сплави вводять добавки, що модифікують: Ti, Zr, V, V і ін.

Хімічний склад (%) і механічні властивості ливарних алюмінієвих сплавів

Таблиця 16.4

Сплав	Зміст елементів, % (інше Al)					Механічні властивості σ_B , МПаδ, %	
	Si	Mg	Cu	Mn	Інші		
АЛ2	10-13	-	—	-		130	2
АЛ2	10-13	-	—	-		180	6
АЛ4	8-10,5	0,17-0,3	—	0,2—0,5		260	4
АЛ9	6-8	0,2-0,4	—	-		220	3
АЛ32	7,5-8,5	0,3-0,5	1-1,5	0,3-0,5	0,1-0,3 Ti	270	3
ВАЛ 5	6,5-8,5	0,35-0,55	-	-		330	3
АЛ7	-	-	4—5	-		260	8
АЛ19	-		4, 5-4,5	0,6-1	0,15-0,3 Ti	360	3
АЛ20	1,5—2,0	0,7-1,2	3, 4-4,5	0,15-0,3	1,2-1,7 Fe	240	
				0,15-0,35 Cr			1
				0,05-0,1 Ti			
АЛ8	-	9,5-11,5	-	-		32	12
АЛ27	-	9,5-11,5	-	0,05-0,12 Ti		360	18
				0,05-0,27 Zr			
				0,05-0,27			

Найкращі ливарні властивості й малу питому вагу мають сплави Al -Si (силуміни). Висока, мала усадка, відсутність або низька схильність до утворення гарячих тріщин і добра герметичність силумінів пояснюються наявністю великої кількості евтектики в структурі цих сплавів. Відповідно до діаграми стану Al -Si (рис. 16.6) евтектика ($\alpha + Si$) утвориться при 11,6% Si.



У подвійних сплавах алюмінію із кремнієм евтектика складається із твердого розчину й кристалів практично чистого кремнію, у легованих силумінах крім подвійної є потрібні й більше складні евтектики.

Типовими представниками цієї групи сплавів є АЛ2, АЛ4.

Сплав АЛ2, що містить 10-13% Si, найпоширеніший в авіабудуванні.

Його структура складається з евтектик $\alpha + Si$ і первинних кристалів кремнію. Зі збільшенням вмісту

кремнію в сплаві до евтектичного складу знижується пластичність і підвищується міцність. Поява в структурі сплаву великих кристалів голчастої форми первинного кремнію викликає зниження міцності й пластичності.

Для здрібнювання структури евтектики й усунення надлишкових кристалів кремнію силуміни й, зокрема, сплав АЛ2 модифікують натрієм (0,05-0,08%), що вводять у рідкий сплав у вигляді фтористих і хлористих солей. Крім дії, що модифікує, натрій зрушує евтектичну точку в системі Al -Si у бік більших вмістів кремнію. Завдяки цьому евтектичний по складу сплав АЛ2 стає доевтектичним. У цьому випадку в структурі сплаву замість надлишкового кремнію з'являються кристали α -твердого розчину, а евтектика має більше тонку будову. Сплав АЛ2 не піддають термічній обробці. Він має низьку міцність, застосовується для виробництва малонавантажених деталей (корпуса приладів, кронштейни, деталі авіаційних коліс, барабани й ін.). Багато виливків з алюмінієвих сплавів піддаються термічній обробці. Розрізняють наступні види термічної обробки: Штучне старіння (умовна позначка Т1) при температурі 175+50 °С у плин 5—20 год без попереднього гартування. Старіння підвищує їх міцність і поліпшує обробку різанням.

Відпал (Т2) при температурі ~ 300°C у плин 5—10 ч. Охолодження при відпалі роблять на повітрі. Відпал застосовують для зняття ливарних напруг, а також залишкових напруг, викликаних механічною обробкою. Відпал трохи підвищує пластичність.

Гартування й природне старіння (Т3, Т6). Температура гартування 510—520 °С для сплавів АЛ1, АЛ7 і 535—545 °С для сплавів АЛ4, АЛ9, АЛ19 і ін.

Гартування й короточасне (2—3 ч) штучне старіння звичайно при температурі 150—175 °С (Т5). Після цієї обробки вилівка здобувають високу міцність при збереженні підвищеної пластичності.

Гартування й повне штучне старіння (Т6) при температурі 200 °С 3—5 ч. Старіння при підвищеній температурі в порівнянні з режимом Т5 надає найбільшу міцність, але пластичність знижується. Гартування й стабілізуючий відпуск (Т7) при температурі 230 °С для сплавів АЛ9, АЛ5, АЛ1 і при 250 °С для сплаву АЛ19 протягом 3-10 ч. Цей вид обробки використовується для стабілізації структури. Гартування й з'якшуючий відпуск (Т8) при температурі 240-260 °С у плин 3-5 ч. Висока температура відпуску помітно знижує міцність, але підвищує пластичність і стабільність розмірів.

Доевтектичні сплави АЛ4 і АЛ9, додатково леговані магнієм, можуть зміцнюватись термічною обробкою. Зміцнюючою фазою служить Mg_2Si . Середньонавантажені деталі зі сплаву АЛ4 піддають тільки штучному старінню (Т1), а великі навантажені деталі (корпуса компресорів, картери й блоки циліндрів двигунів і т.д.) - гартуванню й штучному старінню (Т6).

Сплави системи Al -Si порівняно легко обробляються різанням. При нагріванні вони різко розміцнюються. До сплавів системи Al -Si ставляться АЛ7 і АЛ19. Ці сплави після термічної обробки мають високі механічні властивості при звичайних і підвищених температурах; вони добре обробляються різанням і зварюються. Разом з тим через відсутність евтектики сплави мають погані ливарні властивості, мають низьку герметичність. Як і деформуємі сплави цієї системи,

вони мають структуру твердого розчину, але відрізняються підвищеним вмістом міді. Евтектика в даній системі Al -Cu утвориться при високому вмісті міді (33%) і тому має велику кількість твердої фази θ (CuAl₂), що викликає крихкість евтектичних сплавів.

Ливарні й механічні властивості сплавів алюмінію з міддю поліпшуються в результаті легування титаном і марганцем (АЛ19). У сплаві АЛ 19 крім CuAl₂ утворюються фази Al₁₂Mn₂Cu і Al₃Ti, що розташовуються по границях зерен твердого розчину. Під час нагрівання сплаву під гартування поряд з розчиненням θ -фази із твердого розчину випадають дрібнодисперсні частки фази Al₁₂Mn₂Cu, що збільшують міцність при звичайних і підвищених температурах. Титан подрібнює зерно.

Зміцнення сплаву досягається гартуванням і старінням при температурі 175 °С у плин 3-5 год (Т5, Т6). Сплави системи Al -Cu малостійкі проти корозії, тому виливки звичайно анодують.

Сплав АЛ7 використовують для виливки невеликих деталей простої форми (арматури, кронштейни й т.д.). Цей сплав піддається гартуванню (Т4).

Сплави алюмінію з міддю застосовуються для виготовлення деталей, що працюють при температурі до 300 °С.

Сплави системи Al - Mg (АЛ8, АЛ27) мають високу корозійну стійкість, міцність й добру оброблюваність різанням. Через відсутність евтектики ці сплави мають низькі ливарні властивості.

Для запобігання окислювання плавку й розливання подвійних сплавів Al -Mg проводять під захисними флюсами. Легування цих сплавів Be, Ti, Zr не тільки усуває їх схильність до окислювання й росту зерна, але й гальмує природне старіння, що викликає зниження пластичності й в'язкості сплавів. Найкращі механічні властивості сплави АЛ8, АЛ27 здобувають після гартування при температурі 530 °С, коли весь магній перебуває у твердому розчині.

Сплави цієї системи застосовують для виготовлення деталей, що працюють в умовах високої вологості, у судо- авіа- і ракетобудуванні. З них роблять деталі приладів, качани шасі й хвостового оперення, штурвали й ін.

Жароміцні алюмінієві сплави

Виробництво літальних апаратів з надзвуковими швидкостями й підвищення потужності авіаційних двигунів вимагало розробки нових алюмінієвих сплавів, здатних зберігати механічні властивості при роботі в умовах нагрівання, тобто маючих достатню жароміцність. Було встановлено, що жароміцність сплавів на алюмінієвій основі може бути підвищена шляхом ускладнення складу твердого розчину й утворення жароміцних фаз.

Ці сплави мають більше складний хімічний склад, чим прості алюмінієві сплави. Крім міді й магнію в ці сплави додають залізо, нікель, кадмій, літій і ін. Фазами - зміцнювачами жароміцних сплавів є θ -фаза (CuAl₂), Al₁₂Mn₂Cu, S-Фаза (Al₂CuMg), а також Al₉Fe Ni, Al₆Cu₃Ni і ін. При частковому розпаді твердого розчину вони виділяються у вигляді дисперсних часток, стійких проти коагуляції, що забезпечує підвищену жароміцність.

Основними жароміцними сплавами є АК2, АК4, АК 4-1, ВД-17, ВД17Т1, ВАД1, ВАД2, ВАД23, Д20, 1201.

Підвищення жароміцності сплавів ВД17, ВАД1 було досягнуто шляхом збільшення вмісту в них магнію, а сплавів Д20 і 1201 - міді. У сплав ВАД23 додають літій, марганець, кадмій, але не більше 1,2%. Більше складний склад мають сплави АК2, АК4 і АК 4-1. Хімічний склад сплаву АК 4-1 наступний: 2,2% Cu, 1,6% Mg, 0,2% Mn, 0,1% Fe, 0,1% Ti, 0,35% Si, 0,3% Zn, 1,1% Ni.

Сплав ВД17 використовується для роботи в умовах нагрівання до температури 250 °С переважно для лопаток осьових компресорів авіадвигунів.

Сплав ВАД1 відноситься до числа сплавів, що зварюються й після зварювання не вимагає термообробки. Він відрізняється стабільністю властивостей, однак має трохи знижені пластичність і корозійну стійкість. З нього виготовляють зварені вузли, що працюють короткочасно при температурах 250-300 °С и довгостроково - при менших нагромах.

Механічні властивості сплавів Д20 і 1201 майже однакові, оскільки по складу вони відрізняються незначно. Однак сплав 1201 у порівнянні зі сплавом Д20 більше перспективний через кращу зварюваність. Сплав Д20 по тривалій міцності при температурі 250-350 °С перевершує сплав ВД17, однак він менш міцний при 20 °С. Він використовується для виготовлення довгостроково працюючих при підвищених температурах деталей двигунів: дисків і лопаток компресорів, крильчаток, повітрязаборників, поршнів і ін. Крім того, зі сплавів Д20 і 1201 роблять зварені деталі і ємності (балони й ін.), що працюють при кімнатній і короткочасно при підвищених температурах.

Сплав ВАД23 має межу міцності 600 Мпа при підвищеному модулі пружності до 75000

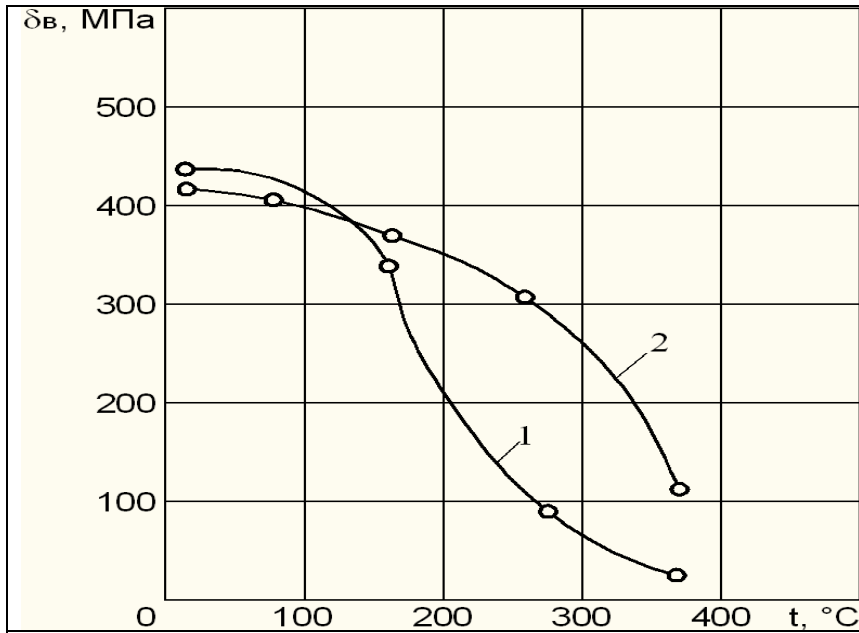


Рис. 16.7. Межа міцності сплавів Д1 (1) і АК4 (2) при підвищених температурах

Мпа й доброї жароміцності. Однак мала пластичність ($\delta < 5\%$), погана технологічність і більша анізотропія властивостей напівфабрикатів не дозволяють сплаву знайти широке промислове застосування.

На рис. 16.7 показана залежність рівня міцності сплавів АК2 і АК4 від температури випробування, а на рис. 15.8 - твердість дюралюмініов і жароміцного сплаву АК4 при підвищених температурах. З рис. 15.8 видно, що сплав АК4 має перевагу в порівнянні з більше простим по складу сплавом Д1. Однак ця перевага найбільше різко

виражена при роботі в інтервалі температур 150-350 °С. Термічна обробка цих сплавів полягає в гартуванні при температурі 510-520 °С с наступним штучним старінням протягом 15-20 год при 100—180 °С.

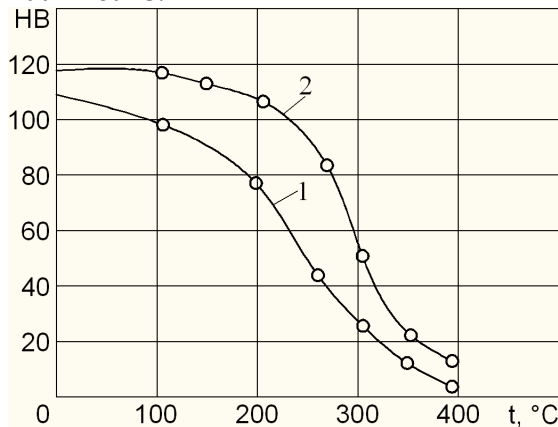


Рис. 16.8 Твердість сплавів Д1 (1) і АК4 (2) при підвищених температурах

Сплави АК2 і АК4 застосовуються для виготовлення авіадвигунів. Зі сплаву АК 4-1 виготовляють деталі реактивних двигунів (лопатки крильчатки й диски компресорів, повітрязаборники, лопатки напрямних апаратів компресорів і ін.), що працюють при температурі 300—350 °С. Він застосовується також для виготовлення листів і панелей, використовуваних у конструкції фюзеляжів надзвукових літаків.

З ливарних жароміцних алюмінієвих сплавів застосування знаходять АЛ4, АЛ5, АЛ19, АЛ21, ВАЛ1, АЦР1 і ін. Найпоширенішим є сплав АЛ1. Структура литого сплаву АЛ1 складається з α -твердого розчину, що містить Cu, Mg, Ni, і надлишкових фаз Al_2CuMg і Al_6Cu_3Ni . Виливки

застосовуються після гартування й короткочасного старіння при температурі 175°C. Жароміцність цього сплаву обумовлена утворенням при кристалізації твердого каркасу із з'єднань Al_6Cu_3Ni і Mg_2Si .

Якщо кремнію в АЛ1 утримується не більше 0,7%, то в сплаві АЛ20 вміст кремнію досягає 1,5—2%. Додаткове легування кремнієм поліпшує ливарні властивості сплаву АЛ20. Для збільшення жароміцності й здрібнювання структури сплав АЛ20 легують (Fe (до 1,7%), Ti, Cr і Mn). Структура сплаву АЛ20 складається з α -твердого розчину, надлишкових фаз $CuAl_2$, Al_5SiFe , Al_3Ti , $Al_4Mg_5Cu_4Si_4$, а також фаз, що містять марганець і хром. Для стабілізації розмірів і зняття внутрішніх напружень сплав піддають відпалу при температурі 300 °С. Для досягнення максимальної жароміцності вилівка гартують і піддають старінню при температурі 230 °С у плин 10 ч.

Сплави АЛ1 і АЛ20 застосовуються для виготовлення поршнів, головок циліндрів і інших деталей, що працюють при температурах 275-300 °С.

Сплав АЛ19 служить для виливка літакових і агрегатних деталей, що працюють при температурі до 300 °С.

Для великогабаритних деталей, що працюють при температурах 300-350 °С, застосовують сплав АЛ21. Виливка складної форми з даного сплаву піддають відпалу при температурі 300 °С. Сплав ВАЛ1 є більше жароміцним і витримує в експлуатації температуру до 350 °С.

Підшипникові алюмінієві сплави. Хімічний склад і механічні властивості деяких підшипникових алюмінієвих сплавів наведені в табл. 16.5.

. Хімічний склад (%) і механічні властивості деяких антифрикційних алюмінієвих сплавів.

Таблиця 16.5

Марка сплаву	Зміст елементів, %				Механічні властивості		
	Sn	Cu	Ni	Si	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	НВ
А 03-1	2-4	0,8-1,2	0,3-0,5	1,7-2,1	ПО	2	42
А 09-2	8-10	2,0-2,5	0,8-1,2	0,3-0,7	150	4,5	55
АТ 20-1	17-23	0,7-1,2	-	-	ПО	30	30
АН-2,5	-	-	2,7-3,3	-	120	20	35

Антифрикційні властивості алюмінієвих сплавів залежать від кількості в них олова й зі збільшенням відсоткового вмісту останнього антифрикційні властивості підвищуються. Однак у литих сплавах вміст олова не повинен перевищувати 10-12%, тому що груба сітка оловянистої складової, що утворюється, знижує зносостійкість і опір утоми при підвищенні температури. У деформованих сплавах оловяниста складова розташовується у вигляді окремих включень усередині зерен, це дає можливість збільшувати вміст олова й значно поліпшити антифрикційні властивості сплаву.

