

Залізо-вуглецеві сплави

Сталь - багатокомпонентний сплав, хоча визначення сталі – сплав заліза і вуглецю, при вмісті вуглецю до 2,14 %. Основа Fe-C сплавів це Fe і C. Постійними домішками сталей є : Mn , Si , S , P , O , H , N , Cr , Ni та інші. Mn і Si переходять в сталь під час її розкислення. S і P попадають із руди , Cr і Ni – із шихти та легованого металолому. O , H , N – присутні у вигляді неметалевих включень.

Властивості сталей формує вуглець, а постійні домішки , в залежності від їх кількості, впливають на ці властивості.

Вплив вуглецю. Сталь після повільного охолодження , тобто у відпаленому стані, складається із двох фаз – Ф і Ц. Кількість Ц збільшується прямо пропорційно вмісту вуглецю. Твердий і крихкий Ц підвищує тимчасовий опір, твердість, межу плинності, але знижує характеристики пластичності (ψ , δ , KCV, K_{1C}). Підвищення вмісту вуглецю полегшує перехід сталі в крихкий стан, кожна 0,1% C підвищує поріг холодноламкості на 20 °C і розширює перехідний інтервал від в'язкого до крихкого стану, при цьому знижується густина сталі, зростає електроопір і коерцитивна сила , знижується теплопровідність, залишкова індукція та магнітна проникність.

Вплив кремнію. Гарно розкислена сталь містить не більше 0,37% кремнію, він дегазує метал і підвищує густину зливка. Після розкислення Si залишається у твердому розчині (у Ф), сильно підвищує межу плинності, знижує здатність сталі до витяжки та холодної висадки. Тому у сталях, які піддають холодній пластичній деформації – штамповці, висадці, вміст кремнію повинен бути мінімальним.

Вплив марганцю. Максимальний вміст марганцю 0,8%, він знижує вміст сірки, суттєво підвищує міцність, практично не знижує пластичність та різко знижує червоноламкість за рахунок зв'язування сірки, яка присутня у вигляді FeS у власний сульфід. Марганець розчиняється у фериті і цементиті.

Вплив сірки. Сірка – це негативна домішка, верхня границя вмісту сірки 0,05%. Сірка з залізом утворює сполуку FeS, яка практично не розчиняється у твердому залізі, а з рідким залізом утворює легкоплавку евтектику з $t_{пл}=988^{\circ}\text{C}$. При кристалізації евтектика розташовується по межах зерен і при наступному нагріванні сталі до 1000 – 1200 °C під час кування чи прокатки вона розплавляється. При деформації сталі в місцях розташування евтектики виникають тріщини і надриви. Це явище називається червоноламкістю.

Сполуки сірки знижують ударну в'язкість і характеристики пластичності у поперечному напрямку витяжки, знижується і межа витривалості. При збільшенні вмісту сірки знижується робота розвитку тріщини і в'язкість руйнування, сірка погіршує зварюваність і корозійну стійкість сталей. Вміст сірки в сталі суворо обмежується і залежить від якості сталі.

Автоматні сталі	$S=0,08 - 0,3 \%$	$P \leq 0,05 \%$
Сталі звичайної якості	$S \leq 0,05 \%$	$P \leq 0,04 \%$
Якісні	$S \leq 0,04 \%$	$P \leq 0,035 - 0,04 \%$

Вплив фосфору. Фосфор розчиняється у фериті, дуже сильно деформує кристалічну ґратку і підвищує межу міцності і плинності, але знижує пластичність і в'язкість, і причому сильніше при збільшенні кількості вуглецю. Фосфор підвищує поріг холодноламкості сталі і знижує роботу розвитку тріщини. Сталь, яка містить фосфор в кількості 0,05 % має роботу розвитку тріщини у 2 рази меншу, ніж сталь з вмістом 0,005 % P. Кожна 0,01 % P підвищує поріг холодноламкості на 20 – 25 °С. Здатність фосфору до сегрегації по границях зерен сприяє окрихчуванню при низьких температурах, це явище називається холодноламкістю. Фосфор має велику схильність до ліквіації, тому внутрішня частина зливку сильно збагачена фосфором і характеризується низькою в'язкістю.

Вплив газів. Водень, азот, кисень в сталях містяться в невеликих кількостях, і кількість їх залежить від способу виробництва сталі. Газу присутні у різних несучільностях, у твердому розчині, у формі різних сполук – неметалевих включень – нітриди, оксиди. Неметалеві включення знижують межу витривалості та в'язкість руйнування.

Дуже негативною домішкою є водень, оскільки він сильно окричує сталь. Водень у катаних заготовках утворює флокени – тонкі тріщини овальної чи округлої форми, які у зломі мають вигляд п'ятна чи пластівців сріблястого кольору. Флокени різко погіршують властивості сталі. Водень при заварюванні сприяє утворенню холодних тріщин.

Домішки кольорових металів присутні в сталях в кількості сотих долей % , і попадають в сталь з металевого лому, це Cu, Ni, Cr, Zn, Sn, Sb та ін. Ці домішки практично не впливають на механічні властивості сталей, хоча по деяким даним домішки кольорових металів підвищують поріг холодноламкості.

Класифікація вуглецевих сталей

Сталями називаються сплави Fe і C, які містять до 2,14 %C.

Класифікація сталей проводиться по наступним параметрам :

I) По структурі у відпаленому стані :

а) доєвтектоїдні – Ф+П; до 0,83 % C

б) евтектоїдні – П; 0,83 % C

в) заєвтектоїдні – П+Цц; 0,83 – 2,14 % C

II) По вмісту вуглецю :

1) технічне залізо – містить до 0,025 %C, структура – ферит та Ф+Цш. Ці сплави використовуються в електротехнічній промисловості для виготовлення магнітопроводів, якоря і полюса машин постійного струму, роторів, статорів асинхронних двигунів, силових трансформаторів, апаратів, приладів та ін.

2) конструкційні сталі – сталі, які призначені для виготовлення деталей машин, конструкцій та споруд. Конструкційні сталі повинні характеризуватися високою межею плинності

при високій пластичності та низьким порогом холодноламкості. Ці сталі повинні мати хороші технологічні властивості – гарну оброблюваність тиском та різанням не утворювати шліфовочні тріщини, мати високу прогартуваність і малу схильність до знеуглецювання, деформації та тріщиноутворення при гартуванні. Конструкційні сталі повинні гарно зварюватись усіма видами зварювання. Конструкційні сталі містять 0,1 – 0,7 %С, і в свою чергу діляться на :

2.1 Цементовані сталі (0,15 – 0,25 %С) – сталі із яких виготовляють середньорозмірні зубчасті колеса, вали коробок передач автомобілів, вали швидкохідних верстатів, шпінделей, шестерен та ін. Для підвищення поверхневої твердості та зносостійкості застосовують цементацію та нітроцементацію.

2.2 Будівельні сталі – до 0,33 %С. Вони можуть піддаватись зварюванню і застосовуватися для елементів будівельних конструкцій, які не піддаються зварюванню. Сталі, які призначені для зварних конструкцій, повинні характеризуватись малою чутливістю до термічного старіння.

2.3 Поліпшувані сталі – містять 0,3 – 0,5 %С. Ці сталі використовують після нормалізації, покращення і поверхневого гартування для різних деталей – шестерен, зубчатих колес, валів осей та ін.

2.4 Сталі з високим вмістом вуглецю – 0,6 – 0,85 %С. Ці сталі характеризуються високою міцністю, зносостійкістю та пружними властивостями, із них виготовляють пружини, ресори, шпінделі, замкові шайби, прокатні валки, рейки.

Конструкційні сталі маркуються : сталі 10, 20, 30, 40, 45, 60, 65.

3) Інструментальні вуглецеві сталі. Ці сталі містять 0,7 – 1,5 %С. Вони використовуються для виготовлення ріжучого, вимірювального, формуютьуючого та хірургічного інструменту – фрези, свердла, пилки, ножовочні полотна, напильники, леза, гострий хірургічний інструмент. Це марки У7, У8, У10, У12.

III) По якості (за вмістом негативних домішок – сірки та фосфору) :

1) Автоматні сталі. Це сталі з високою оброблюваністю різанням, яка досягається введенням в сталь S, P, Se, Та, Са і утворення неметалевих включень. Наявність у сталі включень з низькою температурою плавлення призводить до утворення плівки між інструментом і заготовкою, що знижує коефіцієнт тертя в умовах різання. Присутність сірки і фосфору полегшує відділення стружки і руйнування металу, сприяє отриманню гладкої блискучої поверхні різання. У разі механічної обробки автоматних сталей утворюється коротка, ламка стружка, що особливо важливо при обробці на швидкохідних верстатах – автоматах. Недоліком автоматних сталей є їхня понижена пластичність. Це пов'язано з тим, що переважна більшість включень в умовах прокатування сприяє утворенню смугастої структури, що викликає появу анізотропії властивостей. Сталі застосовують для виготовлення деталей, від яких не вимагаються високі механічні властивості (деталі кріплення, пальці, втулки тощо).

Маркуються : А12, А20, А30, А40Г.

2) Сталі звичайної якості загального призначення (ГОСТ 380 – 88)

Сталі цього класу діляться на три групи.

Група А – поставляється замовнику з гарантованими механічними властивостями, у вигляді гарячекатаного прокату – балки, швеллери, кутники, прутки, листи, труби. Використовуються у будівництві.

Маркуються : Ст0...Ст6.

Група Б – поставляється замовнику з гарантованим хімічним складом. Це прокат, який піддається тепловому впливу – гарячій пластичній деформації та термічній обробці – малонавантажени деталі – вали, осі, зубчаті колеса.

Маркуються : БСт1кп, БСт6сп.

Група В – поставляється з нормованими механічними властивостями і хімічним складом. Використовуються для виготовлення деталей зварюванням, коли необхідно знати склад сталі. Властивості металу подалі від зони теплового впливу при зварюванні відповідають властивостям вихідного металу.

Маркуються : ВСт0...ВСт6.

В залежності від умов і ступеня розкислення розрізняють :

1. спокійні сталі «сп» - Ст1сп ;
2. напівспокійні сталі «пс» - Ст1сп ;
3. киплячі сталі «кп» - Ст2кп.

У цих сталях різна масова кількість кисню і кремнію. У спокійних – 0,15 – 0,3 % Si, ~ 0,002 %O₂; у напівспокійних – 0,05 – 0,15 % Si, ~ 0,01 %O₂ і у киплячих – не більше 0,05 % Si та 0,02 %O₂. Спокійні сталі отримують повним розкисленням сталі феромарганцем, ферокремнієм та фероалюмінієм у печі, а потім у ковші. Сталі охолоджують спокійно без газовиділень. Киплячі сталі розкислюють тільки феромарганцем, і до затвердіння у них міститься підвищена кількість FeO. При охолодженні у виливниці FeO взаємодіє з вуглецем сталі, при цьому утворюється СО, який виділяється у вигляді пухирців, створюючи враження, що метал кипить.

Для відповідальних зварних конструкцій, а також таких, що працюють при низьких кліматичних температурах, застосовують спокійні сталі, оскільки у них низька температура порогу холодноламкості.

Механічні властивості сталей звичайної якості підвищують гартуванням у воді з прокатного нагріву і наступним самовідпуском. Тимчасовий опір зростає при цьому у 1,5 – 2,0 рази при достатньо високій пластичності. Структура – Т, С.