Сплави А03-1 і АТ 9-2 застосовують для виливка монометалічних вкладишів і втулок товщиною більше 10 мм. Сплави АТ 20-1 і АН-2,5 призначені для одержання біметалічної стрічки зі сталлю методом прокатки з наступним штампуванням вкладишів. Підшипники зі сплаву АН-2,5 можна виготовляти й виливком.

При роботі в важконавантажених швидкісних підшипниках на робочу поверхню сплавів А03-1, АТ 9-2 і АН-2,5 наноситься шар (0,02-0,03 мм) олова або іншого м'якого металу.

Підшипники працюють при навантаженні не більше 200-300 Мпа й окружної швидкості 15-20 м/с.

Спечені алюмінієві сплави

Існують дві групи спечених алюмінієвих сплавів САП і САС. САП — це спечений алюмінієвий порошок (пудра). Його одержують методом порошкової металургії шляхом холодного, а потім гарячого брикетування при температурі 500—600 °С тонкого окисленого алюмінієвого порошку (пудри) і наступної деформації (прокатки, кування, пресування) горячепресованих брикетів. Пудра має форму лусочок < 1 мкм. З отриманих брикетів виготовляють листи, прутки, труби, профілі й інші напівфабрикати. Вміст оксиду алюмінію в САП коливається від 6 до 9% (САП1) і від 18 до 22% (САП4). Зі збільшенням Al_2O_3 межа міцності підвищується від 300—320 для САП1 і до 440—460 МПа для САП4. Відносно подовження відповідно знижується від 5-8 до 1,5-2,0%.

По жароміцності САП значно перевершує алюмінієві сплави при температурах 300—500 °С і вище. Причому його властивості майже не змінюються залежно від тривалості експлуатації. Наприклад, 100-годинна тривала міцність САП при температурі 500 °С дорівнює 450—550 МПа, тоді як жароміцні деформуємі й ливарні алюмінієві сплави при температурах більше 350 °С не працюють.

Висока жароміцність сплаву САП визначається наявністю оксиду алюмінію, що втримується у вигляді найтоншої плівки на поверхні дрібнодисперсних листоподібних часток алюмінієвого порошку.

Спечені алюмінієві сплави (САС) одержують гарячим брикетуванням з наступним пресуванням при температурі 500 °С порошоків алюмінію з деякими іншими речовинами. Сплави САС-1 (25-30% Si, 5-7% Ni) і САС-2 (25-30% Si, 5-7% Fe) мають низький коефіцієнт лінійного розширення й застосовуються для виготовлення окремих деталей приладів замість більше важких

зі сталей. Сплав САС-1 характеризується задовільною межею міцності (220-240 Мпа) і низьким відносним подовженням (0,5%).

Із САП і САС виготовляють обшивки, диски й лопатки компресорів і інші деталі, що працюють довгостроково при температурах 300-500 °С и короткочасно при 700-900 °С.

Гранульовані алюмінієві сплави

Гранульованими називають сплави, отримані шляхом компактування із часток (гранул), відлитих з надвисокою швидкістю кристалізації. Гранульовані алюмінієві сплави містять перехідні метали (Fe, Ni, Zr, Mn, Cr, Zr, Ti, V і ін.), у малому ступені розчинні алюмінієм.

Залежно від тиску газу й умов кристалізації діаметр гранул коливається від декількох мікрометрів до декількох міліметрів. Отримані таким методом алюмінієві сплави відрізняються дрібнозернистою будовою, мінімальною ліквациєю й метастабільним станом. При надвисоких швидкостях охолодження (10^3 - 10^{60} С/с) у процесі кристалізації виходять пересичені тверді розчини з концентрацією, в 2,5-5 разів переважаючу граничну розчинність компонентів у рівноважних умовах. Такі тверді розчини називають аномально пересиченими. Зміцнюючими фазами є інтерметаліди Al_6Mn , Al_7Cr , Al_3Zr і ін.

Особливу цікавість представляють гранульовані сплави алюмінію з елементами, практично нерозчинними в ньому в рівноважних умовах і сильно відрізняються від алюмінію по щільності. Такі сплави мають гетерогенну структуру, що представляє собою алюмінієву матрицю з рівномірно розподіленими дисперсними включеннями другої фази. У сплавах, легованих порівняно тугоплавкими металами (Fe, Ni, Zr), такими фазами будуть інтерметаліди. Вони ефективно зміцнюють сплави.

Стандартні деформуємі сплави типу дюралюмінію (Д16) у гранульованому варіанті мають додатковий ефект зміцнення через наявність дисперсних часток інтерметалідних фаз перехідних металів і нерозчинних фаз. При підвищеному вмісті перехідних металів σ_y досягає 800 Мпа.

Тема 2.2.4. Сплави на основі магнію і міді

Класифікація, маркування, термічне оброблення, властивості та застосування. Сплави міді: бронзи та латуні. класифікація, маркування, оброблення, властивості та застосування.

Магній - елемент II групи Періодичної системи елементів Д. И. Менделєєва, порядковий номер 12, атомна маса 24,312. Він не має поліморфних перетворень і кристалізується в щільно спаквані гексагональні ґратки.

Серед промислових металів магній має найменшу густину (1720 кг/м^3), що й обумовило застосування магнію і його сплавів у різних галузях техніки й головним чином авіації. Температура плавлення магнію невисока й становить 651°C . Теплопровідність магнію в 1,5, а електропровідність в 2 рази нижче, ніж в алюмінію.

Пружні характеристики магнію невеликі й становлять 45 ГПа (модуль Юнга) і 17 ГПа (модуль зсуву), причому питома твердість магнію майже така ж, як в алюмінію.

Магній має малу міцність і пластичність. Низька пластичність - результат малого числа переважних площин ковзання в гексагональних ґратках. Властивості міцності магнію при кімнатній температурі ($\sigma_b \sim 180 \text{ МПа}$), вище ніж в алюмінію ($\sigma_b = 70 \text{ МПа}$).

Нагрівання магнію приводить до появи додаткових площин ковзання й двійникування, і, як наслідок, до підвищення пластичності. У зв'язку із цим обробку тиском магнію проводять при температурі $350 - 450^\circ\text{C}$ у стані найбільшої пластичності.

При нагріванні магній активно взаємодіє з киснем при температурі вище 623°C на повітрі інтенсивно окислюється. Оксидна плівка магнію, що утворюється при цьому (Mg) не має таких захисних властивостей, як плівка Al_2O_3 на алюмінії або Cr_2O_3 на хромі, тому що її щільність 3200 кг/м^3 значно вище щільності магнію і вона розтріскується.

Залежно від вмісту домішок існують такі марки магнію: Mg961 (99,96% Mg), Mg95 (99,95% Mg), Mg90 (99,9% Mg). Домішки Fe, Si, Ni, Cu знижують і без того низьку пластичність і корозійну стійкість.

Низькі механічні характеристики чистого магнію виключають можливість застосування його як конструкційного матеріалу. Технічно чистий магній застосовується в піротехніці, хімічній

промисловості для синтезу органічних препаратів, а металургії різних металів і сплавів у якості розкислювача, відновника й легуючого елемента.

Взаємодія магнію з легуючими елементами. Основними легуючими елементами магнієвих сплавів є Al, Zn, Mn, що розчиняються в магнії (рис. 17.1).

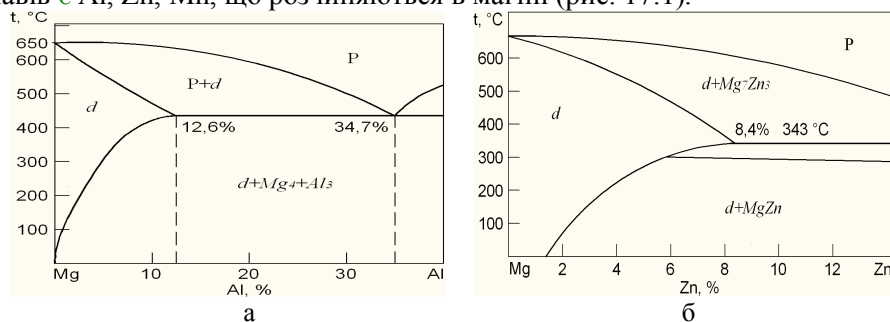


Рис. 17.1. Діаграми стану сплавів системи Mg - Al (а) і Mg - Zn (б)

Розчинність падає із зменшенням температури, що дозволяє застосовувати для цих сплавів термічну обробку, що полягає й гартуванні з наступним старінням. Для додаткового легування використовують цирконій, церій, ніодім і ін. Добавки Al і Zn у кількості 10 - 11 і 4 - 5% відповідно, крім твердих розчинів, утворюють із магнієм інтерметалідні сполуки Mg_4Al_3 , $MgZn_2$ і Mg_4Zn_3Al . У магнієвих сплавах Al і Zn основні зміцнювачі застосовуються головним чином для підвищення корозійної стійкості й здрібнювання зерна. Легування алюмінієм підвищує властивості міцності сплаву за рахунок утворення твердого розчину сильніше, ніж легування марганцем, тому при введенні в сплав 3 - 4 % Al межа міцності наближається до 300 МПа. При температурі 20 - 25 °C поліпшення механічних властивостей магнієвих сплавів забезпечується легуванням Al, Zn, Mg, Zr, а при підвищених температурах - Re, Nd, Th. Відзначимо, що особливо ефективно підвищує механічні властивості торій (рис. 16.2). У малих кількостях вводяться й інші,

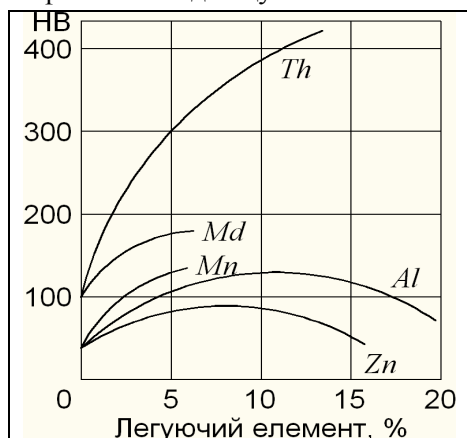


Рис. 16.2. Вплив легуючих елементів на твердість магнію при температурі 250 °C

дуже необхідні модифікатори, такі, як Be, Ca, La. Так, Be, Ca, Re, La, будучи сильними розкислювачами, зменшують схильність магнієвих сплавів до загоряння при розливанні. Особливо ефективно модифікує цирконій. Добавка 0,5 - 0,7% Zr зменшує розмір зерна магнію в 80 - 100 разів. Це пояснює структурною й розмірною відповідністю кристалічних ґраток Mg і Zr. Крім того, цирконій і марганець сприяють значному зменшенню впливу домішок заліза й нікелю на властивості сплавів. Вони утворюють із цими елементами проміжні фази великої щільності, які при кристалізації випадають на дно тигля, очищаючи тим самим сплави від шкідливих домішок.

У теперішній час створена нова група магнієвих сплавів, легуваних літєм у кількостях до 12%, що вміщує значну кількість інших легуючих елементів. На рис 2 (б) показана діаграма стану сплавів системи Mg - Li. Сплави даної системи діляться на три групи: з α -структурою (до 5,7 % Li), ($\alpha+\beta$) структурою (від 5,7 до 10,4% Li), β -структурою (>10,4% Li), де α -твердий розчин Li в Mg, а β - твердий розчин Mg в Li. Сплави мають підвищені значення модуля пружності й пластичності. Необхідні фізико-механічні властивості магнієвих сплавів досягаються не тільки легуванням твердих розчинів, але й формуванням оптимальних багатофазних структур (із присутністю інтерметалідів), а також термічною обробкою, деформацією й термомеханічною обробкою.

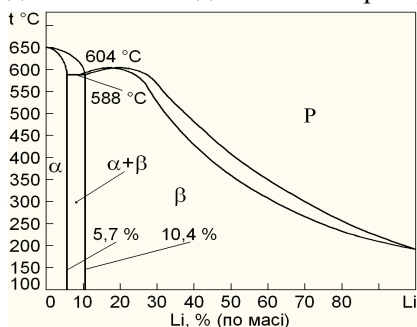


Рис. 16.3. Діаграма стану сплавів системи Mg-Li

Термічна обробка магнієвих сплавів

Магнієві сплави можна піддавати термічній обробці, тому що з підвищенням температури розчинність легуючих елементів у сплавах збільшується. Термічна обробка магнієвих сплавів має багато загального з термічною обробкою алюмінієвих сплавів, однак вона ускладнена через уповільнене протікання

дифузійних процесів у магнієвому твердому розчині. Мала швидкість дифузії вимагає більших витримок при нагріванні під гартування (до 16 - 30) для розчинення вторинних фаз. Завдяки цьому такі сплави можна гартувати на повітрі, вони не схильні до природного старіння. При штучному старінні необхідні високі температури (до 200 °С) і більші витримки (до 16 - 24 год). Ефект зміцнення при штучному старінні сплавів становить 25 - 35% і більше й пов'язаний з виділенням зміцнюючих інтерметалідних фаз. Наприклад, при старінні сплавів системи Mg - Al і Mg - Al - Zn зміцнення викликається виділенням зміцнюючої γ -фази Mg_4Al_3 . Найбільше зміцнення термічною обробкою досягається в сплавах магнію, легованих неодимом. У цьому випадку при розпаді пересиченого твердого розчину залежно від температури й часу старіння можуть утворитися зони Гін'є-Престону, метастабільні й стабільні зміцнюючі фази. Природне старіння можливо тільки в сплавах системи Mg - Li. Старіння сплавів системи Mg - Li - Al або Mg - Li - Zn (>10,4% Li) пов'язане з розпадом β -розчину легуючих елементів у літій. Воно відбувається при більше низьких температурах, тому що β -розчин має кубічні ґрати K8, у якій дифузійна рухливість атомів значно вище. Сплави системи Mg - Li зміцнюються з виділенням зміцнюючих фаз $MgLi_2Al$.

З інших видів термічної обробки магнієвих сплавів застосування знаходять термомеханічна обробка й різні види відпалу, а саме: гомогенізація, рекристалізаційний, відпал для зняття залишкових напруг.

Гомогенізаційному відпалу піддаються магнієві сплави зв'язку з ліквідацією легуючих елементів, що виникає в процесі кристалізації сплавів. Він проводиться при температурі 400 - 420 °С у плин 15 - 30 год. Гомогенізуючий відпал деформуємих магнієвих сплавів звичайно сполучають із їх нагріванням під обробкою тиском. При гомогенізації цих сплавів надлишкові фази, що виділилися по границях зерен, розчиняються, і склад по обсязі зерна вирівнюється, що полегшує обробку сплавів тиском і підвищує їх механічні властивості.

Для усунення наклепу магнієві сплави піддають рекристалізаційному відпалу при температурі 250 - 350 °С, що приводить до зниження міцності й підвищенню пластичності.

Деформуємі напівфабрикати з магнієвих сплавів відпалюють для зменшення залишкових напруг, що виникають при механічній обробці. Цей вид відпалу проводиться при температурах більше низьких, ніж рекристалізаційний відпал.

Тимчасовий опір і особливо границя магнієвих сплавів значно підвищується за допомогою термомеханічної обробки (ТМО). Він проводиться за наступною схемою: гартування, холодна деформація на 6,5 - 10%, штучне старіння. Холодна пластична деформація перед старінням створює підвищену щільність дефектів кристалічних ґрат, що забезпечує більше рівномірний і повний розпад пересиченого твердого розчину. У результаті ТМО дисперсні частки рівномірно розподіляються в зернах твердого розчину й перешкоджають переміщенню дислокацій, особливо на межах зерен і фрагментів. Зміцнюючий ефект ТМО в магнієвих сплавах стійкий лише до температури 200 - 250 °С. При температурі 300 °С ТМО знижує тривалу міцність через швидку коагуляцію зміцнюючих фаз.

Класифікація магнієвих сплавів

За технологією виготовлення промислові магнієві сплави підрозділяються на дві основні групи: а) деформуємі - для виробництва напівфабрикатів різними методами обробки тиском; б) ливарні - для одержання деталей методами фасонного лиття. Деформуємі магнієві сплави маркуються буквами МА, а ливарні - МЛ.

По щільності магнієві сплави розділяють на легкі й надлегкі. До надлегкого належать сплави, леговані літєм (МА21, МА18), а до легких - всі інші.

По можливих температурах експлуатації магнієві сплави підрозділяють на наступні групи: сплави для роботи при звичайних температурах (сплави загального призначення); жароміцні (для тривалої експлуатації при температурах до 200 °С); високо жароміцні (для тривалої експлуатації при температурах до 250 - 300 °С); сплави для криогенних температур.

По схильності до зміцнення за допомогою термічної обробки сплави підрозділяють на зміцнюємі й незміцнюємі термічною обробкою. Для підвищення пластичності магнієвих сплавів їх роблять зі зниженим вмістом шкідливих домішок Fe, Ni, Cu (підвищеної чистоти). У цьому випадку до марки сплаву додають малі літери «пч», наприклад, МЛ5пч або МА2пч.

Магнієві сплави розділяють також на групи залежно від тої системи, до якої вони належать по хімічному складі. Хімічний склад і механічні властивості основних вітчизняних промислових магнієвих сплавів наведені в табл. 17.1.