3) Якісні сталі

Від сталей звичайної якості якісні відрізняються меншим вмістом сірки та фосфору та меншою кількістю неметалевих включень.

Сталь 08, 10, 15, 85, 08кп, 10кп.

У сталях цього класу достатньо високий комплекс механічних властивостей, який досягається термічною обробкою. Вони мають також хороші технологічні властивості (оброблюваність різанням, зварюваність, деформованість). Ці сталі не дефіцитні, вони дешеві. Основний недолік – мала прогартованість, а це накладає певні вимоги по розмірах деталей (малі перетини). Ці сталі, як правило, у машинобудуванні використовуються для виготовлення простих деталей невеликого перетину.

4) Високоякісні сталі

Високоякісні сталі містять $S \leq 0.025$ %. По вмісту вуглецю вони позначаються так як і якісні конструкційні та інструментальні сталі, а у кінці марки – літера «А»

У10А, У12А, 38ХМЮА

5) Особлиовисокоякісні сталі

Якщо сталь на металургійному підприємстві піддавалась рафінуванню рідким синтетичним шлаком у ковші для видалення неметалічних включень, газів, сірки, фосфору, то вона містить цих негативних домішок значно менше. Міцність та пластичність таких сталей майже не змінюється після переплаву, а зменшується кількість неметалічних включень, їх глобулізація знижує анізотропію властивостей пластичності і в'язкості. У цих сталях висока конструкційна міцність. У цих сталях в кінці марки стоїть буква «Ш»

Чавуни

Чавунами називаються сплави заліза і вуглецю, які містять більше 2,14 % вуглецю. В залежності від стану вуглецю чавуни бувають білими та сірими. Так як і сталі, чавуни це не прості подвійні сплави, а це багатоконпонентні сплави. Вони містять ті ж постійні домішки – Mn, Si, P, S, але в більших кількостях, тому суттєво впливають на процес графітизації чавуну і відповідно на структуру ат властивості.

Марганець підвищує зносостійкість чавуну, усадку, крихкість. Розчиняючись у цементиті підвищує його стійкість при розпаді, тобто сприяє відбілюванню чавуну. Вміст Mn у сірих чавунах допускається 0,5 – 1,0 %.

Кремній міститься у чавунах в кількості (0,3 – 0,5) – (3,0 – 5,0) %. Він дуже сильно впливає на процес графітизації, підсилює графітизацію чавуну. Таким чином Si у чавунах – корисна домішка, чим його більше, тим більше фериту.

Сірка – сприяє відбілюванню чавуну і погіршує ливарні властивості (сильно зменшується рідкотекучість). Сірка підвищує твердість, знижує механічні властивості, підсилює схильність до утворення тріщин. Вміст сірки, в залежності від розмірів відливки коливається в межах 0,08 (малі) – 0,12 % (крупні).

Фосфор – практично не впливає на процес графітизації чавуну, це корисна домішка, оскільки фосфор покращує рідко текучість чавуну. Це пояснюється утворенням легкоплавкої потрійної евтектики ($\text{Fe}_3\text{C} - \text{Fe}_3\text{P} - \text{Fe}$) з температурою плавлення 950°C . Тверді ділянки фосфідної евтектики підвищують твердість та зносостійкість чавуну. Високофосфористі чавуни ($1\% \text{P}$) використовуються для литва виливок складної форми, художнього литва, а у звичайних чавунах вміст $\text{P}=0,3 - 0,5\%$. Підвищений вміст фосфору рекомендується і для антифрикційних чавунів які працюють при малих питомих тисках.

Білий чавун

Білим називається чавун, у якого весь вуглець знаходиться у зв'язаному стані у вигляді цементиту. Цей чавун кристалізується у відповідності з діаграмою залізо – цементит і відрізняється високою крихкістю. Колір чавуну сріблясто – білий. Фазовий склад чавунів при кімнатній температурі такий же як і у сталей – $\text{Ф}+\text{Ц}$, але властивості відрізняються, оскільки у білих чавунах велика кількість цементиту.

По кількості вуглецю і структурі білі чавуни діляться на доевтектичні ($2,14 - 4,3\% \text{C}$), евтектичні ($4,3\% \text{C}$), заевтектичні ($4,3 - 6,67\% \text{C}$). У промисловості використовуються в основному доевтектичні чавуни, які мають структуру $\text{П}+\text{Л}+\text{Ц}_{\text{II}}$. Із білих чавунів виливають валки прокатних станів, стрілки трамвайних рейок, бандажі вагонних коліс, кулі різних млинів. Із цього чавуну отримують ковкий чавун. Як правило, відливки мають структуру половинчастого чавуну, у якого на поверхні утворюється структура білого чавуну, а серцевина представляє собою сірий чавун. Білий чавун – це переробний чавун, який іде на виплавку сталей.

Сірі чавуни

Сплав заліза та вуглецю, у якого вуглецю більше $2,14\% \text{C}$ називається чавуном. Присутність евтектики чавуну обумовлює його використання в якості ливарного сплаву. Сірим називається такий чавун, у якому весь вуглець перебуває у вільному стані у вигляді графіту.

Утворення графіту у чавуні може відбуватися безпосереднім виділенням його із рідкого розплаву, або внаслідок розпаду попередньо утвореного цементиту. Утворення вуглецю у формі графіту називається графітизацією. Кристалізація графіту із рідкого розплаву проходить при більш високій температурі ніж кристалізація цементиту.

В стабільній системі $\text{Fe} - \text{C}$ при температурі, яка відповідає лінії $\text{C}'\text{D}'$ кристалізується не цементит, а графіт.

Вірогідність утворення у рідкій фазі (або аустеніті) метастабільного цементиту, який містить 6,67 %C, значно вища ніж графіту , який складається тільки з атомів вуглецю. Графіт утворюється тільки при дуже малій швидкості охолодження, коли ступінь переохолодження рідкої фази невелика. При переохолодженні рідини нижче 1147 °С утворюється цементит.

У рідкому чавуні присутні різні включення, які полегшують утворення та ріст графітних зародків. При наявності готових зародків процес утворення графіту може відбуватися і при температурах нижче 1147 °С. До цього призводить і легування чавуну кремнієм, який сприяє процесу графітизації.

Графіт, який утворюється із рідкої фази, росте із одного центру і, розгалужуючись у різні сторони, набуває форму сильно викривлених пелюсток. В площині шліфа графіт має вигляд або завихрених пластинок, які представляють собою різні розрізи графітних пелюсток.

Основний вплив на властивості чавунів надає вуглець у формі графіту. Графіт може бути: пластинчатий, пластівцевий, кулястий та вермикулярний.

У звичайному сірому ливарному чавуні графіт має пластинчасту форму, чавун з пластівцевою формою – ковкий, а з кулястою – високоміцний. Властивості чавунів в значній мірі залежать від форми, кількості та характеру розподілу графіту.

Графіт в порівнянні зі сталлю має низькі механічні властивості, а тому графітні включення можна вважати пустотами, мікротріщинами. Чим більший об'єм займають пустоти, тим нижче властивості чавунів. Чим більше у чавуні графіту, тим нижчі його механічні властивості. Чим грубіші включення, тим більше вони роз'єднують металеву основу, тим гірші властивості чавуну. Графітні пластинки, які відіграють роль тріщин, гострих надривів у металі, сильно знижують опір розвитку тріщин, межу міцності при розтягуванні. Опір розриву, вигину, скручуванню визначаються в основному кількістю, формою і розмірам графітних включень. Ці властивості чавунів значно нижчі ніж у сталях. Негативний вплив графітних включень на властивості чавунів зменшується по мірі заокруглення графіту і змінюється від пластівцевої до кулястої, оскільки куляста форма не створює різких концентрацій напружень і такі включення не являються тріщинами у чавуні.

Металева основа чавуну може складатися із перліту (кількість зв'язаного вуглецю 0,8%), або із фериту і перліту (кількість зв'язаного вуглецю менше 0,8%) або тільки фериту ($C \leq 0,025\%$). Тому , в залежності від структури металевої основи розрізняють: перлітний чавун - П+Г, ферито-перлітний – П+Ф+Г, та феритний – Ф+Г.

На характеристики міцності суттєво впливає структура металевої основи. Чавун з перлітною структурою має найбільшу твердість, міцність та зносостійкість. Присутність фериту у структурі металевої основи призводить до зниження характеристик міцності і зносостійкості. Пластичність чавунів мало залежить від структури металевої основи.

Форма графітних включень мало впливає на твердість чавуну, але на міцність і пластичність впливає в значній мірі. Найбільш благодатною формою є куляста, а пластинчатий графіт знижує міцність і пластичність чавуну.

Сірий чавун (ливарний)

Сірий чавун – це чавун з пластинчатою формою графітних включень. Він утворюється при графітизації за діаграмою залізо - графіт. При литві з наступним повільним охолодженням графіт набуває пелюсткову (розеточну) форму, яка у розрізі має форму пластинок.

Графіт зменшує (як порожнина) міцність і пластичність, опір відриванню, тимчасовий опір. Відносне подовження при розтягуванні сірого чавуну не залежно від металевої основи практично дорівнює нулю. Графітні включення мало впливають на зменшення межі міцності при стисканні та твердість, величина яких залежить від металевої матриці. При стисканні чавун зазнає значної деформації, руйнівне навантаження при стисканні в залежності від якості чавуну і його структури в 3-5 разів більше ніж при розтягуванні. Тому такий чавун рекомендується застосовувати для виробів, що працюють на стискання.

Графіт значно менше знижує міцність при згинанні ніж при розтягуванні.

Графіт, порушуючи суцільність металевої основи, робить чавун малочутливим до різного роду концентраторів напружень (дефектів поверхні, надрізів, виточок). Внаслідок цього чавун має приблизно однакову конструкційну міцність у виливках простої форми або з рівною поверхнею і складною формою з надрізами або з погано обробленою поверхнею. Графіт підвищує зносостійкість і антифрикційні властивості чавуну завдяки власне змазуючій дії і підвищенню міцності плівки змащуючого матеріалу. Графіт покращує оброблюваність різанням, він робить стружку ламкою.

Металева основа у сірому чавуні забезпечує найбільшу міцність та зносостійкість при перлітній основі. Присутність фериту, не підвищуючи пластичність і в'язкість чавуну, знижує його міцність та зносостійкість. Феритний чавун має найменшу міцність. Сірий чавун має високі демпфувальні властивості, він добре гасить вібрації і резонансні коливання, високі антифрикційні властивості.

Сірий чавун маркується буквами «СЧ» і цифрами, що характеризують границю міцності матеріалу при випробовуваннях на розтяг. Виготовляють – будівельні колони, фундаментні плити, литі малонавантажені деталі сільгоспмашин, верстатів, автомобілів, тракторів, арматура, станини потужних верстатів, поршні циліндрів, деталі, що працюють на знос в умовах високого тиску, компресорів, дизельних циліндрів, блоки двигунів, деталі металургійного обладнання.

Ковкий чавун

Ковкий чавун – це чавун з пластівцевою формою графітних включень. В порівнянні з пластинчатим графітом, пластівцевий графіт розташовується в металевій основі чавуну більш

компактно, включення графіту не діють як гострі надрізи і тому такі включення в меншій мірі ослаблюють металеву основу.