Загальна характеристика магнієвих сплавів Для магнієвих сплавів характерні наступні риси:

- 1) мала щільність (для більшості сплавів 1800 кг/м^3);
- 2) невисока корозійна стійкість сплавів без захисних покриттів;
- 3) знижений, у порівнянні зі сталями й алюмінієвими сплавами, модуль нормальної пружності (42 ГПа);
- 4) низький опір ударному й знакозмінному навантаженню;
- 5) менші електропровідність і теплопровідність у порівнянні з алюмінієвими сплавами.

Магнієві сплави мають ряд технологічних недоліків, до числа яких відносяться насамперед погані ливарні властивості й низька пластичність у гарячому й особливо в холодному стані. Є певні труднощі при виплавці й литті магнієвих сплавів, що викликає необхідність застосування спеціальних запобіжних заходів для запобігання загоряння сплаву. У зв'язку із цим плавку ведуть у залізних тиглях під шаром флюсу, а при розливанні струмінь металу посипають сіркою, щоб утворити сірчистий газ, який оберігає метал від займання.

Більшість магнієвих сплавів добре обробляються різанням, однак легка займистість магнієвої стружки й пилу робить магній і його сплави небезпечними в пожежному відношенні.

Перевагою магнієвих сплавів є висока питома міцність. По питомій міцності (σ_B/f) багато магнієвих сплавів не поступаються високоміцним алюмінієвим сплавам і легованим сталям. Тимчасовий опір окремих сплавів допалює $250 - 400 \text{ МПа}$ при щільності менш 2000 кг/м^3 .

Деформуємі магнієві сплави

Основними сплавами системи Mg-Mn є MA1 і MA8. Це однофазні, термічно не зміцнюємі сплави, мають високу технологічну пластичність, добру зварюваність й корозійну стійкість. За механічними властивостями відносяться до сплавів низької міцності. Введення в сплав церію ($0,8 - 1,5\%$) сприяє здрібнюванню зерна, підвищенню механічних властивостей і поліпшенню здатності деформуватись в холодному стані. Ці сплави застосовуються у вигляді труб, листів, профілів для деталей обшивки й арматури бензо- і маслосистем.

Сплави магнію з алюмінієм містять $0, 2-1,5\%$ Zn. До них належить сплав MA5. Алюміній і цинк мають високу розчинність у магнії. Підвищення їх вмісту в сплаві приводить до збільшення міцності спочатку в результаті збільшення концентрації твердого розчину, а потім завдяки появі вторинних фаз Mg_4Al_3 і Zn_3Al_2 . Однак у промислові сплави вводять 10% Al і більше 6% Zn, тому що велика кількість проміжних фаз викликає зниження пластичності. Зі зниженням температури концентрація твердого розчину зменшується, що дає можливість зміцнювати сплави за допомогою гартування й старіння.

Додавання до сплавів системи Mg - Al цинку й марганцю приводить до поліпшення його фізико-механічних характеристик. Це разом з алюмінієм, що перебуває в сплаві, надає сплаву більшу технологічну пластичність. Додаткове легування марганцем усуває шкідливий вплив заліза. До найпоширеніших сплавів системи Mg - Al - Zn - Mn відносять сплав MA 2-1 і його різновид MA 2-1пч. Зниження в сплаві

MA 2-1пч вмісту найбільш шкідливих домішок (Fe, Ni, Cu) приводить до підвищення пластичності й корозійної стійкості.

Основними сплавами системи Mg - Zn - Zr є MA10, MA14, MA15, MA19, MA20. Вони характеризуються високими механічними властивостями. Сплави цієї групи додатково легують кадмієм і рідкоземельними елементами. Кадмій необмежено розчи-

Хімічний склад основних промислових магнієвих деформуєміх і ливарних сплавів.

Таблиця 17.1

Система	Марка сплаву	Al	Mn	Zn	РЗМ	Zr
Деформуємі сплави						
Mg-Al-Zn	MA5	7, 8-9,2	0,15-0,5	0, 2-0,8	-	-
Mg-Mn	MA8	-	1,3-2,2	-	(0, 15-35)Pc	-
Al-Zn-Mn	MA 2-1	3, 8-5,0	0,3-0,7	0, 8-1,5	-	-
Al-Cd-Ag	MA10*	7, 8-8,8	0,2-0,6	-	-	-
Mg-Zn-Cr	MA14	-	-	5, 6-6,0	-	0, 3-0,9

-	МА15	-	-	2, 5-3,5	(0, 7-1,1)La	-
-	МА19	-	-	5, 5-7,0	(1, 4-,0)Nd	0, 5-1,0
-	МА20	-	-	1, 0-1,5	(0, 12-,25)Ce	0, 05-0,12
Mg-рзм	МА11	-	1,2-2,5	-	(2, 5-,5)Nd	-
-	МА12	-	-	-	(2, 5-,5)Nd	0, 3-0,8
Mg-Li	МА21	4, 0-6,0	0,15-0,5	0, 8-2,0	(0,05-5)PЗМ	-
-	МА18	0, 5-1,0	0, 1-0,4	2, 0-2,5	(0,15-,35)Pе	-
Mg-Y-Cd	ИБМ6	-	0, 4-0,6	-	(0,05-,15)Pе	-
Ливарні сплави						
Mg-Al-Zn	МЛ4	5, 0-7,0	0 15-0,5	2, 0-3,0	-	-
-	МЛ5	7, 5-9,0	0,15-0,5	0, 2-0,8	-	-
-	МЛ6	9,0-0,2	0,1-0,5-	0, 6-1,2	-	-
Mg-Zn-Zr	МЛ12	-	-	4, 0-5,0	-	0, 6-1,1
-	МЛ15	-	-	4, 0-5,0	(0, 6-1,2)La	0, 7-1,1
-	МЛ18	-	-	7, 0-8,0	-	0, 7-1,1
Mg-рзм- Zr	МЛ9	-	-	-	(1, 9-,6)Na	0, 4-1,0
-	МЛ10	-	-	0, 1-0,7	(2, 2-,8)Nd	0, 4-1,0
-	МЛ11	-	-	0, 2-0,7	(2, 5-,0)PЗМ	0, 4-1,0
-	МЛ19	-	-	0, 1-0,6	(1, 6-,3)Nd	0, 4-1,0
* У МА10 утримується 7-8 % Cd і 2-2,5 % Ag						

няється в магнії й не утворює власних фаз у сплавах магнію з алюмінієм. Легуючи твердий розчин, кадмій підвищує механічні властивості й технологічну пластичність сплавів.

Сплави з високим вмістом алюмінію, додатково леговані крім кадмію сріблом, наприклад, сплав МАЮ, мають найвищу межу міцності (σ_b - 430 МПа) і питому міцність серед магнієвих сплавів. Срібло має хоча й обмежену, але значну (15,5% по масі) розчинність в магнії. Висока міцність цих сплавів пояснюється наявністю високолегованого алюмінієм, кадмієм і сріблом твердого розчину й великої кількості зміцнюючої фази Mg_4Al_3 .

Високоміцні сплави магнію із цинком додатково легують цирконієм (МА14, МА19, МА20), рідкоземельними елементами (МА15, МА19, МА20). Магній із цинком утворюють твердий розчин, концентрація якого з підвищенням температури збільшується й досягає граничного значення (8,4%) при евтектичній температурі. Збільшення вмісту цинку в сплавах приводить до різкого підвищення міцності й деякому поліпшенню пластичності в результаті легування твердого розчину. Зміцненню сплаву сприяє виділення інтерметалідної фази $MgZn_2$. Слід зазначити, що для збереження пластичності на припустимому рівні вміст цинку в промислових сплавах обмежують 5 - 6%.

Введення цирконію в сплави магнію із цинком чинить дію, що рафінує й модифікує. Цирконій хімічно активний стосовно шкідливих домішок заліза й до газів. У розплаві металу він утворює нерозчинні інтерметаліди $ZrFe_4$, що осідають на дно тигля. Крім того, цирконій зв'язує водень і зменшує пористість. Подрібноючи структуру сплавів магнію із цинком, цирконій викликає підвищення тимчасового опору й особливо границі плинності пластичності.

Недоліками сплавів є складність виготовлення, обумовлена низькою розчинністю цирконію в рідкому магнії, схильність до утворення тріщин, що утруднюють гарячу прокатку й зварювання сплавів.

Рідкоземельні елементи в цих сплавах, утворюючи інтерметаліди, підвищують жароміцність сплавів.

Сплави даної групи застосовують у горячедеформованому і відпаленому станах і в штучно зістареному стані після гарячої деформації.

До сплавів системи Mg - PЗМ належать МА11 і МА12, основним легуючим елементом яких, є неодим. Він забезпечує сплавам високу жароміцність, що обумовлена стабільністю твердого розчину в присутності зміцнюючої фази Mg_3Nd , не схильної до коагуляції в інтервалі 150 - 300° С. Додатково МА11 легується марганцем і нікелем, а МА12 - цирконієм. Механічні властивості сплавів МА11 і МА12 можуть бути істотно підвищені високою (ВТМО) і низькою (НТМО) термомеханічною обробкою.

Сплави системи Mg - Li - це MA18 і MA21, додатково легуються Al, Zn, Cd і PЗМ. Вони мають високими характеристики міцності. Сплав MA18 відрізняється найменшою щільністю (1500 кг/м^3), що забезпечує йому високу питому міцність. Модуль пружності й границя плинності на стиск сплавів цієї групи вище, ніж в інших магнієвих сплавів, крім того, вони високо пластичні й мають гарну ударну міцність. Листове штампування, гнучка й витяжка можуть проводитися в холодному стані.

До перспективних магнієвих сплавів відносять сплави системи Mg - Y - Cd. Це сплав ИМБ6. Він технологічний, термічно зміцнюється. Сплав має дуже високі характеристики, особливо після НТМО.

Ливарні магнієві сплави

Хімічний склад більшості ливарних магнієвих сплавів (табл. 16,1) близький по складу до їх деформуємих аналогів, а механічні властивості нижче, ніж у деформуємих. Перевагою ливарних сплавів перед деформуємими є значна економія металу при виробництві деталей, оскільки висока точність розмірів і добра чистота поверхні виливків майже виключають їх обробку різанням. Однак через грубозернистість литої структури вони мають більш низькі механічні властивості, особливо пластичність. Для їх поліпшення застосовують наступні методи: перегрів, гомогенізацію, введення в розплав перед розливанням модифікаторів: крейди, магнезиту, тощо. Крейди або магнезиту додають до 1% від маси шихти. В обох випадках утворюються нерозчинні частки (Al_3Fe , Al_4C_3), що грають роль зародків для кристалізації твердого розчину. Підвищенню механічних властивостей сплавів сприяє також застосування особливо чистих шихтових матеріалів при виготовленні сплавів.

Перегрів забезпечує добрі механічні властивості в сплавах з алюмінієм, виплавлених у залізних тиглях. Цьому сприяють частки, що утворюються, FeAl_3 , що є додатковими центрами кристалізації.

При гомогенізації відбувається розчинення грубих інтерметалідних фаз і, як наслідок, підвищення механічних властивостей за рахунок здрібнювання зерна.

Механічні властивості ливарних магнієвих сплавів в основному перебувають на рівні властивостей ливарних алюмінієвих сплавів, але, маючи меншу густину, їх по питомій міцності.

Найбільше застосування знайшли сплави системи Mg - Al - Zn що вміщують від 5 до 9% Al. Це сплави МЛ4, МЛ5, МЛ4пч МЛ5пч, МЛ6. Різновиди цих сплавів МЛ4пч, МЛ6пч, як і деформуємі, виготовлюють на найчистішому магнії, що підвищує пластичність і корозійну стійкість. Для сплавів цієї групи характерний більш широкий, ніж в алюмінієвих інтервал кристалізації. У результаті вони мають знижену рідкотекучість, усадочну пористість і низку герметичність, схильність до утворення гарячих тріщин.

Зі збільшенням вмісту алюмінію ливарні властивості спочатку погіршуються, оскільки збільшується інтервал кристалізації, а потім, при появі нерівноважної евтектики - поліпшуються, підвищуються характеристики міцності. Однак через велику кількість інтерметалідних фаз, у тому числі й евтектичних, сплави з більшим змістом алюмінію мають знижену пластичність.

Сплави легуються цинком у невеликих кількостях, що сприяє поліпшенню технологічних властивостей.

Гомогенізація при $420 \text{ }^\circ\text{C}$ (12 - 24 ч) і гартування від цієї температури сприяють підвищенню міцності й пластичності. Внаслідок малої швидкості дифузії алюмінію в магнії сплави гартуються при охолодженні на повітрі. Додатковому підвищенню тимчасового опору й особливо границі плинності сплавів сприяє старіння при температурі $170 - 190 \text{ }^\circ\text{C}$.

Більш високими механічними властивостями при $20 \text{ }^\circ\text{C}$ і підвищених температурах, ніж сплави попередньої групи, мають сплави системи Mg-Zn-Zr. Введення в сплав цирконію сприяє здрібнюванню грубозернистої структури виливків і очищенню сплавів від шкідливих домішок, а також сприятливо впливає на властивості твердого розчину, підвищує температуру рекристалізації. Типовими представниками цієї групи сплавів є МЛ12, МЛ15, МЛ18. Сплав МЛ12 термічно зміцнюється гартуванням і штучним старінням. Сплав жароміцний, але погано зварюється й схильний до утворення гарячих тріщин. Сплав МЛ15 більш жароміцний, тому що додатково легований лантаном, краще зварюється, має меншу схильність до утворення мікрокрихкостей і гарячих тріщин.

Сплави системи Mg - РЗМ - Zr (МЛ9, МЛ10, МЛ10, МЛ19) відрізняються високою жароміцністю, можуть довгостроково працювати при температурі 250 - 350 °С и короткочасно до 400 °С. При додаванні в сплави РЗМ поліпшуються їх ливарні властивості. Вони знижують схильність сплавів до утворення гарячих тріщин і пористості, збільшують міцність при звичайних і підвищених температурах. Ці сплави застосовуються після зміцнюючої термообробки. Їх жароміцні властивості обумовлені присутністю інтерметалідних фаз Mg₉Nd, Mg₉Се, що слабо коагулюють із підвищенням температури.

Застосування магнієвих сплавів

Завдяки високим значенням питомої міцності магнієві сплави знайшли широке застосування в авіа- і ракетобудуванні. Застосування їх для виготовлення коліс і вилок шасі, різних важелів, корпусів приладів, насосів, коробок передач, ліхтарів і дверей кабін, передніх кромки крила й інших деталей планера літака дозволяє істотно зменшити масу конструкцій літального апарата.

У ракетобудуванні з магнієвих сплавів виготовляють корпуса ракет, обтічники паливних і кисневих баків і ін.

У приладобудуванні їх використовують для корпусів і деталей приладів, кіно- і фотоапаратури.

Високоміцні ливарні сплави застосовують для виготовлення завантажених деталей літаків і двигунів (корпусів компресорів, картерів, ферм шасі, колонок керування й ін.).

МІДЬ ТА ЇЇ СПЛАВИ

Мідь - метал червоного кольору, температура плавлення 1083° С, густина 8,94 г/см². Кристалічна решітка ГЦК з періодом $a = 3,6074 \text{ \AA}$. Удільний електричний опір 0,0175. В залежності від частоти мідь виготовляється з наступних матеріалів : МОО (99,99 % Cu), МО (99,97 % Cu), М1 (99,9 % Cu), М2 (99,7 % Cu). М3 (99,50 % Cu). Механічні властивості міді в плавленому виді : $\delta_B = 100 \text{ МПа}$, $\delta = 25 \%$, а горячдеформованому вигляді $\delta_B = 240 \text{ МПа}$, $\delta = 45 \%$. Після охолодження деформації максимальна міцність $\delta_B = 450 \text{ МПа}$, а $\delta_B = 3 \%$. Мідь має найбільшу електропровідність (крім срібла) і теплопровідність, високу пластичність і корозійну стійкість. Вона характеризується доброю технологічністю і легко перетворюється в тонкі листи з міді роблять тонкий провід, мідь легко полірується, добре паяється і зварюється. Присутність легуючих елементів в міді чинять великий вплив на її характеристики. Ці легуючі елементи поділяються на три групи:

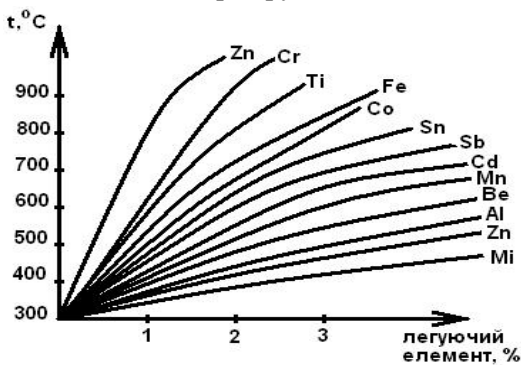


Рис.21.1. Дифузія легуючих елементів в міді

міді і твердість міді, але знижує пластичність.

Для деталей машин використовують сплави міді з цинком, оловом, алюмінієм, кремнієм та інші, (а не чисту мідь) з їх великої міцності; 30-40 кгс/мм² у сплавів і 25-29 кгс/мм² у технічній чистій міді. Мідні сплави (крім берилієвої бронзи і деяких алюмінієвих бронзи) не приймають термічної обробки, і їх металічні властивості і зносостійкість визначається хімічним складом і його дією на структуру. Модуль пружності мідних сплавів (900-12000 кгс/мм² нижче, ніж у сталі). Основна перевага мідних сплавів - низький коефіцієнт тертя (що робить особливо раціональним їх взаємодію в парах), зв'язаний для багатьох сплавів з високою пластичністю та гарною стійкістю проти корозії у ряді агресивних середовищ і гарною електропровідністю.