Ковкий чавун отримують довготривалим нагрівом при високих температурах (відпал) виливок із білого чавуну. В результаті відпалу утворюється графіт пластівцевої форми. Металева основа ковкого чавуну: Ф, Ф+П, П. Найбільшою пластичністю характеризується феритний ковкий чавун, який широко використовується у машинобудуванні.

Хімічний склад білого чавуну, який відпалюють на ковкий чавун, вибирають в межах: 2,5...3,0% С, 0,7...1,5% Si, 0,3...1,0% Mn, $\leq 0,12\%$ S, 0,18% P. Чавун має понижений вміст вуглецю і кремнію. Більш низький вміст вуглецю сприяє підвищенню пластичності, оскільки при цьому зменшується кількість графіту, який виділяється при відпалюванні, а понижена кількість кремнію запобігає виділенню пластинчатого графіту в структурі виливки при охолодженні.

Товщина стінки виливки не повинна перевищувати 40...50мм. При більших розмірах стінки в серцевині утворюється пластинчатий графіт, і чавун стає непридатним до відпалювання. Відпалювання проводиться у дві стадії. Перша стадія проводиться при 950...970°C – I-а стадія графітизації, після якої утворюється структура А+Г. в результаті розпаду цементиту дифузійним шляхом утворюється пластівцевий графіт (вуглець відпалювання).

Після цього виливки охолоджують до температур, які відповідають інтервалу евтектоїдного перетворення.

При охолодженні відбувається виділення із аустеніту вторинного цементиту, його розпад і як результат ріст графітних включень. При досягненні евтектоїдного інтервалу температур охолодження різко уповільнюють або дають додаткову витримку при температурі нижче цього інтервалу. В цей період протікає друга стадія графітизації: розпад аустеніту на Ф і Г або розпад цементиту, який входить в склад перліту з утворенням Ф і Г (в процесі витримки нижче евтектоїдної температури). Після закінчення другої стадії графітизації структура чавуну складається із фериту і пластівцевцевого графіту.

Для прискорення відпалювання застосовують різні заходи: чавун модифікують алюмінієм, підвищують температуру нагріву чавуну перед розливкою, перед відпалом проводять старіння – 300...400°C, підвищують температуру першої стадії графітизації (але не вище 1080°C), відпалювання проводять у захисній атмосфері. В такому випадку тривалість відпалювання складає 24...60 годин замість 70...80 годин.

Ковкий чавун маркують буквами «КЧ» і цифрами границі міцності і відносного видовження, КЧ 35-10.

Виливки із ковких чавунів застосовують для деталей, що працюють при ударних і вібраційних навантаженнях (картери, редуктори, фланці, муфелі, крюки, скоби).

Перлітні ковкі чавуни характеризуються високою міцністю, помірною пластичністю і хорошими антифрикційними властивостями. З них виготовляють вилки карданних валів, втулки, муфти, тормозні колодки, ланки і ролики цепів конвеєра та ін.

Ковкі чавуни застосовують в основному для виготовлення тонкостінних деталей на відміну від високоміцного.

Високоміцний чавун

У високоміцному чавуні графіт має кулясту форму. Кулястий графіт утворюється в литій структурі в процесі кристалізації. Кулястий графіт, який має мінімальну поверхню при даному об'ємі, значно менше послаблює металеву основу ніж пластичний графіт, і не являється активним концентратором напружень. Куляста форма графіту досягається модифікуванням. Модифікатори чавуну SiCa, FeSi, AlMg, але найчастіше використовують магній, який вводять перед розливанням чавуну, у кількості до 0,5%. Дія магнію пояснюється збільшенням поверхневого натягу графіту і утворенням мікробульбашок пари, в які дифундує вуглець.

Чавун з кулястим графітом має більш високі механічні властивості, які не поступають властивостям литої сталі. При цьому зберігаються гарні ливарні властивості та оброблюваність різанням, здатність гасити вібрації, чавун має високу зносостійкість.

Склад чавуну як правило: 2,7...3,7% C, 1,6...2,9% Si, 0,3...0,7% Mn, $\leq 0,1\%$ S та P.

Маркується високоміцний чавун літерами «ВЧ» і цифрою, що характеризує границю міцності при випробовуванні на розтяг, ВЧ-45.

Високоміцні чавуни використовують для виливання деталей в автобудуванні, дизелебудуванні – колінчаті вали, кришки циліндрів, деталі прокатних станів, в ковальсько – пресовому обладнанні – шаботи, молоти, траверси, преси, корпуси насосів, вентилі – у хімічній та нафтовій промисловості.

Високоміцні чавуни піддають багатьом видам термічної та хіміко-термічної обробки, і зокрема ізотермічне гартування на бейніт забезпечує границю міцності на рівні 100 МПа.

Високоміцні чавуни поряд з кулястими можуть містити деяку кількість вермикулярного графіту. Графітні включення в ньому мають округлі краї і менше співвідношення довжини і товщини. Тому вермикулярний графіт представляє собою перехідну форму від пластинчатого до кулястого графіту і не є таким значним концентратором напружень, як пластинчатий.

Співвідношення кількості кулястого та вермикулярного графіту у чавуні при однаковій кількості кремнію і вуглецю залежить головним чином від обробки розплаву лігатурами, що містить магній і рідкоземельні метали. Чавун з вермикулярним графітом може містити не більше 40% кулястого графіту, його позначають «ЧВГ», за яким йде число, що вказує на значення границі міцності.

Марку чавуну з вермикулярним графітом можна змінити шляхом використання термічної обробки, змінюючи структуру металевої основи. При однаковій структурі металевої основи механічні властивості чавуну з вермикулярним графітом знаходяться між значеннями властивостей сірого чавуну з пластинчатим графітом і високоміцного чавуну з кулястим графітом. Чавуни марок «ЧВГ» міцніші, а при однаковій міцності більш пластичні, ніж чавуни марок СЧ. Вони перевищують чавуни марок ВЧ з оброблюваності різанням та здатності до демпфірування, і їх використовують на заміну марок СЧ для виливання деталей верстатів, ковальсько-пресового обладнання, корпусних деталей.

При певних умовах роботи застосовують чавуни зі спеціальними властивостями, які поділяють на антифрикційні, зносостійкі, жаростійкі та корозійностійкі.

Антифрикційні чавуни використовують для роботи у вузлах тертя з мастилом, підшипників ковзання, втулок, вкладишів. Для цього застосовують нелеговані або низьколеговані сірі чавуни з пластинчатим графітом АЧС-1... АЧС-6, високоміцні чавуни з кулястим графітом АЧВ-1, АЧВ-2, та ковкі чавуни АЧК-1, АЧК-2.

Включення графіту зменшують коефіцієнт тертя в парі зі сполученою сталеву деталлю. Додавання міді в чавуни поліпшує їх корозійні та антифрикційні властивості.

Більшість антифрикційних чавунів мають перлітну, або перліто-феритну основу, до того ж кількість в'язкого фериту не повинна перевищувати 30-50%, щоб запобігти налипанню матеріалу підшипника на шийку вала. Чавун АЧС-5 після гартування має 80% аустеніту і використовується для роботи в особливо навантажених вузлах тертя.

Підвищення зносостійкості, жаростійкості та корозійної стійкості чавунів досягають легуванням хромом, кремнієм, алюмінієм та іншими елементами. Маркуються чавуни буквою «Ч», за якою йдуть букви, що позначають легуючі елементи, а потім цифри, що відображають кількість цих елементів у відсотках. Буква «Ш» наприкінці означає наявність кулястого графіту. (ЧХ22, ЧХ22С, ЧС5Ш).

До найбільш зносостійких відносяться білі чавуни зі значною кількістю хрому ЧХ22, ЧХ33, в яких замість цементиту утворюються карбіди M_7C_3 з високою твердістю. Такі чавуни широко використовуються в гірничодобувній промисловості та металургії.

Жаростійкі чавуни легують хромом, кремнієм і алюмінієм, які утворюють оксидні плівки. Чавуни ЧХ32 використовують до температури 1150°C при виготовленні пічної арматури.

Кременистий чавун ЧС5Ш (силан) використовують до температури 800°C, а чавун з високою кількістю алюмінію ЧЮ22Ш (чугаль) до температури 1100°C при виготовленні топкової арматури котлів. Причому чигаль стійкий у середовищах, які містять сірчаний газ та пари води. Чавуни ЧХ22С, ЧС15 (феросилід) і ЧН15Д (нірезист) використовують для виготовлення деталей хімічної апаратури, що працюють у розчинах кислот, лугів і солей

Теорія термічної обробки металів

Термічна обробка металів – це теплова обробка, з допомогою якої змінюють структуру та фізико – механічні властивості у бажаному напрямку.

Змінюючи температуру нагрівання, тривалість витримки при даній температурі, швидкість нагрівання і охолодження, можна надавати сплавам різних структур та властивостей.

Основи термічної обробки були розроблені основоположником сучасного металознавства Д. К. Черновим. Подальший розвиток теорії і практики термічної обробки отримала в роботах С. С. Штейнберга, А. А. Бочвара, Г. В. Курдюмова, Н. А. Мінкевича, О. П. Гуляєва, В. Д. Садовського, К. Ф. Стародубова, та ін..

Теорія термічної обробки – опис процесів, які відбуваються у металі при нагріванні чи охолодженні.

В теорії термічної обробки приймають участь такі фази і структури:

Ферит – твердий розчин вуглецю у α – Fe.

Аустеніт – твердий розчин вуглецю у γ - Fe.

Мартенсит – перенасичений твердий розчин вуглецю у α – Fe.

Перліт – суміш фериту і цементиту.

При термічній обробці відбуваються такі чотири перетворення:

- перліту в аустеніт вище точки A_1 при нагріванні: $\Phi + \Psi \rightarrow A$;
- аустеніту в перліт нижче точки A_1 при охолодженні: $A \rightarrow \Phi + \Psi$;
- Аустеніту в мартенсит при температурах метастабільної рівноваги цих фаз: $A \rightarrow M$;
- Перетворення мартенситу на ферито – цементитну суміш (розпадання мартенситу): $M \rightarrow \Phi + \Psi$.

Перетворення при термічній обробці відбуваються при певних температурах, які відповідають критичним температурам сплавів, або чистого заліза:

A_2 – точка Кюрі – $768\text{ }^{\circ}\text{C}$;

A_1 – $727\text{ }^{\circ}\text{C}$;

A_3 – $911\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\alpha \rightarrow \gamma$

A_4 – $1399\text{ }^{\circ}\text{C}$; $\gamma \rightarrow \alpha$

Для сплавів $A_3 - GS$; $A_1 - PSK$; $A_m - SE$.

При нагріванні точки позначаються A_c , а при охолодженні A_r ; A_{c1} ; A_{c3} ; A_{cm} ; A_{r1} ; A_{r3} ; A_{rm} .

Перетворення відбуваються в зв'язку зі зміною вільної енергії фаз (структур) в залежності від температури. При температурах вище A_1 найменшу вільну енергію має аустеніт і тому йде перетворення перліту в аустеніт. Нижче A_1 спостерігається зворотне перетворення. При температурах нижче t_0 вільна енергія перліту мінімальна, але робота, яка необхідна для переходу аустеніту в мартенсит менша ніж для утворення перліту, і тому перехід аустеніту в мартенсит передреє подальшому переходу мартенситу в перліт. Останній перехід енергетично вигідніший у всьому температурному діапазоні.