1. Розчинні в міді елементи Al, Fe, Ni, Sn, Zn, Ag підвищують міцність і твердість міді і використовуються для легування сплавів на мідній основі.

2. Нерозчинні елементи Pb і Bi утворюють легкоплавкі евтектики і в одноразових сплавах зменшують їх механічні властивості.

3. Нерозчинні сплави O, S, Se, Ti присутні в міді у вигляді нерозчинних фаз (наприклад Cu₂O, Cu₂S). Закиси міді викликають "водневу хворобу".

Механічні характеристики міді в більшій мірі залежать від її стану і в меншій мірі від сплавів. Холодна пластична деформація підвищує міцність

Величина коефіцієнта тертя практично однакова у всіх мідних сплавів, тоді як механічні властивості і зносостійкість, а також поведіння в умовах корозії залежать від складу сплавів, а послідовно, від структури. Стійкість вище у двофазних сплавів, а пластичність у однофазних.

Марки мідних сплавів визначаються наступним чином.

Перші літери в марці визначають: Л. - латунь і Бр. - бронза

Літери, наступні за літерою Л. в латуні або Бр. в бронзі, визначають

А - алюміній, Б - берилій, З - залізо, К - кремній, Мц - марганець, Н - нікель, О - олово, С - свинець, Ц - цинк, Ф - фосфор.

Цифри, розміщені після літер, вказують середній відсоток складання елементів. Порядок розташування цифр, прийнятий для латуні, відрізняється від порядку, прийнятого для бронзи. У марках латуні перші дві цифри (після літери) вказують вміст головного компонента - міді.

Інші цифри, відокремлюючи один від одного, визначаючи один від одного через прочерк, вказують середній вміст легувальних елементів. Ці цифри розташовані в тому ж порядку, що й літери, вказуючи на присутність в сплаві того чи іншого елементу. Таким чином складальні цинку в назві марки латуні не вказується і визначається по різниці. Наприклад, Л86 вказує латунь з 68% Cu (в середньому) і не маючи інших легуючих елементів, крім цинку; його склад складає (по різниці) 32%. ЛАЖ 60-1-1 визначає латунь з 60% Cu, леговану алюмінієм (А) в кількості 1%, з залізом (З) в кількості 3% і марганцем (Мц) в кількості 1%. Склад цинку (в середньому) визначається з 100% суми відсотків складання міді, алюмінію, заліза і марганцю.

В марках бронзи (як і в сталі) складання головного компоненту - міді - не вказується, а визначається по різниці. Цифри після літер, визначаючи один від одного через тире, вказують середній склад легуючих елементів; цифри розташовані в тому ж порядку, що й літери, вказуючи на легування бронзи тим чи іншим компонентом. Наприклад, Бр. ОЦ10-2 вказує на бронзу з складом олова (О) ~4% і цинку (Ц) ~3%. Склад міді визначається по різниці (із 100%). Бр. КМцЗ-1 вказує на бронзу з 10% Al, 4% Fe і 4% Ni (і 82% Cu). Бр. КМцЗ-1 вказує на бронзу з 3% Si і 1% Mn (і 96% Cu).

Олов'яні бронзи

Однофазні і двофазні бронзи переважають латунь в стійкості і захисту від корозії (особливо в морській воді).

Олов'яні бронзи.

Таблиця 21.1

Марка	Хімічний склад					Призначення
	Оброблені тиском (однофазні) по ГОСТ 5017-49					
Бр. ОФ6,5-015	6-7	0,1-0,25				Лінти, сітки в апаратобудуванні, паперової пром... Мембрани, пружини, деталі застосовуючи на будівництві.
Бр. ОЦ 4-3	3,5		2,7-3,3			
	Ливарні (двофазні) по ТУ					
Бр. ОЦ10-2	9-11		2-4			Шестерні, втулки, підшипники.
Бр. ОФ10-1	9-11	0,8-0,12				Те саме, тільки пластичність вище
Бр. ОНС11-4-3				4	3	Те саме, тільки при нагріванні. Втулки клапанів.

Однофазові бронзи в катаному вигляді, особливо після значної холодної пластичної деформації, мають підвищену стійкість і пружні властивості ($\delta \geq 40$ КГС/ММ²).

Для двофазової бронзи характерна більш висока зносостійкість.

Важлива перевага двофазних олов'янистих бронз - високі литійні властивості; вони отримують при сплавленні найбільш низький коефіцієнт усадки в порівнянні з іншими металами, в тому числі чугунками. Олов'яні бронзи застосовують для литих деталей складної форми. Але для арматури котлів і подібних деталей вони використовуються лише в разі невеликого тиску пари.

Нехватка відливок з олов'яних бронз - їх значна мікро пористість. Тому для роботи при підвищених тисках пари вони все більше замінюються алюмінієвими бронзами.

Із-за високої ціни олова частіше використовують бронзи, в яких частина олова замінена цинком (або свинцем).

Алюмінієві бронзи

Ці бронзи (однофазні і двофазні) все більш широко замінюють латунь і олов'яні бронзи. Однофазні бронзи в групі мідних сплавів мають найбільшу пластичність (δ до 60%) їх використовують для листів (в тому числі невеликої товщини) і

Алюмінієві бронзи (по ГОСТ 18175-72)

Таблиця 21.2

Марка	Хімічний склад			Призначення
	Al	Fe	Ni	
	Високої пластичності (однофазові)			
Бр. А5	4-6			Ленти, полоси, для пружин.
	Високої міцності (однофазові)			
Бр. АЖ9-4	8-10	2-4		Шестерні, втулки, арматура, в т. ч. для морської води.
Бр. АЖН10-4-4	9,5-11	3,5-5,5	3,5-5,5	Те саме, тільки при більшому тиску.

штамповки зі значною деформацією. Після сильної холодної пластичної деформації відбувається підвищення прочності і пружності.

Двофазні бронзи підлягають гарячій деформації або використовують у вигляді

відливок. У алюмінієвих бронз литійні властивості (жидкотекучість) нижче, ніж у олов'яних; коефіцієнт усадки більший, але вони не утворюють пористості, що забезпечує отримання більш щільних відливок.

Ливарні властивості покращують введенням в вказані бронзи невеликої кількості фосфору.

Бронзи у

відливках використовують для котлів з арматури простої форми, але працюючої при підвищених напругах.

Крім того, алюмінієві двофазні бронзи, мають більш високі стійкі властивості, ніж латуні і олов'яні бронзи. У складних алюмінієвих бронз, які складаються з нікелю і заліза, стійкість складає 55-60 кгс/мм².

Всі алюмінієві бронзи, як і олов'яні, добре стійкі проти корозії в морській воді і в сирій тропічній атмосфері. Алюмінієві бронзи використовують в суднобудівництві, авіації і т.д. У вигляді ленти, листів, проводу їх застосовують для пружних елементів, в тому числі для електропровідних пружин.

Кремністі бронзи

Застосування кремністих бронз обмежене. Використовуються однофазові бронзи як більш пластичні. Вони переважають **Кремністі бронзи (по ГОСТ 18175-72)**

Таблиця 21.3

Марка	Хімічний склад			Призначення
	Si	Mn	Ni	
Таблиця 22.3. продовження				
Бр. КМц3-1	2,75-3,5	1-1,5		Пружини, труби, втулки в судобудівництві, авіації, хімічній промисловості .
Бр. КН1-3	0,6-1,1	0,1-0,4	2,4-3,4	Втулки, клапани, болти, деталі для роботи в морських стічних водах.

алюмінієві бронзи і латуні в стійкості і твердості в щелочних (в тому числі стічних) середовищах. Ці бронзи застосовують для арматур і труб, які працюють у вказаних середовищах. Кремневі бронзи, допоміжно легувальні марганцем, в результаті сильної холодної деформації стають більш стійкішими і пружними і у вигляді лінти або дроту використовуються для різних пружних елементів.

Берилієві бронзи

Бериллові бронзи складають дуже високу стійкість (а до 120 кгс/мм²) і корозійну стійкість з підвищеною електропровідністю. Але ці бронзи із-за високої ціни берилію використовують лише для особо відповідальних в приладів невеликого розміру у вигляді ленти, дроту для пружин, мембран, сильнофонів і контактів в електричних машинах, апаратів і приладів. Вказані властивості бериллової бронзи після закалювання і старіння, так як розчинність берилію в міді знижується з зниженням температури. Виділення при старінні частин хімічних зв'язку CuBe підвищує стійкість і зменшує концентрацію берилію в розчині міді.

Бериллові бронзи (по ГОСТ 18175-72)

Таблиця 21.4

Марка	Хімічний склад				Призначення
	Be	Ni	Ti	Mg	
Бр. Б2	1,8-2,1	0,2-0,5			Високо міцні і електропровідні пружини, мембрани, сильфони.
Бр. БНТ1,7	1,6-1,85	0,2-0,4	0,1-0,25		
Бр. БНТ1,9	1,85-2,1	0,2-0,4	0,1-0,25		
Бр. БНТ1,9Mg	1,85-2,1	0,2-0,4	0,1-0,25	0,07-0,13	

Латунь – це сплав міді, головним легуєчим елементом якого є цинк. Подвійні мідно-цинкові сплави називаються простими латунями, а багатокомпонентні – спеціальними.

Структура і властивості латуні залежить в першу чергу, від вмісту цинку. Мідь з цинком створюють твердий розчин з граничною концентрацією цинка 39%. Такі розчини на основі решітки міді – ГЦК – називаються α -латунями.

При вмісті 40-46% Zn сплави двофазні – $\alpha + \beta$ – латуні. При великому вмісту цинку електронна сполука CuZn з ОЦК решіткою. Латуні із вмістом цинку 46 – 50% називаються β – латуні. Провідні латуні за структурою поділяються на дві групи: 1.однофазні із структурою 2 – твердого розчину; 3.двофазні із структурою ($\alpha + \beta$) – фаз. Хімічний склад і властивості латуней наведені в табл.20.5.

У зв'язку з високою пластичністю однофазні латуні добре піддаються холодні пластичні деформації, яка значно підвищує їх міцність і твердість. Рекристалізаційний відпал проводиться при 600-700°C.

Підвищення вмісту цинку здешевлює латунь (цинк приблизно в 4 рази дешевше міді), покращує їх оброблення різанням. Разом з тим зменшується теплопровідність і електричну провідність, яка складає 20-50% від характеристики міді.

Що стосується β – латуней, то вони як конструкційні матеріали не використовують тільки α – і $\alpha+\beta$ – латуні.

Багаті міддю латуні (до 12% Zn) називають **томпаками**. Вони більш м'які, мають підвищену електро – та теплопровідність в порівняно з іншими латунями.

Найбільш поширеними α – латунями з 32 – 38% Zn є Л 68 і Л 62. В порівнянні з $\alpha+\beta$ – латунями вони краще обробляються в холодному стані тиском ніж $\alpha+\beta$ – латуні і більш в'язкі; $\alpha+\beta$ – латуні більш міцні і менш в'язкі, добре обробляється різанням і гірше тиском. Із латуні Л62 виготовляють плати приладів, гайки, гвинти, деталі штепсельних роз'ємів, вимикачів.

Для струмопровідних деталей частіше використовують латунь Лм 62-2, в яку добавляють 2% марганцю, що підвищує лугостійкість. Із $\alpha+\beta$ латуней частіше всього використовують ЛС59-1, ЛЖМц 59-1-1. Добавка в латунь 1% свинцю покращує обробку різанням і підвищує антифрикційні властивості, тому ЛС 59-1 нерідко називають автоматною або часовою латунню.

Властивості промислових латуней, які оброблені тиском

Таблиця 21.5

Латунь	Масова частка, %		σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ
	Cu	Інших елементів				
Л90	88-91	-	260	120	45	530
	67-70	-	320	91	55	550
Л68	67-70	-	320	91	55	550
Л63	62-65	-	330	110	50	560
Л60	59-62	-	380	160	25	770
ЛА77-2	76-79	1,75-2,5Al	400	140	55	600
ЛАН 59-3-2	57-60	2,5-3,5 Al	-	-	-	-
		2-3 Ni	380	300	50	750
ЛН65-5	64-67	5-6,5 Ni	400	170	65	600
ЛЖМу59-1-1	57-60	0,1-0,4 Al	-	-	-	-
		0,6-1,2Fe	450	170	50	880
		0,5-0,8 Mn	-	-	-	-
Лм 58-2	57-60	0,3-0,7 Sn	-	-	-	-
		1-2 Mn	400	160	40	850
ЛО 70-1	69-71	1-1,5 Sn	350	100	60	600
ЛС 59-1	57-60	0,8-1,9 lb	400	140	45	900
ЛК80	79-81	2,5-4 Si	300	200	58	1000
Латунь	Масова частка, %		σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$	НВ
Cu	Інших елементів					
Л90	88-91	-	260	120	45	530
	67-70	-	320	91	55	550
Л68	67-70	-	320	91	55	550
Л63	62-65	-	330	110	50	560
Л60	59-62	-	380	160	25	770
ЛА77-2	76-79	1,75-2,5Al	400	140	55	600

ЛАН 59-3-2	57-60	2,5-3,5 Al	-	-	-	-
		2-3 Ni	380	300	50	750
ЛН65-5	64-67	5-6,5 Ni	400	170	65	600
ЛЖМу59-1-1	57-60	0,1-0,4 Al	-	-	-	-
		0,6-1,2Fe	450	170	50	880
		0,5-0,8 Mn	-	-	-	-
		0,3-0,7 Sn	-	-	-	-
Лм 58-2	57-60	1-2 Mn	400	160	40	850
ЛО 70-1	69-71	1-1,5 Sn	350	100	60	600
ЛС 59-1	57-60	0,8-1,9 lb	400	140	45	900
ЛК80	79-81	2,5-4 Si	300	200	58	1000

Латунь

Таблиця 21.6

Марка	Хімічний склад					Призначення
	Cu	Al	Pb	Sn	інші	
Прості латуні						
	Пластичні (однофазові), деформовані в холодному та гарячому стані					
Л96 (томак)	95,0-97,0					Трубки для радіаторів, листи, ленти.
Л80 (полутомак)	79,0-81,0					Трубки, ленти, дроти.
Л68	67,0-70,0					Листи, ленти для глибокої витяжки.
ЛС59-1	57,0-60,0		0,8-1,9			Листи, трубки, злитки; добра обробка різанням.
Складні латуні						
	Оброблені під великим тиском (однофазні)					
ЛА77-2	76,0-79,0	1,7-2,5		---		Труби в морському і загальному машинобудівництві.
ЛО70-1	69,9-71,0			1-1,5		Труби підігрівачів.
	Злиті (двофазні) по ГОСТ 17711-72					
ЛА67-2,5	66-68	2-3	≤ 1,0			Відливки в морському і загальному машинобудівництві.
Складні латуні підвищеної міцності і стійкості проти корозії						

ЛАН59-3-2	57,0-60,0	2,5-3,5		---	2,3 Ni	Труби, важко навантажені деталі в моторо- і суднобудівництві
ЛАЖ60-1-1	58,0-61,0	0,75-1,5	≤ 0,4	---	0,8-1,5 Fe	
Таблиця 21.6. Продовження						
	Лінійні (двофазові) по ГОСТ 17711-72					
ЛМцЖ55-3-1	53-58		≤ 0,5	1,3-4,5	0,5-1,5 Fe 4-3 Mn	Масивне лиття в машинобудівництві.
ЛмцОС58-2-2-2	57-60		0,5-2,5	1,5-2,5	1,5-2,5 Mn	Шестерні, зубчаті колеса.

Латуни Лм 58-2 і ЛЖМц 59-1-1 у зв'язку з підвищеною стійкістю до електричних розрядів використовуються для виготовлення різноманітних деталей електрообладнання: штепсельних роз'ємів, пружних контактів та ін.

Кременисті латуні характеризуються високою міцністю, пластичністю, в'язкістю не тільки при 20-25°C, але і при низьких температурах (до -183°C). Представником цієї групи латуней є ЛК80-3. Зазначимо, що кремній покращує рідкотекучість, зварюваність, здатність до холодної та гарячої пластичної деформації латуней приладів, арматури, тощо.

Алюміній підвищує міцність і твердість латуней. В практиці широке використання знаходять високоміцність латуні з добавкою алюмінію до 4% (ЛА77-2), які мають однофазну структуру, добре обробляються тиском. Алюмінієві латуні додатково легують нікелем, марганцем, залізом, кремнієм, що дозволяє їх термообробку гартуванням та старінням. Межа міцності таких латуней досягає 1000МПа.

Тема 2.2.5. Сплави на основі нікелю і кобальту.

Сплави на основі нікелю. Гранульовані і порошкові сплави. Термічна обробка. Сплави на основі кобальту. Використання нікелевих і кобальтових сплавів

РОЗДІЛ 20. НІКЕЛЬ І ЙОГО СПЛАВИ

Нікель [від назви мінералу Kupfernickel (ньому. Kupfer - мідь і Nickel -злий дух, що заважав одержанню міді) - хімічний елемент символ Ni (Nscolum) - сріблито-білий метал, тугоплавкий, питома вага якого 8907 кг/м при чистоті 99,99 %]. Наявність таких домішок як кремній, вуглець, кисень приводить до зменшення питомої ваги до 8700 кг/м. Температура плавлення 1453°C. Він феромагнітний.

Нікель хімічно не активний. Він окислюється менше, ніж залізо. При кімнатній температурі нікель покривається тонкою захисною оксидною плівкою й не піддається дії води і водяних розчинів деяких солей. Нікель характеризується високою корозійною стійкістю в лужному середовищі. Сірчана й соляна кислоти повільно розчиняють нікель. В азотній кислоті він нестійкий.