Перше перетворення – утворення аустеніту

Перше утворення аустеніту із $\Phi - \text{Ц}$ суміші при нагріванні проходить дифузійним шляхом і відчиняється основним положенням теорії кристалізації.

Розглянемо перетворення $\Phi - \text{Ц}$ суміші (Π) в аустенітній на прикладі евтектоїдної (0,8%С) сталі. При нагріванні до температури A_{c1} , відповідно до діаграми $\text{Fe} - \text{Fe}_3\text{C}$ відбуваються у сталі такі процеси: розчинення у фериті деякої кількості цементиту у відповідності з лінією PQ; рекристалізація : якщо сталь зазнавала попередньої пластичної деформації; збільшення розчинності вуглецю у фериті. При підвищенні температури вище A_{c1} , концентрація вуглецю в окремих ділянках фериту збільшується. Такі ділянки фериту нестійкі і вони перетворюються в аустеніт, який є стабільним при даній температурі. Аустеніт при температурі дещо вище точки A_{c1} містить приблизно 0,8% С. Утворення зразків критичного розміру проходить за рахунок флуктуації розташування атомів. В об'ємі фериту на границі з цементитом виникають флуктуаційні ділянки з граткою аустеніту, у які поступає вуглець із карбиду. В утворенні пластинчатої ділянки $\gamma - \text{фази}$ від Fe_3C дифундує вуглець і вони стають здатними до росту зародками аустеніту. При рості зародка когерентність α і $\gamma - \text{граток}$ порушується, зсувний механізм замінюється на нормальний механізм росту, і зерна аустеніту набувають рівновісну форму.

Після зникнення фериту і цементиту, і відповідно, границь між ними, де переважно зароджувався аустеніт, спостерігається тільки ріст зерен аустеніту без утворення нових зародків. Аустеніт, який утворився, є неоднорідним за вмістом вуглецю. В ділянках, які прилягали до частинок цементиту, концентрація вуглецю у аустеніті вище, ніж у ділянках, які межували з феритом. Під впливом цього градієнта концентрації здійснюється дифузія атомів вуглецю в аустеніті в напрямку від границі з цементитом до ділянок, які межують з феритом. В результаті розчинення цементиту в аустеніті проходить його стабілізація. Таким чином, ріст ділянок аустеніту відбувається в результаті поліморфного α в γ перетворення і дифузії вуглецю.

Зростання ділянок аустеніту при такому перетворенні протікає швидше, ніж розчинення цементиту. Тому після перетворення фериту в аустеніт у структурі сталі зберігається іще деяка кількість цементиту і для його розчинення в аустеніті тривалість ізотермічної витримки повинна бути збільшена. Аустеніт, який утворився по описаному перетворенню, є неоднорідний по складу, і для його гомогенізації потребується додатковий час.

Для опису переходу ферито – цементитної структури в аустеніт часто користуються діаграмами ізотермічного утворення аустеніту, які дають уявлення про перетворення при різних температурах.

Швидкість перетворення ферито – цементитної структури в аустеніт, окрім температури нагрівання, залежить від її вихідного стану. Чим дисперсніша ферито – цементитна структура, тим більше виникає зародків аустеніту і швидше протікає процес аустенізації. Попередня сфероїдизація цементиту, особливо з утворенням крупних його глобулей, уповільнює процес утворення аустеніту.

При нагріванні доевтектоїдної чи заевтектоїдної сталі процес аустенізації ускладнюється перетворення структурно вільного фериту в аустеніт чи розчиненням надлишкового цементиту. При нагріванні доевтектоїдної сталі зародки аустеніту можуть виникати і на границях феритних зерен. У цьому випадку дифузія вуглецю по міжфазній границі приведе до намагання цементиту розчинитися у фериті, що буде призводити до перетворення фериту в аустеніт.

Чим більше у сталі вуглецю, тим швидше протікає аустенізація, що пояснюється збільшенням кількості цементиту, а відповідно, і зростанням сумарної поверхні розділу фериту і цементиту.

Легування хромом, молібденом, вольфрамом, ванадієм та іншими карбідоутворюючими елементами затримує аустенізацію через утворення легованого цементиту чи важко розчинних у аустеніті карбідів легувальних елементів. Відповідно більше часу необхідно і для гомогенізації аустеніту, оскільки дифузійна рухливість цих елементів у гратці γ – фази значно нижча, ніж вуглецю.

При безперервному нагріванні перетворення перліту в аустеніт протікає в деякому інтервалі температур. Початок перетворення ферито – карбідної структури в аустенітну відповідає температурі трохи вище A_{c1} , кінець поліморфного α в γ перетворення – температурам лінії A_{c3} і повне розчинення карбідів – температурам, що утворюють лінію A_{cm} . Чим вище швидкість нагрівання, тим при більш високій температурі протікає перетворення. Інтервал температур, у якому протікає перетворення перліту в аустеніт, тим більший, чим вища швидкість нагрівання, тому при швидкісному нагріванні (СВЧ), температура нагрівання для аустенізації сталі повинна бути вищою, ніж при порівняно повільному пічному нагріванні.

Ріст зерна аустеніту при нагріванні

Зародки аустеніту при нагріванні вище A_1 утворюються на границі розділу ферит – карбід. При такому нагріванні число зародків завжди достатньо велике і початкове (вихідне) зерно аустеніту дрібне.

При подальшому підвищенні температури чи збільшенні часу витримки при даній температурі проходить ріст зерна аустеніту, термодинамічно виправданим намаганням системи до зменшення вільної енергії внаслідок скорочення поверхні зерен.