Нікель має високу стійкість проти окислювання при нагріванні до 800°C, при більше високих температурах- помітно окислюється. На інтенсивність окислювання нікелю при нагріванні впливають домішки. Характерно, що такі домішки як марганець і сірка погіршують стійкість нікелю проти окислювання внаслідок, утворення низкоплавких евтектик, що викликають швидке руйнування матеріалу в умовах експлуатації, а інші, такі як кремній і алюміній підвищують корозійну стійкість.

Чистий нікель має не дуже високі механічні властивості. Його межа міцності не перевищує 450МПа. Холодне пластичне деформування призводять до зміцнення нікелю, однак, при нагріванні > 500 °C деформований метал розміцнюється.

Нікель - феромагнітний метал з температурою Кюрі 360 °С. При цій температурі змінюється структура металу й, відповідно, його властивості. До температури 200°С модуль пружності падає, потім з підвищенням температури зростає, внаслідок незаповненої внутрішньої 3d - оболонки.

Вплив легуючих елементів на властивості нікелю.

Чистий нікель не задовольняє умовам роботи при високих температурах при наявності значних напруг, тому застосовують сплави на основі нікелю.

Як легуючі елементи в нікелевих сплавах застосовуються хром, алюміній, кремній (для підвищення корозійної стійкості й жаростійкості), а для збільшення жароміцності - хром, молібден, вольфрам, тантал, ніобій, алюміній, титан і інші елементи.

Підвищення корозійної стійкості нікелевих сплавів забезпечується за рахунок утворення - щільних і стійких оксидних плівок, що є захисним шаром, особливо при високих температурах. Найбільш активним є хром, добавка якого в кількості 13-20% достатня для додання сплавам на нікелевій основі жаростійкості при експлуатації деталей при температурі до 110°С.

Легування нікелевих сплавів хромом сприяють підвищенню не тільки жаростійкості, але й жароміцності, особливо в присутності в сплаві титана й алюмінію. Хром добре розчиняється в нікелі, підсилюючи енергію в кристалічних ґратах. Легування нікелевих сплавів хромом, титаном і алюмінієм різко підвищує їх жароміцність у результаті дисперсного твердіння сплаву й зміцнення його за рахунок дрібнодисперсних включень інтерметалічних з'єднань нікелю з титаном і алюмінієм. Ці елементи (Cr, Ti і Al) є основними компонентами жароміцних нікелевих сплавів.

Легування молібденом і вольфрамом сплаву Cr-Ti-Al - сплаву сприяють подальшому збільшенню тривалої міцності внаслідок гальмування дифузійних процесів, пов'язаних з коагуляцією часток фаз, що виділилися, - і рекристалізацією твердого розчину.

Більшість нікелевих сплавів містить 10...20% Cr до 8% титана з алюмінієм, молібден, вольфрам, тантал, кобальт, ніобій, невелика кількість бору, цирконію й вуглецю.

По впливі на структуру всі елементи можна умовно підрозділити на три групи: ті, що впливають на твердий розчин, що діють на утворення зміцнюючої фази (β' - фаза) і на границі зерен.

До першої групи належать такі елементи як кобальт, -залізо, вольфрам, молібден, алюміній, титан, ніобій і тантал належать до елементів, що впливають на кількість і властивості γ' - фази. Магній, бор, цирконій, вуглець утворюють третій клас елементів, що розташовуються в основному по границях зерен.

Основними структурними складовими нікелевих сплавів, таким чином, є:-

- матриця (γ - фаза) - твердий розчин кобальту, хрому, вольфраму й молібдену в нікелі;
- зміцнююча γ' - фаза, що є хімічною сполукою типу Ni_3Al із широкою зміною складу залежно від змісту легуючих елементів;
- карбіди, що утворюються при наявності вуглецю (0, 05-0,2%) у вигляді первинних карбідів MeC , які при термообробці й у процесі експлуатації можуть переходити в карбіди зі знизеним вмістом вуглецю ($Me_{23}C_6$; Me_6C), що виділяється по границях зерен;
- бор зазвичай присутній в жароміцних нікелевих сплавах в кількості от 0,005 до 0,055% і розташовуючись на границях зерен зменшує небезпеку інтеркристалічного руйнування.

Термічна обробка нікелевих сплавів.

Основними видами термообробки нікелевих сплавів є гартування й старіння. Гартування проводиться при нагріванні до високих температур (1000 - 1300°С), а старіння -при 650 - 900°С. Для деяких сплавів виконують подвійне гартування або подвійне старіння, що зменшує проковзування по границях зерен (при подвійному гартуванні) або зменшує чутливість до концентраторів напруг (при проведенні подвійного старіння).

За час охолодження усередині твердого розчину відбувається перерозподіл атомів алюмінію й титану, утворюються малі обсяги, збагачені цими елементами. При старінні в цих обсягах виникають частки γ'' - фази, когерентні з матричним твердим розчином. Періоди ґрат в і γ' - фаз відрізняються незначно, усього на - 0,01%, тому отримана метастабільна структура зберігається при високих температурах протягом 20000 - 30000 ч.

Частки γ' - фази мають розміри 20-40 нм, а її вміст, залежно від легування, доходить до 20-50%. Перехід метастабільної γ' -фази в стабільну фазу Ni_3TiO_3 означає втрату когерентності, укрупнення часток другої фази й значну втрату жароміцності.

Властивості й застосування нікелевих жароміцних сплавів.

Жароміцність нікелевих сплавів залежить від кількості й складу зміцнюючої γ' - фази, її дисперсності, морфології й характеру сполучення фазової границі матриця – зміцнюючи фаза, легуваності твердого розчину. Працездатність таких сплавів значною мірою визначається термодинамічною стабільністю γ' - фази, температурою кінця її розчинення. Жароміцні нікелеві сплави підрозділяються на дві групи: деформуємі; ливарні.

Деформуємі сплави

До цієї групи нікелевих сплавів належать ХН77Т, ХН77ТЮ, ХН77ТЮР, ХН70ВМТЮ, ХН55ВМТКЮ, ХН65ВМТЮ, ХН70ВМТЮБ, ХН55ВМТФКЮ, ХН55ВМТЮКФР і ін. Сплави ХН77Т, ХН77ТЮ й ХН77ТЮР після гартування мають структуру, що складається з пересиченого твердого γ - розчину з г.ц.к. - гратами й тому мають невелику міцність і високу пластичність, що допускає штампування, гнбку й профілювання. Після гартування й старіння при 700 С сплави одержують високу жароміцність.

Жароміцність сплавів на основі нікелю забезпечується наявністю γ' - фази в кількості 7 - 8%. У сплав ХН77ТЮ додають бор, що сприяє збільшенню тривалої міцності - при 700 і 800°С на 25%.

Більш високу жароміцність має сплав ХН70ВМТЮ в порівнянні зі сплавом ХН77ТЮР, внаслідок легування його вольфрамом і молібденом, що сприяє збільшенню зміцнюючих часток до 20% у якості яких виступають карбідні й боридні фази. Більше вдосконаленим сплавом є ХН70ВМТЮБ, легований додатково ніобієм. Ці сплави здатні працювати при температурах 850-880°С у тривалості до 20000 ч.

Для роботи при температурах 900 - 950°С використовують сплави ХН55ВМТФКЮ й ХН55ВМТЮКФР, що мають добре сполучення міцності й пластичності в результаті більше високого вмісту в них елементів – зміцнювачів (алюмінію й титана) і присадки кобальту. Крім γ'' - фази, кількість якої досягає до 45%, у сплаві ХН55ВМТКЖФР перебувають карбіди й бориди.

Ливарні сплави

У порівнянні з деформуєміми ці сплави не піддаються обробці деформуванням і мають більше можливостей для легування, що сприяє збільшенню їх жароміцності й зменшенню пластичності. Жароміцність ливарних сплавів на 50-100°С вище в порівнянні з деформуєміми. Завдяки інтенсивному легуванню кількість зміцнень γ' - фази в цих сплавах може досягати 55%. Ливарні сплави додатково зміцнюються карбідними фазами, що утворюються через легування вуглецем і карбідоутворюючими елементами (хром, вольфрам, титан, ніобій, гафній). Бор і церій, збільшуючи міцність границь зерен також присутні в ливарних сплавах. Збільшення опору повзучості й руйнуванню обумовлено наявністю дендритної (первинної), структури, не зруйнованої деформуванням.

До ливарних нікелевих сплавів належать ЖС6ДО, ЖС6КП, ЖС6Ф, ЖС6 В-ВИ, ЖС 32-ВИ, МАР-М-002, ЖС 26-ВИ. У нікелевих жароміцних сплавах сумарна масова частка легуючих елементів досягає 39% (ЖС 32-ВИ, МАР-М-002). При цьому в сплавах дефіцитні й дорогі тантал і реній (ЖС32 - ВИ), тантал і гафній (МАР-М-002).

Мікроструктура ливарних нікелевих сплавів у більшості випадків складається із крупних зерен γ' - твердого розчину, інтерметалідних часток γ' - фази (NiAlTi), карбідної фази й евтектики γ - γ'' - МС. Хімічний склад деяких ливарних нікелевих сплавів представлена в табл. 20,1.

При експлуатації лопаток зі сплаву ЖС6У-ВИ структура безперервно змінюється: змінюються морфологія і розміри зміцнюючої γ' - фази, карбідної фази, утворюються і зростають обмежувач на межах зерен і навколо карбідів в об'ємі зерна. Деградація структури сплаву в процесі експлуатації негативно впливає на їх механічні і жароміцні властивості. Після термосилової дії тривалістю 500г. Властивості міцності сплаву знижуються на 20% а після експлуатації тривалістю 1600г. Час до руйнування при випробуваннях на тривалу міцність знижується в 2 рази. Суттєвий вклад в зниженні працездатності лопаток ГТД вносять зернограничні облямування шириною більш 2,5 мкм, в яких при експлуатації утворюються пори й кавітаційні тріщини. Деградовану структуру можна усунути термічною обробкою при температурі 1225°С. За складу й властивостям ливарні сплави

відрізняються один від одного. Так, наприклад, сплав ЖС6Ф має високу жароміцність і його працездатність зберігається до 1100°С.

Хімічний склад сплавів і технологія виготовлення з них лопаток турбіни високого-і середнього тиску газотурбінних двигунів з кожним десятиліттям помітно ускладнюється. Більше Хімічний склад ливарних нікелевих жароміцних сплавів

Таблиця 20.1.

Сплав	Особливості технології	Вміст елементів, %												
		C	Cr	Fe	W	Ti	Al	Mo	Ta	Nb	Mn	Si	Fe	Hf
ЖС6У-ВІ	Рівновзжана кристалізація	0,2	8,9	10	11	2,6	5,7	1,8		1	<0,9	<0,4	<1	
	З модифікуванням	0,2	9,4	10	10	2,5	5,9	1,5	-	1,1	<0,4	<0,4	<1	0,5
ЖС26-ВІ	Вихідна заготовка	0,14	5,2	9	12	1	9	1,1	-	1,5	<0,3	<0,3	0,4	-
	ВСК	0,13	5	9	11,5	0,9	5,8	1,1	-	1,4	<0,3	<0,3	0,4	-
MAR-M-002	Вихідна заготовка	0,14	9	9	9	1,2	5,3	<0,4	2,6	-	0,1	0,1	0,1	1,4
	ВСК	0,13	8,7	9	9	1,2	5,3	<0,4	2,6	-	0,1	0,1	0,1	1,4

Після вакуумно-індукційної плавки. Високошвидкісна спрямована кристалізація.

перспективними є монокристалічні лопатки отримані високошвидкісною спрямованою кристалізацією.

Монокристалічні нікелеві суперсплави.

Створення нових авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) потребує підвищення їх експлуатаційних характеристик, таких як тяга, ресурс, інших надійність роботи і економічні. Основними матеріалами елементів гарячого тракту двигунів були і використовуються тепер нікелеві жароміцні сплави. Самими термонапруженими деталями гарячого тракту ГТД є лопатки турбін, як повинні працювати десятки тисяч годин у широкому інтервалі температур і напружень. Монокристалічні нікелеві суперсплави, незважаючи на помітні успіхи в області зміцненої волокнами перспективної кераміки, залишаються практично безальтернативними матеріалами для лопаток ГТД п'ятого та шостого покоління. У першу чергу це відноситься до самих жароміцних із них - монокристалічним сплавам, легованих ренієм і танталом.

Сплави першого покоління: ЖСЗОМ; CMSX-2; CMSX-3; Rene N4 - всі без ренія.

Сплави другого покоління: ЖС36 (2,0% Re); CMSX-4 (3,0% Re); Rene N5 (3% Re).

Сплави третього покоління: ЖСБХ-Ю (6,0% Re); Rene N6 (5,4% Re).

Сплави четвертого покоління: ЖС50 (6,0% Re); ЖС55 (9,0% Re).

Легуючі елементи в жароміцних сплавах Cr, Co, Mo, W, Al, Ti, Ta, Nb, Hf.

Сплави з 9,0% Re перевершують за властивостями сплави третього покоління.

Жароміцні на основі інтерметаліду Ni₃Al

Нікелеві жароміцні сплави являються основним матеріалом для лопаток авіаційних і промислових турбін, одержуваних методами точного лиття по виплавленим моделях. Ливарні сплави на основі легованого інтерметаліду Ni₃Al не поступаються нікелевим жароміцним сплавам по технологічності й мають по порівнянню з ними ряд переваг, основні з яких є наступні:

1. При однаковому рівні жароміцності містять значно менше кількість тугоплавких дорогих легуючих елементів.

2. Мають меншу щільність і, як наслідок, більше високу питому міцність і жароміцність.

3. Структура й властивості сплавів на основі Ni₃Al термічно стабільні після тривалих нагрівань.

4. Сплави двухфазовими (γ' - фаза - основа; прошарки - γ - твердий розчин), не мають зміцнюючих фаз і тому не вимагають складної термічної обробки.

Ці особливості дозволяють прогнозувати значний економічний і технічний ефект при заміні нікелевих жароміцних сплавів на сплави на інтерметалідній основі.

Хімічний склад і щільність сплавів ВКНА-4 В-Моно, ЖС6У і

ЖС26ВНК, що мають близький рівень жароміцності в інтервалі температур 900-1100°З, наданий у табл 20.2

**Хімічний склад деяких монокристалічних нікелевих сплавів
Таблиця. 20.2.**

Сплав	Вміст елементів, %											T, МПа
	Cr	Co	Mo	Re	W	Al	Ti	Ta	Nb	Hf	ІН.	
ЖСЗОМ CMSX-2 CMSX-3 Rene N4	I покоління											
	7	7,5	0,6	-	12	5,0	1,8	-	1,0	-	<0,01 С	220
	8	4,6	0,6	-	8	5,6	1,0	6	-	-	-	220
	8	4, 6-6	0,6	-	8	6,6	1,0	6	-	0,1	-	220
	9	8,0	2,0	-	6	3,7	4,2	4	0,5	-	-	-
	II покоління											
ЖС36 CMSX-4 Rene N5	4,0	9,0	1,0	2,0	12	6,0	1,0	6,5	1,0	0,1	-	250
	6,5	9,0	0,6	3,0	6	5,6	1,0	7,0		0,2		260
	7,0	8,0	2,0	3,0	5	6,2						250 •
	III покоління											
CMSX-10 Rene N5	2,0	3,0	0,4	6,0	5	5,70	0,2	8,0	0,1	0,03	-	310
	4,2	12,5	1,4	5,4	6	5,75	0,2	7,2	-	0,15	0,05С	290

Вміст тугоплавких елементів у жароміцних сплавах і їх густина Таблиця.209.3

Сплав	Вміст тугоплавких елементів, %					ρ, кг/м ²
	W	Mo	Nb	V	Q>	
ЖС6В	10,0	1,8	1,0	-	10,0	8400
ЖС26ВНК	11,7	1,0	1,6	1,0	9,0	8500
ВКНА - 4В -моно	2,5	5,0	-	-	4,0	7910

Видно, що сплав ВКНА - 4 В-У- моно в порівнянні зі сплавами ЖС6У і ЖС26ВНК має меншу кількість вольфраму, кобальту й не містить ніобію, ванадію. У перерахуванні на 1 т сплаву ВКНА - 4 В-У- моно економія вольфраму й кобальту становить відповідно 75 - 92 і 60 - 50 кг при одночасному збільшенні маси молібдену на 32 - 40 кг. Сплав ВКНА - 4 В-У- моно має високий модуль пружності, високий опір механічної й термічної втоми, зберігає запас міцності й пластичності до 1250°С, а середнє число теплзмін до появи першої тріщини становить 1600 циклів. Застосування інтерметалідного сплаву ВКНА - 4 В-У- моно для литих лопаток турбін замість жароміцних сплавів - аналогів забезпечить підвищення ресурсу лопаток і дасть значний техніко - економічний ефект за рахунок зниження вартості сплаву (ощадливе легування) і трудомісткості виготовлення лопаток, а також дозволить заощаджувати значну кількість вольфраму й кобальту.

Застосування нікелевих сплавів.

Сопла. Для виготовлення соплових апаратів перших щаблів застосовуються сплави на нікелевій (АНВ 300, ЖСЗ, ЖС6ДО) і кобальтового (ЛК4) основі. Соплові апарати наступних низькотемпературних щаблів можуть виконуються із хромонікелевої сталі 20Х23Н18 (ЭИ 417).

Турбіна Для виготовлення робочих лопаток турбін авіадвигунів у цей час в основному застосовуються сплави на основі нікелю, що мають необхідну жароміцність, жаростійкість, тривалу міцність, достатньою пластичність й малий коефіцієнт лінійного розширення. До них належать ХН77ТЮР (ЭИ 437Б), ХН70МВТЮБ (ЭИ 598), ХН70ВМТЮ (ЭИ 617), ХН62МВКЮ

(ЭИ 867), ЖС6ДО, ЖС6В, ЖС6КП, ХН55ВМТКЮ (ЭИ 929) і ін. Для підвищення жаростійкості лопатки піддають алітируванню, алюмоборосиліцируванню й ін.

Диски. Вимоги до матеріалів дисків по жароміцності трохи менш тверді, ніж до матеріалів лопаток турбін. У зв'язку із цим крім сплавів на нікелевій основі - ХН77ТЮР, ХН73МВТЮБ і ін. - можуть використовуватися хромонікельмарганцевиста сталь 37Х12Н8Т8МФБ (ЭИ481) (температура менш 650°C) або сталь 20Х23Н18 (ЭИ417) (при температурі, що не перевищує 550°C), а в подимних двигунах навіть титанові сплави.

Тема 2.2.6. Неметалеві матеріали.

Полімерні матеріали: термопластичні і термореактивні. Клеї і герметики. Пластмаси. Типи пластмас, склад та застосування

Тема 2.2.7. Композиційні матеріали.

Склад та класифікація за типом матриці та наповнювача. Композиційні матеріали на основі металевої матриці; властивості та застосування.

Тема 2.2.8. Композиційні матеріали.

Композиційні матеріали на основі полімерної, вуглецевої, керамічної матриці; основні властивості та застосування. Фрикційні і антифрикційні матеріали.

РОЗДІЛ 23. КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ

У цей час прогрес в авіабудуванні в основному зв'язується з розробкою й широким застосуванням композиційних матеріалів (композитів).

Композиційні матеріали (КМ) мають комплекс властивостей і особливостей, що відрізняються від традиційних конструкційних матеріалів (металевих сплавів) і в совокуп ности відкривають широкі можливості як для вдосконалення існуючих конструкцій найрізноманітнішого призначення, так і для розробки нових конструкцій і технологічних процесів.

У всіх випадках КМ - це система різних матеріалів, кожний зі складових якої має свої конкретні призначення стосовно до розглянутого готового виробу. Ні гума, наприклад, ні корд авіаційних шин не можуть виконувати свої функції незалежно; вони використовуються спільно й повинні розглядатися як єдина система. Спільна робота різнорідних матеріалів дає ефект, рівносильний створенню нового матеріалу, властивості якого й кількісно, і якісно відрізняються від властивостей матеріалів, його складових.

Композиційні матеріали являють собою гетерофазные системи, отримані із двох або більше компонентів, зі збереженням індивідуальності окремого компонента.

Для конструкційних КМ характерні наступні ознаки:

склад і форма компонентів матеріалу визначені заздалегідь;

компоненти присутні в кількостях, що забезпечують задані властивості матеріалу; матеріал є однорідним у макромасштабі й неоднорідним у мікромасштабі (компоненти розрізняються по властивостях, між ними існує явна границя роздязнула).

Властивості КМ залежать від складу компонентів, їхнього сполучення, якісного співвідношення й міцності зв'язку між ними.

Класифікація композиційних матеріалів

По виду структурних елементів КМ діляться на волокнисті, що складаються з волокон у матриці; шаруваті - із шарів матеріалів; дисперсно-дисперсно-зміцнені - з матриці, наповненої частками; псевдосплави - порошкові, що представляють собою матрицю або каркас, наповнені більше легкоплавким матеріалом; евтектические, одержувані шляхом спрямованої кристалізації евтектических сплавів. Найбільш широке застосування знайшли три типи КМ: КМ, армовані частками; КМ, армовані волокнами; шаруваті КМ.

Схема утворення структур таких матеріалів показана на рис.23.1. По типі матриці КМ можна розділити на три групи: металеві, полімерні й керамічні. Серед цих типів лише КМ із полімерною матрицею мають загальноприйняті назви, що поєднують тип армирующих волокон з типом матриці: вуглепластики, склопластики, боропластики, металопластики. Композиційні матеріали з

металевою й керамічною матрицями позначаються подвійною назвою, що сполучить назву матриці й волокон, наприклад: Cu-W, WC-co, Al_2O_3 .Alі т.д.

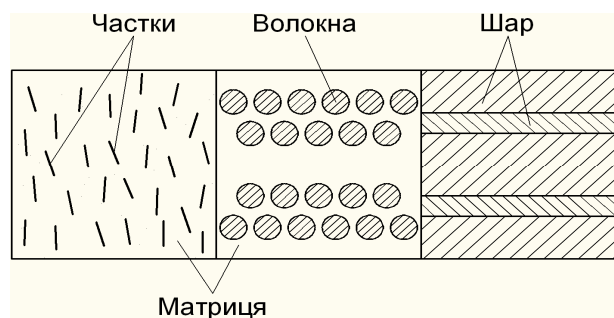


Рис 23.1. Схема структур КМ

По призначенню КМ класифікуються на конструкційні, корозійностійкі, триботехнічні (антифрикційні, фрикційні), абляційні, п'єзоелектричні, теплозахисні й т.д.. У літературі досить часто зустрічається класифікація КМ по галузях застосування: для аерокосмічної промисловості, суднобудування, автомобілебудування, електроніки, стоматології, ортопедії й ін. По типі орієнтації армируючих елементів КМ можна розділити на хаотично-армовані (з дисперсними включеннями, дискретними волокнами) і упорядочено-армировані.

Характеристика наповнювачів композиційних матеріалів

Як наповнювач як армиуючого компонента найчастіше застосовуються тонкодисперсні порошкоподібні частки або волокнисті матеріали різної природи. У цьому зв'язку КМ розділяються на дві основні групи: дисперсно-дисперсно-зміцнені й волокнисті.

Дисперсно-дисперсно-зміцнені композити являють собою матеріал, у матриці якого рівномірно розподілені мелкодисперсні частки другої речовини. У таких матеріалах при навантаженні все навантаження сприймає матриця, у якій за допомогою; безлічі практично, що не розчиняються в ній часток, другий створюється структура, що ефективно пручається пластичній деформації, швидкість протікання якої визначається рухом дислокацій.

Дисперсні частки другої фази, наприклад, хімічні сполуки типу карбідів, нітридів, оксидів, боридів, що характеризуються високою міцністю й температурою плавлення, створюють у КМ найбільш сильне гальмування пересуванню дислокацій.

Ідея створення волокнисто-волокнисто-армованих структур складається не в тому, щоб виключити пластичне деформування матричного матеріалу, а в тому, щоб при його деформації забезпечувалося навантаження воколон і використовувалася їхня висока міцність. У волокнистих матеріалах у якості упрочнителів застосовують волокна бору, скляного, вуглецевого, органічні, волокна на основі нитковидних кристалів (оксидів, карбідів, боридів, нітридів і ін.), а також металеві (дроту).

Волокнисті армиуючі елементи - це, як правило, безперервні волокна, представлені у вигляді кручених і некручених ниток, джгутів, стрічок, тканин різного переплетення, а також короткі волокна у вигляді порошоків, штапельних тканин, матів і т.д.

Особливість волокнистої композиційної структури полягає в рівномірному розподілі високоміцних, високомо-дулових волокон у пластичній матриці. Об'ємний зміст упрочнителя в орієнтованих матеріалах - 20-30%. Чим вище міцність і модуль пружності волокон, тим вище міцність і твердість КМ.

Матричний матеріал визначає міцність композиції при зрушенні й стиску й опір усталостному руйнуванню.

Підвищення адгезії матриці до волокон досягається поверхневою обробкою останніх. Із цією метою застосовують вискери-зацию. Вона здійснюється шляхом осадження нитковидних кристалів на поверхню волокон. Цим досягається підвищення міцності матеріалу при зрушенні в 1,5-2 рази, модуля пружності при зрушенні й міцності при стиску на 40-50%.

У дисперсно-дисперсно-зміцнених матеріалах оптимальним змістом дисперсної фази вважається 2-4%. Дисперсні частки в зазначених матеріалах на відміну від волокон створюють тільки «непряме» зміцнення, тобто завдяки їхній присутності стабілізується структура, що

формується при термічній обробці. Інша відмінна риса волокнистої композиційної структури - анізотропія властивостей, обумовлена переважним розташуванням волокон у тім або іншому напрямку. Дисперсно-дисперсно-зміцнені ж матеріали мають однакові властивості у всіх напрямках, тому що упрочнюючі дисперсні частки мають равноосную форму.

Металеві композиційні матеріали

До металевих композиційних матеріалів (МКМ) ставляться метали, зміцнені безперервними або дискретними волокнами (а також вусами або частками). Матричними матеріалами є: алюміній, магній, титан, нікель, суперсплави; волокнами - бор, вуглець, вольфрам, тугоплавкі оксиди, карбіди, нітриди й тонкий дріт з високоміцної сталі. Кількість упрочнителя може становити від 10 до 60%. Деякі армируючі матеріали і їхні властивості наведені в табл. 23.1.

Металеві композиційні матеріали мають наступні переваги перед полімерними МКМ: більше високі температури експлуатації; підвищені значення поперечного модуля пружності й модуля зрушення при односпрямованому армуванні, більше високі електро- і теплопровідність, стійкість до радіації, стабільність розмірів; відсутність водопоглинення й газовиделений. Основними недоліками МКМ є складність технології виготовлення й висока вартість. Якщо ціну горячекатаної сталі прийняти за одиницю, то вартість алюмінію складе 1-4 ед., МКМ Al-3ю-600 ед., МКМ Al-У більше 1800 ед. Спостерігається тенденція до зниження вартості МКМ за рахунок росту обсягу виробництва.

Таблиця 23.1.

Армуючі матеріали	ρ , кг/м ³	D, мкм	σ_e МПа	E, ГПа	Армуючі матеріали
B-Волокно	2600	100-150	3500	400	Al ; Mg ; Ti – сплави, полімери
B-Sic (борсик)	2700	10150	3150	400	Al ; Mg ; Ti – сплави, полімери
Si- (полікристали)	3200	100	2800	400	Al ; Mg ; Ti– сплави
Sic- (волокнисті монокристали)	3500	0,2—1,0	3700	500	Al ; Mg – сплави
BP	2700	70	2460	400	Al– сплави
Al ₂ O ₃	4000	250	2460	250	Al-Ni-Ti-сплави
3-Волокно	1700	5—10	3000	450	Al-полімери
Be	1800	100—250	1400	300	Al-Mg-Ti
BHC-9 (сталь)	7000	1000—150	4200	120	САП,AMr6
W + 2%ThO ₂	19000	380	1200	410	Ni , Co , Cr
Mo	10000	130	600	330	Ni , Co , Cr

Основними МКМ є Al-5Ю, Al-3, Al-оксиди.

Металеві композиційні матеріали на основі алюмінію, армовані дискретними елементами карбіду кремнію. мають малу щільність, високими питомими характеристиками міцності й твердості при кімнатній і підвищеній температурах, низьким лінійним коефіцієнтом термічного розширення. Границя текучості, міцність і модуль пружності МКМ у півтора разу вище в порівнянні з високоміцними алюмінієвими сплавами, зносостійкість близька до зносостійкості сталі.

Металеві композиційні матеріали одержують наступними методами: лиття під тиском, примусового просочення, порошкової металургії, газопламенного напилювання, екструдирования, кування, термомеханической обробки.

Через високу твердість КМ важко піддаються механічній обробці.

Із МКМ виготовляють труби, аркуші, фасонні деталі, танкові траки, поршні автомобільних двигунів.

Металеві композиційні матеріали на основі алюмінієвої матриці й армируючих високоміцних вуглецевих волокон мають високу міцність, твердість, електро- і теплопровідність, малою щільністю. Введення дисперсних часток графіту в алюмінієві сплави дозволяє підвищити їх триботехнічні характеристики й здатність, що демпфірує. Недоліком, що перешкоджає широкому впровадженню углеалюмінія, є його низька корозійна стійкість.

Виготовлення МКМ, що містять алюмінієву матрицю й волокна вуглецю, здійснюється жидкофазними і твердофазними методами, а також гарячим пресуванням, екструзією, прокаткою у вакуумі й ін.

Розрахунок волокнистих КМ на міцність будується на припущенні, що волокна рівномірно розподілені по об'єму матриці, однородно й жорстко зчеплені з нею й на поверхні розтягнула волокно - матриця немає прослизання. У цьому випадку навантаження розподіляється між волокнами й матрицею:

$$P_{\text{км}} = P_{\text{матр}} + P_{\text{вол}}$$

а деформація композиції волокон і матриці однакова

$$\varepsilon_{\text{км}} = \varepsilon_{\text{матр}} + \varepsilon_{\text{вол}}$$

Залежність міцності такого КМ від змісту волокон показана на рис 23.2.

При малих значеннях об'ємної частки волокна $V_{\text{вол}}$ міцність КМ нижче міцності матриці, тому що волокна швидко навантажуються до граничних напруг руйнуються. Починаючи з V міцність КМ зростає, досягаючи при $V_{\text{кр}} = V_0$ міцності матриці.

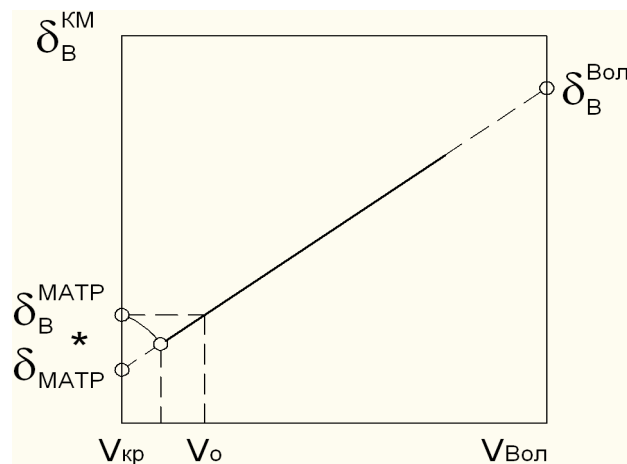


Рис. 23.2 Залежність міцності волокнистого КМ ($\sigma_{\text{в}}^{\text{км}}$) від об'ємної частки волокон

При концентрації $V_{\text{в}} = V_0$ міцність волокнистого КМ збільшується, так

$$\text{як } \sigma_{\text{в}}^{\text{км}} = \sigma_{\text{в}}^{\text{вол}} V_{\text{вол}} + \sigma_{\text{матр}}^* V_{\text{матр}}$$

де значення $\sigma_{\text{матр}}^*$ визначене на мал. 5.2 і приблизно дорівнює межі плинності матриці, $V_{\text{пол}} + V_{\text{матр}} = 1$

При об'ємній частці $V_{\text{пол}} \geq 80\%$ механічні властивості КМ знижуються, так, як матриця не в змозі змочити й просочити кожне волокно, погіршується зчеплення волокна з матрицею і проявляється прослизання. Тому в КМ кількість волокон обмежено.

Розподіл навантаження між волокнами й матрицею КМ визначається залежністю

$$P_{\text{вол}}/P_{\text{матр}} = E_{\text{вол}} V_{\text{вол}}/E_{\text{матр}} V_{\text{матр}}$$

З даного рівняння треба, що навантаження на волокна тим вище, чим більше їхній модуль пружності в порівнянні з модулем пружності матриці й чим вище їхня об'ємна частка в КМ. Наприклад, при армуванні алюмінію $E = 70$ ГПа вуглецевими волокнами $E = 450$ ГПа (при $U_{\text{вол}} = 0,5$) розподіл навантаження

$$P_{\text{вол}}/P_{\text{матр}} \cong 6.5/1$$

Це означає, що основна частка навантаження падає на волокна.

Деформація КМ під навантаженням, прикладеної уздовж волокон, проходить чотири стадії. На першій стадії волокна й матриця деформуються пружно; на другій - волокна деформуються уп-руго, матриця - пластично; на третьої - волокна й матриця деформуються пластично (якщо волокна тендітні, те третій стадія деформації КМ відсутній); на четвертої - волокна руйнуються, що приводить до руйнування КМ. У волокнистих КМ основне навантаження несуть волокна, а роль матриці зводиться до рівномірної передачі цього навантаження на волокна.

Руйнування КМ - складний фізичний процес, розвиток якого залежить від структури матеріалів, швидкості деформування, характеру прикладених напруг, температури й інших факторів. Будь-яке руйнування КМ починається з утворення зародків мікротріщини. Опір поширенню тріщини в КМ анізотропне й залежить від напрямку її розподілу відносно напрямку укладання волокон. Опір поширенню тріщин уздовж волокон значно менше, ніж у поперечному напрямку, тому що в першому випадку робота руйнування КМ визначається властивостями матриці або поверхнею розподілу, а в другому - частину енергії витрачається на руйнування волокон і вона може бути значної. У волокнистих КМ можна виділити три основних механізми розсіювання енергії при просуванні тріщини: 1- робота, затрачувана на пластичну деформацію матриці A_m ; 2 - робота, висмикування волокон з матриці $A_{вв}$; 3 - робота руйнування зв'язку по поверхні роздязнула A_p . Загальна робота руйнування КМ буде дорівнює

$$A_{км} = A_m + A_{вв} + A_p$$

На рис. 23.3 показана залежність $\tau_{вв}$ від довжини l упрочнюючих волокон. Максимальною роботою руйнування володіють КМ, армовані волокнами критичної довжини $l_{кр}$.

Основними способами одержання КМ із металевою матрицею є прокатка й волочіння, Крім цих методів, знаходять застосування пресування при високих.

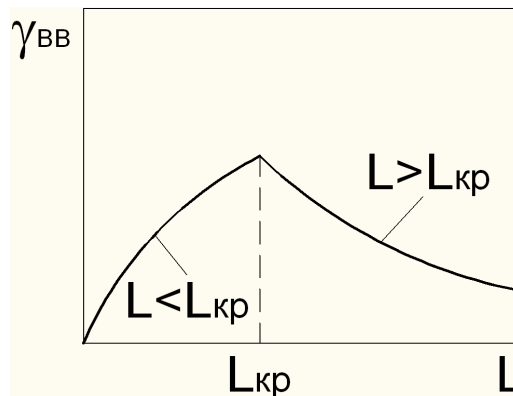


Рис. 23.3 Залежність $\tau_{вв}$ від довжини l зміцнюючих волокон

Гарні результати одержують при довжини упрочнюючих волокон використанні методу просочення каркаса волокон розплавом матриці й метод одержання КМ спрямованою кристалізацією розплаву евтектических сплавів. Металеві композиційні матеріали на основі алюмінію, зміцнені волокнами бору, маркіруються ВКА-1. Матеріал ВКА-1 по прочностним характеристиках, модулю пружності й витривалості перевершує високоміцні й жароміцні алюмінієві сплави, а сплав САП-2 у п'ять разів по тривалій міцності при температурі 400 °С. Питома міцність ВКА-1 вище, ніж у сталей і титанових сплавів. Металеві композиційні матеріали застосовуються для виготовлення гільз і поршнів двигунів внутрішнього згорання, щіток електродвигуна. для армування МКМ на основі алюмінію й оксидів несипользуют переважно волокна оксидів алюмінію, кремнію й алюмосилікатні волокна. Ці МКМ мають високі модуль пружності й зносостійкість, зберігають міцність при високих температурах, по теплопровідності вони близькі до неармованого алюмінію. Сутність технології одержання МКМ полягає в просоченні каркасів з волокон матричним розплавом і литтям по виплавлених моделях. Використовують також твердофазну технологію дифузійне зварювання алюмінієвої фольги й шарів безперервних: волокон. У випадку застосування як наповнювач дискретних волокон МКМ одержують методом порошкової металургії. Із МКМ на основі алюмінієвого сплаву, армованого волокнами оксиду алюмінію, виготовляють деталі двигунів. внутрішнього згорання шатуни. Використання МКМ дозволяє знизити осьове навантаження у двигуні, зменшити витрата пального поліпшити його робочі характеристики. Для виготовлення деталей, стійких проти абразивного

зношування, використовують МКМ на основі ливарних алюмінієвих сплавів із твердими частками кремнезему. Очищений і просіяний пісок додають у матричний сплав, інтенсивно перемішуючи, потім суспензію розливають у металеві форми.

Для підвищення зносостійкості й стійкості до заїдання фірма Тойота (Японія) виготовляє деталі поршнів автомобільних дизельних двигунів із МКМ із алюмінієвою матрицею й дешевими алюмосилікатними волокнами з високим змістом Al_2O_3 . При об'ємній частці волокон 7% зносостійкість поршневих кілець підвищується на два порядки.

Поряд з оксидами алюмінію й кремнію для армування-алюмінію використовують титан калію ($K_2O \cdot 6TiO_2$).

Металеві композиційні матеріали на основі алюмінію, армовані керамічними волокнами, одержали досить широке поширення в авіабудуванні. В автомобільній

промисловості вони застосовуються для виготовлення поршнів дизелів, глушителів і ін.

Композиційні матеріали на основі алюмінію (Al-B і Al-Bi) використовували при виготовленні основних деталей космічного апарата «Атлас», деталей шлюзових відсіків космічних апаратів, що повертаються, елементів вантажних маніпуляторів космічних апаратів.

Однієї з основних несучих деталей фюзеляжу літака є лонжерон. Заміна лонжерона, виготовленого із традиційних металевих матеріалів, на МКМ Al-U приводить до зниження його маси на 30%.

Досить перспективні для конструкцій літальних апаратів МКМ системи алюміній-бор у вигляді пластин, застосовуваних для елементів твердості: панелей, лонжеронів, стрингерів, шпангоутів і ін.

Літак S3A, крило якого включає елементи конструкції із МКМ алюміній-бор, пройшов випробування при перевантаженнях в 1,5 рази більших, ніж це припустимо для конструкцій із традиційних металевих матеріалів.

Для деяких літаків F-111 при виготовленні панелей були використані МКМ Al -B/Si.

У досвідчених конструкціях паливних баків сучасних винищувачів перспективними є МКМ Al-B і Al -3.

За прогнозами вчених у найближчому майбутньому МКМ повинні зайняти значне місце у виробництві деталей двигунів, що дозволить не тільки підвищити експлуатаційні характеристики існуючих конструкцій, але й реалізувати принципово нові конструкції, недоступні при застосуванні традиційних матеріалів. До числа найбільш відповідальних деталей авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД) ставляться лопатки турбін, компресора й вентилятора. У цей час освоєно виробництво лопаток з МКМ Al -B, Al -B/Si 3, Al -3.

Серйозною перешкодою на шляху впровадження МКМ в авіаційне виробництво протягом тривалого часу було невисоке значення опору удару. Однак в останні роки оптимізація технологічних процесів одержання МКМ забезпечила досить високий рівень ударних характеристик. Наприклад, ударна в'язкість МКМ Al -B в 3-5 разів вище, ніж у стандартного титанового сплаву - традиційного матеріалу компресорних лопаток ГТД.

Для нових МКМ як матриця поряд з алюмінієм застосування знаходять магній і його сплави. Упрочнюючими елементами в магнієвих МКМ служать переважно дисперсні (частки $SiC \cdot Al_2O_3$) Наповнювач вводять у рідку матрицю. Виробу із МКМ одержують методами лиття й екструзії. З ростом /об'ємної частки Si збільшуються модуль пружності, міцність при розтяганні й зменшується пластичність МКМ.

Металеві композиційні матеріали на основі магнієвого сплаву, що містить 1—3% дисперсних часток Al_2O_3 , мають підвищену зносостійкість і використовуються для виготовлення шківів пасових передач і масляних насосів.

Слід зазначити, що основним недоліком деталей авіаційних двигунів, виготовлених із МКМ на основі алюмінію, магнію і їхніх сплавів, є невисокий опір ерозії при впливі сторонніх часток і зіткненню зі сторонніми предметами.

Більше високі прочностні характеристики мають деталі, зготовлені із МКМ на основі титану. Істотне їхнє достоїнство - підвищена міцність зони з'єднання компонентів на зрушення й поперечну міцність. Це дозволяє спрощувати схеми армування в порівнянні зі схемами, використовуваними в МКМ Al-B, що має дуже важливе значення з технологічної точки зору.

Металеві композиційні матеріали на основі титану, і його сплавів армують волокнами бору, борсика, карбїду кремнію, оксиду алюмінію, берилія й молібдену. Найбільш перспективними МКМ є системи Ti-Be, Ti—B—SiC, Ti-SiC. Вони технологічні й мають високі фізико-механічні

характеристики. Наприклад, КМ ВТ6, армований берилієм, має $\sigma = 1100$ МПа й $E = 170$ ГПа, а ВТ6—1, армований карбідом кремнію, має $\sigma = 910$ МПа й $E = 210$ ГПа.

Багаторічна практика показала, що МКМ на основі титанових сплавів має більше високий опір ерозії при впливі води, льоду, піску, чим МКМ на основі алюмінію. Перспектива застосування таких матеріалів для лопаток компресора авіадвигуна, очевидно, визначиться ступенем удосконалювання бар'єрних покриттів. У двигунах типу TF-41 і його модифікаціях для літаків морської авіації США успішно пройшли цикл випробувань лопатки компресора з матеріалів Ti-Be.

У цей час інтенсивно ведуться пошуки шляхів впровадження композиційних матеріалів у конструкції деталей вузла турбіни ГТД. Робочі лопатки турбін сучасних авіадвигунів мають конструкції, охолоджувані водою або повітрям. Спеціально розроблювальні жароміцні МКМ повинні забезпечувати підвищення робочої температури турбіни, значне зниження витрати охолоджувача. Крім того, відкриваються перспективи зміни конструкцій двигунів завдяки скороченню числа щаблів, підвищенню частоти обертання диска турбіни, зниженню маси двигунів. У розробці жароміцних МКМ, зміцнених волокнами, для деталей вузла турбіни ГТД можна виділити напрямок, що полягає в створенні МКМ на основі нікелевих і інших жароміцних сплавів. У якості армируючих часток використовуються волокна бору, ренію, оксиду торія й оксиду алюмінію. При армуванні нікелевої матриці волокнами бору досягається межа міцності $\sigma_g = 2700$ МПа.

Металеві композиційні матеріали на основі нікелю, зміцненого волокнами вольфраму, маркіруються ВНК-1. Особливістю цього матеріалу є висока міцність ($\sigma_g = 38$ кг/мм²) при температурі 1200 °С.

Висока жароміцність нікелевих КМ визначає їхнє використання в теплонагружених деталях ГТД (робочі й соплові лопатки, камери згоряння, теплові екрани). На мал. 23.4 показана схема армування лопатки з волокнистою й шаруватою структурами при повнім і частковому армуванні найбільш чутливих зон,

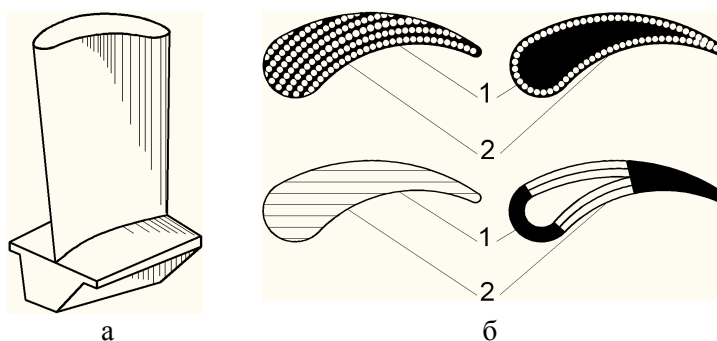


Рис. 23.4. Схема армування лопатки з волокнистою а й шаруватою б структурою: 1 - матеріал; 2 - армирующий елемент

Композиционные матеріали на основі тугоплавких металів; (вольфраму, молібдену), зміцнені окремими нитковидними монокристаллами оксиду алюмінію, отримані методом порошкової металургії, успішно пройшли випробування як сопло ракети. Прочностные характеристики цих матеріалів при 1650 °С майже вдвічі вище, ніж у вольфраму.

Евтектические КМ є різновидом волокнистих МКМ, їх одержують у процесі спрямованої кристалізації евтектик. При цьому утворюються гетерогенні структури зі спрямованим розташуванням фаз певної морфології, дисперсності й взаємній орієнтації.

Для МКМ важливою проблемою є зв'язок волокнистого уп-рочнителя з матрицею. Для поліпшення смачиваємості й адгезії на волокна наносять покриття або в матрицю додають активні домішки, що знижують поверхневий натяг на границі волокна - рідкий метал. Наприклад, титан, цирконій і хром у нікелі поліпшують смачиваємість сапфіра розплавленим нікелем.

При виготовленні КМ евтектического типу зазначеної проблеми не існує, оскільки при спрямованій кристалізації сплаву або реакції виділення упрочнюючої фази з матриці відбувається природний процес кристалізації, при котором. забезпечуються гарний зв'язок упрочнюючої фази з матрицею.

Технологія одержання евтектичних КМ найбільш проста. Для їхнього виготовлення на відміну від способів одержання волокнистих, шаруватих і інших КМ не потрібно спеціального виготовлення вусів, волокон і проведення всіх технологічних операцій, пов'язаних з ними.

Найважливішою властивістю евтектичних композицій є їх висока термічна стабільність. Так, деякі зразки направлено закристалізованих сплавів евтектичного складу системи Al-Al₃Ni, Al-Cu Al₂ і Cr-Cr сотні годин выдерживались при температурах приблизно на 60 °С нижче їхні температури плавлення без помітної сфероїдизації або загального руйнування вусів або пластин.

Одним з недоліків евтектичних КМ є строго певна об'ємна частка високоміцної фази. Отже, властивості евтектичних КМ не можна поліпшувати зміною об'ємних часток компонентів евтектичної суміші.

З евтектичних КМ перспективними є композиції (З, Cr) — (З, Cr)₇Сз. Отримані методом спрямованої кристалізації в керамічну виплавлену форму пустотілі лопарки компресора по прочностним характеристиках перевищують жароміцні сплави на основі нікелю ЖС6в. Монолітні лопатки авіаційних турбін виготовляються з евтектичних КМ систем Ni₃Al-NiNb.

Високі експлуатаційні характеристики отримані при випробуванні МКМ евтектичного типу наступних складів: ТаС/З-

Cr-Ni, Ni₃Nb/ Ni-Cr-Al, ТаС/ З-Cr-Al.Ці матеріали дозволяють підвищувати робочу температуру на 50—80 °С.

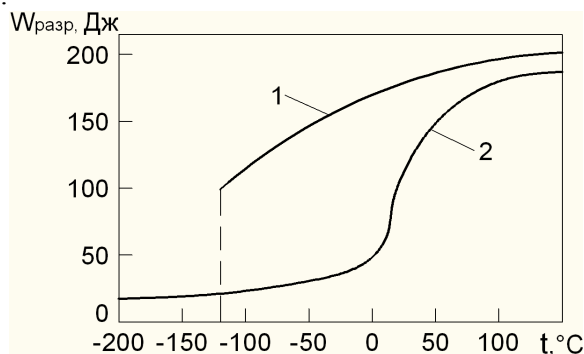


Рис 23.5 Залежність енергії руйнування від температури для МКМ сталь – м'який припой 1 і для сталі

Шаруваті МКМ складаються із двох або більше пластин різних матеріалів, з'єднаних один з одним міцним зв'язком. Такі МКМ мають підвищені износо- і корозійну стійкість, опір удару, теплові й електричні характеристики. Існують різні способи одержання шаруватих МКМ, основними з них є з'єднання пластин прокаткою, пресуванням, зварюванням, вибухом і пайкою твердим припоєм.

Шаруваті МКМ, у яких міцність зв'язку або міцність проміжних шарів менше, ніж в основних компонентів, мають більше високий опір поширенню тріщин у порівнянні з монолітним матеріалом або із КМ із високою міцністю зв'язку. Це обумовлено механізмами руйнування шаруватих МКМ. При поширенні тріщини перпендикулярно шарам відбувається її гальмування на границі роздязнула між шарами через процес розщеплення у вершині тріщини. При цьому відбувається релаксація напруг. У випадку поширення тріщин уздовж шарів відбувається розщеплення шаруючи у вершині тріщини на ряд більше тонких шарів або, інакше кажучи, відбувається розгалуження тріщин. Це також знижує напруги у вершині тріщини. У шаруватому МКМ різко знижується температура переходу із грузлого в тендітний стан.

Шаруваті МКМ знаходять застосування в авіації, ракетобудуванні, атомній енергетиці й ін. Наприклад, шаруватий МКМ, що складається з високоміцного сплаву (Д16Т, В95, В95пчТ2), плакованого алюмінієм, що забезпечує електрохімічний захист, застосовується для виготовлення обшивання сучасних літаків. При цьому товщина покриття коливається від 2,5 до 15% від загальної товщини КМ. У порівнянні із КМ на основі полімерів КМ із металевою матрицею мають більше високу міцність при навантаженні в напрямку, поперечному до осі розташування волокон, при зрушенні, стиску й вигині. З ростом температури експлуатації вище 150-200°С переваги КМ із металевими матрицями стають усе більше значними. Темнеменее КМ із полімерними матрицями завдяки меншій вартості й більше високої питомої міцності й твердості при кімнатній температурі знаходять у цей час більше широке застосування, чим КМ на основі металів. Цьому сприяє також багаторічний досвід виробництва, наявність спеціалізованого встаткування й висока технологічність конструкцій.

Полімерні композиційні матеріали

Для полімерних КМ (ПКМ) характерні високі питомі: міцність і твердість, низькі значення коефіцієнта термічного розширення й тертя, висока зносостійкість, широко варьйруемые показники тепло- і електропровідності, стійкість до дії агресивних середовищ, що іонізують випромінювань, термічному й радіаційному удару, легкість переробки.

У ПКМ як матриця застосування знаходять різні реактопластики, насамперед поліефірні, епоксидні, фенольні смоли й ін. Останнім часом почали застосовувати ПКМ на основі термопластичних матеріалів і, зокрема, полісульфонів, поліфеніленсульфідів, полиакрилсульфонів, поліефірсульфонів, поліефіркетонів, поліацеталій, поліамідоїмідів, рідкокристалічних полімерів, сумішей і сплавів і ін. Різноманіття армуючих волокон і полімерних сполучних, а також схем армування дозволяє направлено регулювати властивості ПКМ, що найбільше повно відповідають характеру й умовам роботи конструкцій з них. По способі армування їх можна розділити на дві основні групи: ПКМ, армовані паралельними безперервними волокнами; ПКМ, армовані тканинами.

Перші являють собою багатошарову волокнисту систему, у якій кожний шар складається з односпрямованих джгутів, стрічок, ниток, розташованих відносно один одного певним способом. У більшості цих матеріалів міцність при розтяганні вище, ніж при стиску, за винятком бороволокни-тов. Основний недолік розглянутих ПКМ - їх низькі механічні властивості при поперечному навантаженні й зрушенні, обумовлені недостатньою міцністю матриці й зв'язку на границі роздязнула компонентів.

Для армованих тканинами ПКМ застосування знаходять тканини: полотняного й сатинового переплетення. Механічні властивості композитів, армованих тканинами, залежать як від типу волокон, виду плетива, так і від співвідношення волокон по основі до утоку тканини.

Для армування термопластов застосовують графітові, вуглецеві, скляні волокна й арамідні - Кевлар.

Найпоширенішими ПКМ є карбоволокніти, бороволокніти й органоволокніти.

Карбоволокніти (вуглепласти) являють собою композиції, що складаються з полімерного сполучні (матриці) і упрочнителів наповнювачів) у вигляді вуглецевих волокон (карбоволокон).

Вуглецеві волокна одержують термообробкою органічних волокон. Залежно від температури термообробки й вуглецю, що втримується, волокна підрозділяють на частково карбонізовані (900 С, 85-90%), карбонізовані (900-1500 С, 95- 90%) і графітированні (1500-3000 С>99%).

Волокна можуть бути у вигляді ниток, джгутів, повсті, тканин.

Звичайні вуглецеві волокна мають $\sigma_g = 50...100$ кг/мм², $E=2000...7000$ кг/мм²; для високоміцних і високомодульних волокон $\sigma_g = 150$ кг/мм², $E = 15000$ кг/мм².

На відміну від скляних волокон карбоволокна погано змочуються сполучної (низька поверхнева енергія), тому їх піддають травленню, апертурованню, вискеризації. Сполучними служать синтетичні полімери, піролітичний вуглець. У якості полімерних сполучних використовують епоксидні, фе-нолформальдегідні, поліамідні й інші смоли.

Знаходять застосування наступні марки карбоволокнітов: КМУ-1, КМУ-1в, КМУ-2, КМУ-2л, КМУ-3, Кму-3л.

Карбоволокніти мають високу статичну й динамічну витривалість, водо- і хімікатостійкістю, стійкістю до рентгенівського випромінювання.

Карбоволокніти застосовуються для посилення металу в комбінованих конструкціях циліндричних оболонок, ємностей, що працюють під тиском, деталей, що перебувають у полі дії відцентрових сил або вібрації, що піддається, стислих або розтягнутих панелей, балок і профілів, що працюють на вигин.

Карбоволокніти знайшли застосування як обшивання тришарових панелей зі стільниковими, гофрованими або трубчастими наповнювачами в різних конструкціях.

Тришарові конструкції елементів поверхонь керування літаком (рули, закрилки, гальмові щитки, ступки люків і т.д.) забезпечують зниження маси на 12-40%, а використання карбоволокнітов для панелей підлоги, перегородок пасажирських літаків поряд з поліпшенням комфорту в салоні за рахунок зниження вібрації й рівня шуму - зниження маси на 20- 30%.

Карбоволокніти знаходять застосування не тільки в несилкових деталях (залізи, стулки шасі й грузолока, панелі підлоги й т.п.), але й у силових конструкціях - балках гермопола, що являє собою набір герметичних перегородок з розмірами 4,5Х3,0 м, на кожен з яких діє навантаження в 135 кн. Подальше впровадження КМ на літаках цивільної авіації, за прогнозами закордонних фірм, буде здійснюватися на основній конструкції: крило, герметизований фюзеляж (гібридна конструкція з металевими компонентами), хвостове оперення. Обсяг і перспективи застосування ПКМ у конструкціях цивільних і військових літаків до 2000 року показані на мал. 23.6.

Бороволокніти являють собою композиції з полімерного сполучні й упрочнителя - борних волокон.

У якості полімерного сполучні застосовують епоксидні й поліамідні смоли.

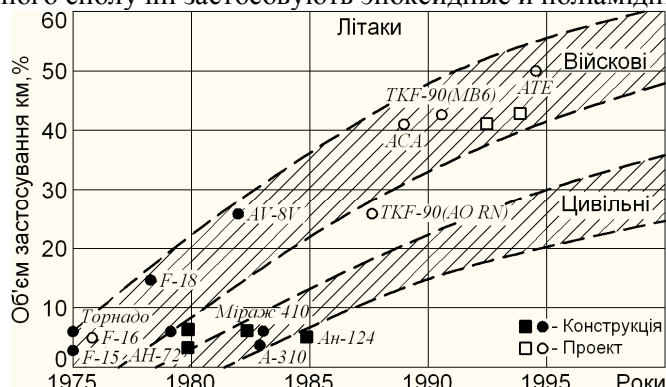


Рис. 5.6. Обсяг і перспективи застосування ГЦМ в авіаційних-конструкціях до 2000 р.

Борне волокно БН (у США - борофіл) утворюється в процесі осадження бору з газової фази на поверхню розігрітого вольфрамового дроту, що при нагріванні борюється. Перехідна зона між металевим бором і вольфрамовим дротом складається з боридов вольфраму. При температурі вище 400 °С волокна окисляються й вимагають нанесення захисних покриттів (карбідів).

Борні волокна можуть обплітатися склонишкою, що надає їм формостійкість. Ці матеріали називають боростеклонитами.

Бороволокніти випускають наступних марок: К.МВ-1, КМВ-1до, КМВ-3, Кмб-3к, КМВ-2 і КМВ-2к. Максимальною робочою температурою (300 °С) володіє сплав КМВ-2к.

Бороволокніти мають високу міцність, стійкістю до радіації, воді, органічним розчинникам і різним пально-мастильним матеріалам.

Бороволокніти завдяки високим значенням питомої твердості й міцності при дії стискаючих напруг використовуються при конструюванні балок, панелей, стрингерів, роторів і лопаток компресорів, лопат гвинтів і трансмісійних валів вертольотів і інших конструктивних елементів літальних апаратів. У перспективі Бороволокніти знайдуть застосування в стійках шасі, відсіках фюзеляжу, обшиванню крил літака, у дисках компресорів ГТД.

Органоволокніти являють собою КМ, що складаються з полімерного сполучного й зміцнювача у вигляді синтетичних волокон. У якості зміцнювачів застосовують еластичні волокна - капрон, лавсан, нейлон, а також тверді - винол, ароматичний поліамід і інші у вигляді ниток, джгутів, тканин. Сполучними служать термореактивні смоли - нпоксидные, фенолформальдегідні, поліаміди й т.п.

Органоволокніти мають малу масу, порівняно високими значеннями питомої міцності й твердості, стабільністю при впливі знакомінних навантажень і різанням зміні температур. До недоліків цих матеріалів варто віднести порівняно низьку міцність при стиску й високій повзучості.

Органоволокніти працюють в основному в діапазоні 100— 150 °С, але деякі з них можуть працювати при температурі 200— 300 °С (наприклад, на основі поліамідного сполучні). Вони стійкі в агресивних середовищах і у вологому тропічному кліматі.

Основні фізико-хімічні властивості органоволокніти:

$$\gamma = 1,15...1,3 \text{ г/см}^3; \sigma_g = 10...19 \text{ кг/мм}^2, E = 250...800 \text{ кг/мм}^2, \text{ а з зміцнювачами із твердих волокон:}$$

$$\gamma = 1,2...1,4 \text{ г/см}^3; \sigma_g = 65...70 \text{ кг/мм}^2; E = 3500 \text{ кг/мм}^2.$$

У комбінованих матеріалах поряд із синтетичними волокнами застосовують мінеральні (скляні, карбоволокна, боро-волокна). Такі матеріали мають високу міцність і твердістю.

Органоволокніти використовують у якості ізоляційного й конструкційного матеріалу в електропромисловості, авіатехніку, автомобілебудуванні.

Органоволокніти мають низьку щільність, порівняно високими значеннями питомої твердості й міцності, стабільністю при впливі знакозмінних навантажень і різанням зміни температур, високими значеннями влаго- і хімічної стійкості. Всі ці властивості визначили їхнє застосування як матеріали електро- і радіотехнічного, теплоізоляційного й теплозахисного, ерозійного, корозіонностойкого й фрикційного призначення у виробках різних галузей промисловості.

Вуглець-вуглецеві матеріали

Композиційні матеріали з полімерною матрицею працездатні до температури 200 – 250°C. При більш високим температурах відбувається швидка деструкція полімерів. Композиційні матеріали з вуглецевою матрицею довгостроково працездатні у відбудовних і нейтральних середовищах до температури 3000 – 3500 °C, в окисних – до температури 350 – 400 °C.

Причому властивості міцності з ростом температури не тільки не знижуються, а навіть зростають.

Суть технологічного процесу одержання вуглець-вуглецевих КМ (УУКМ) складається в створенні армуючого каркасу, у введенні в нього увуглеутворюючої і вуглецевої матриці з наступною термообробкою до перетворення її у вуглець.

Виготовлення об'ємних каркасів виробляється різними методами. Найпоширеніші тканевопрошивні каркаси, одержувані викладенням або намотуванням тканини й прошиванням пакета перпендикулярно до шарів. Широко застосовується також ткацтво сухих ниток, що використовується як для виготовлення простих тривимірних, так і багатомірних циліндричних, конічних каркасів складної форми. Найбільша щільність досягає $0,9 - 10^3 \text{ кг/м}^3$.

Найбільш складним етапом технологічного процесу є створення вуглецевої матриці. Цей етап може здійснюватися двома методами: просоченням углеродсодержащим речовиною й наступної карбінизацией з багаторазовим повторенням циклу, або насиченням з газової фази. У якості вуглеутворюючого компонента використовуються фенольні й фурфурольні смоли, а також кам'яновугільні або нафтові пеки.

Вуглецева матриця по методу осадження з газової фази виробляється шляхом термічного розкладання вуглецевміщуючих газів - природного газу, метану й ін.

Уперше УУКМ були використані для теплових екранів космічних апаратів, що повертаються, і захисту головних частин ракет. Вони також використовуються для сопів і камер згоряння ракетних двигунів. Заміна деталей з вольфраму й піролітичного графіту в ракетних соплах на УУКМ дозволила підвищити їхню надійність, знизити вартість й зменшити масу на 30-50%. Вуглець-вуглецеві КМ застосовувалися для захисту радіаційних екранів пілотованих космічних апаратів по програмі «Шаттл». По обсязі промислових виробів з УУКМ ведучими є гальма літаків. Цьому сприяє висока теплоємність і теплопровідність у сполученні з міцністю, стійкістю до удару й низької щільністю.

Вуглець-вуглецеві КМ використовують для виготовлення температурних трубопроводів, деталей ядерних реакторів, електричних контактів, гарячих ущільнень і прес-форм гарячого пресування. Перспективною областю застосування УУКМ є медицина. Маючи гарну біологічну сумісність із тканинами людського організму, маючи величину модуля пружності й щільності, близькі до матеріалу кісток, УУКМ можуть широко використовуватися для протезування кістково-опорного апарата. Ці роботи зараз широко проводяться в усьому світі, у тому числі й у країнах СНД. Згідно із прогнозом служби технології перспективних матеріалів фірми Cline and Co (Бельгія) світова потреба в УУКМ буде рости зі швидкістю 11,1% у рік і досягне до 1995 р. обсягу в 400 млн доларів.

Для теплового захисту дисків авіагальм застосовують карбо-волокнит на вуглецевій матриці типу КУП-ВМ. По міцності й ударній в'язкості він у п'ять-десять разів перевершує спеціальні графіти. Коефіцієнт тертя карбо-волокнита становить 0,35- 0,45, а зношування - 0,7-1 мм на гальмування.

Для спрощення процесу виготовлення лонжеронів і нервюр у якості армирующего наповнювача застосовують вуглецеві стрічки. При виготовленні цих конструктивних елементів досягається максимальна економія маси (до 50% у порівнянні з алюмінієвими сплавами). Необхідно відзначити, що широке застосування КМ для виготовлення обшивань забезпечує, як правило, у середньому зниження маси елементів конструкцій на 20%. Таким чином, застосування

КМ для силового набору являє собою новий етап зниження їхньої маси. Слід зазначити, що тенденція, що намітилася, до переходу на конструкції, практично повністю виконані із КМ, викликає необхідність істотного перегляду традиційних методів конструювання й спільного використання КМ із полімерною й металевою матрицями. Досягнуті високі показники вагової ефективності застосування КМ проте не є граничними. Зниження маси конструктивних елементів, обумовлене застосуванням вуглепластиків, забезпечує можливість додаткового полегшення ряду балансируемых агрегатів (наприклад, рулей висоти, керма повороту). Слід зазначити, що вперше у світі вертикальне й горизонтальне оперення, повністю виготовлені із КМ, застосовані на літаку Ан-70.

Широке застосування знайшли сучасні КМ із полімерною матрицею (куті-, органо- і склопластики) при виготовленні універсального транспортного літака Ан-235 («Мрія»). З них виготовлені обтічники шасі й вузли кріплення вантажів, ступки шасі, заліз крила з фюзеляжем, роздавальні короби системи кондиціонування повітря, мотогондоль й багато чого іншого.

Керамічні композиційні матеріали

Керамічні композиційні матеріали (ККМ) виготовляють на основі безкисневих матриць і тугоплавких оксидів. Перші діляться на матеріали на основі нітриду кремнію й карбїду кремнію, другі - на основі оксиду алюмінію, діоксида цирконію, силікатних матриць і тугоплавких оксидів, армованих тугоплавкими волокнами.

Композиційні матеріали на основі нітриду кремнію. Для виготовлення КМ на основі нітриду кремнію як вихідна сировина використовують порошки, одержувані шляхом термічного розкладання відповідних солей (карбонатів, оксалатів, гідрооксидів).

Застосування знаходить технологія просочення пористого волокнистого каркаса рідкою або газовою фазою.

Матеріали з нітриду кремнію, одержувані гарячим пресуванням, мають високу щільність і механічні властивості при кімнатній температурі.

Із цієї групи матеріалів значний інтерес представляють КМ на основі Si_3N_4 , армовані SiC , легованого оксидами магнію або іттрія. Їх можна використовувати в якості конструкційного високотемпературного матеріалу, наприклад, при виготовленні деталей керамічного двигуна. Крім волокон Si , для армування Si_3N_4 перспективні алюмосилікатні або вуглецеві волокна.

Відоме армування нітриду кремнію нитковидними монокристалами муліта $3\text{Al}_2\text{PO}_3 \cdot 2\text{Si}_2$. Основна перевага цього матеріалу полягає у високій стійкості до температур, що перевищує стійкість звичайного нітриду в 6-7 разів.

Для виготовлення великогабаритних керамічних деталей з композиційних армованих матеріалів найбільше широко використовується попереднє намазування волокна шликером, що складає з матричної фази, з наступним намотуванням на оправу, просушуванням, холодним пресуванням пакетів з однонаправ-лено покладеними волокнами, отжигом і спіканням.

Композиційні матеріали на основі нітриду кремнію застосовують як конструкційний матеріал для виготовлення передньої частини космічного корабля по програмі «Шаттл».

Композиційні матеріали на основі карбїду кремнію. Карбїд кремнію має високий модуль пружності 417 Гпа, міцність при вигині 385-483 Мпа. Його звичайно одержують просоченням вуглецевого каркаса кремнієм, або реакційним спіканням суміші карбїду кремнію із кремнієм в углеродсодержащей середовищу або гарячому пресуванню.

Композиції на основі карбїду кремнію, армовані однойменними волокнами, мають міцність 750 Мпа.

Композиційні матеріали на основі тугоплавких оксидів. Оксиди мають високу тугоплавкість, хімічною стабільністю в широкому діапазоні температур і тому є досить перспективними для використання в якості матричних і упрочнюючих фаз при конструюванні композиційних КМ. Процес армування дозволяє перебороти істотні недоліки оксидних матеріалів, таких, як висока крихкість низька деформіруемость і стійкість до термомеханическим навантажень.

Основними матричними матеріалами цих композицій служать оксиди алюмінію й цирконію, тому що вони мають високу тугоплавкість і надзвичайну хімічну інертність. У якості армирующей фази в КМ використовуються ультрадисперсні порошки, волокна й дискретні монокристалли (вуси) муліта, оксидів кремнію, іттрія, алюмінію й цирконію, карбїду й нітриду кремнію, графіту.

Композиційні матеріали на основі оксиду алюмінію характеризуються високою механічною міцністю, абразивостой-кісткою й хімічною інертністю, що робить його незамінним у багатьох

галузях народного господарства, наприклад, у мікроелектроніці. До недоліків цієї композиції варто віднести низьку термостійкість, що утрудняє використання його при високих температурах і циклічних теплових навантаженнях.

Як приклад можна привести КМ на основі Al_2O_3 з високою ударною міцністю, що досягається зміцненням муллитом, графітом або карбідом кремнію у вигляді вусів волокон; КМ на основі волокон Al_2O_3 зі зв'язуванням Si_2 стійкі до температури $1750^\circ C$.

Для підвищення ударної в'язкості й міцності КМ на основі Al_2O_3 їх армують частками оксиду цирконію. Цей матеріал застосовується в керамічних двигунах, які працюють в умовах знакозмінних термомеханических навантажень.

Композиційні матеріали на основі силікатних матриць.

Керамічні КМ на основі силікатних матриць (боросилікатная, алюмосилікатна, 96%-ное кремнеземисте скло), армовані різними волокнами (вуглецю, карбїду кремнію й ін.), мають високими прочностними характеристиками й корозійною стійкістю. Наприклад, керамічний КМ, зміцнений вуглецевими волокнами з покриттям Si , має міцність при розтяганні 1800 Мпа.

Достоїнством КМ на основі скляних матриць і вуглецевих волокон є підвищена деформіруемість і в'язкість руйнування цих КМ, які дозволяють робити механічну обробку, у тому числі гостріння й гаряча обробка тиском.

Композиційні матеріали на основі тугоплавких оксидів використовуються для виготовлення деталей ГТД, таких, як його корпус, камери згоряння, лопатки, диски, плити й ущільнення. Композиційні матеріали на основі алюмосили-катщого, магнійалюмосилікатного скла з добавками металевого титану, однонаправлено армованими волокнами з карбїду кремнію, мають міцність на вигин в осьовому напрямку 1700 Мпа, високотемпературною міцністю, корозійною стійкістю, стійкістю до високих температур і гарних ізоляційних властивостей.