В основі механізму росту зерен аустеніту лежить міграція великокутових границь. Таким чином, ріст зерна контролюється дифузійним переходом атомів через великокутову границю.

Розмір зерна, що утворився при нагріванні до даної температури, звичайно, не змінюється при наступному охолодженні. Здатність зерна аустеніту до зростання неоднакова навіть у сталей одного марочного складу, внаслідок впливу умов виплавлення. Розрізняють два типи сталей по схильності до зростання зерна: спадково дрібнозернисті і спадково крупнозернисті.

У спадково дрібнозернистій сталі при нагріванні до 950 – 1000 °С зерно мало збільшується, але при більш високому нагріванні настає стрімке зростання зерна. У спадково крупнозернистій сталі, навпаки, стрімке зростання зерна спостерігається навіть при незначному перегріванні вище A_1 . Різна схильність до зростання зерна визначається умовами розкислювання сталі та її складом.

Легування сталей, яке обумовлює уповільнення дифузійних процесів, буде стримувати зростання зерна, яке контролюється дифузією. Терміни спадково дрібнозерниста та спадково крупнозерниста сталь не означає того, що вона завжди буде мати крупне чи дрібне зерно. Спадкове зерно, яке отримане в стандартних умовах технологічної проби вказує тільки на те, що при нагріванні до певних температур спадково крупна зерниста сталь набуває відносно більш крупне зерно при більш низькій температурі, ніж сталь дрібнозерниста.

Розмір дійсного зерна аустеніту обумовлений температурою нагрівання, тривалістю витримки при ній і схильністю даної сталі до зростання зерна при нагріванні.

Довготривале нагрівання сталей при температурах значно вищих A_3 чи A_{cm} , призводить до утворення крупного дійсного зерна. У перегрітій сталі злам камнеподібний. Поверхня руйнування зламу характеризується горбкуватою грубозернистою будовою (зерна без металічного блиску, начебто оплавленні)

У перегрітій сталі нерідко чітко проявляється те, що ферит утворюється по зсувному механізму перетворення. Зростання відманштетових кристалів фериту проходить при високих температурах в умовах дифузійного відводу вуглецю. Перегрів різко знижує ударну в'язкість і цей дефект термічної обробки може бути усунений повним відпалом.

Ще більш високе нагрівання, ніж при перегріванні і до того ж в окислювальному середовищі, призводить до перепалу сталі; він супроводжується утворенням по границях зерен окислів заліза. При цьому також утворюється камневидний злам, який є більш крупнозернистим. Перепал – не виправний дефект сталі.

Величина зерна сталі суттєво не впливає на стандартний комплекс механічних властивостей, які отримують при випробуваннях на статичне розтягування (δ , $\sigma_{0,2}$, σ_b , ψ) і твердість, але при зростанні зерна різко знижується ударна в'язкість, зменшується робота розповсюдження тріщини і

підвищується поріг холодноламкості. Значення K_{1c} при збільшенні розміру зерна зростає. Чим крупніше зерно тим сильніше сталь схильна до деформації та гартувальних тріщин. Це все необхідно враховувати при виборі режимів термічної обробки. Різномірність сильно знижує конструкційну міцність, спричиняє окрихчування в зонах, які розташовані біля концентраторів напружень.

Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту

Якщо сталь з вихідною структурою аустеніту, який отриманий в результаті нагрівання до температури вище A_{c3} (для доевтектоїдної сталі) чи вище A_{cm} (для заевтектоїдної сталі), переохолодити до температури A_1 , то аустеніт стає метастабільним і зазнає перетворення.

Для опису кінетики перетворення переохолодження аустеніту користуються експериментально побудованими діаграмами час – температура, ступінь розпаду або діаграми ізотермічного перетворення аустеніту, тобто перетворення, що протікає при постійній температурі (TTT – time – temperature – transformation).

Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту складається з двох кривих – початку розпаду аустеніту і повного його розпаду. Область, яка лежить зліва від кривої початку розпаду аустеніту відноситься до інкубаційного періоду; в інтервалі температур і часу, що визначаються цією областю, існує переохолоджений аустеніт, який практично не зазнає помітного розпаду. Тривалість інкубаційного періоду характеризує стійкість переохолодженого аустеніту. При збільшенні переохолодження його стійкість швидко зменшується, і досягає мінімуму, а далі знову зростає.

При температурі найменшої стійкості аустеніту швидкість переохолодження дуже велика. Зменшення стійкості аустеніту і збільшення швидкості його перетворення при збільшенні ступеня переохолодження, пояснюється зростанням різниці вільних енергій аустеніту і фериту. При цьому зменшується розмір критичного зародка, який здатний до росту, та збільшується кількість об'ємів у вихідному аустеніті, у яких можуть виникати зародки нових фаз – фериту і цементиту. Підвищення стійкості аустеніту і зменшення швидкості його перетворення при великих ступенях переохолодження визначається зниженням швидкості утворення і росту нових фаз внаслідок уповільнення процесу дифузії.

При переохолодженні аустеніту до температури, яка рівна чи нижча мартенситної точки (M_n), що відповідає температурі початку перетворення переохолодженого аустеніту в мартенсит, дифузійні процеси повністю подавляються і утворення структури, яка складається із фериту і цементиту, стає неможливою. У цьому випадку протікає бездифузійне перетворення аустеніту в структуру загартованої сталі, що називається мартенситом.

В залежності від ступеня переохолодження аустеніту розрізняють три температурні області, чи стадії перетворення:

- перлітну
- область проміжного перетворення

- мартенситну

Перлітна область у вуглецевих сталях розповсюджується на інтервал температур від точки A_1 до вигину ізотермічної діаграми ($\sim 550^\circ\text{C}$). При даних температурах відбувається дифузійний розпад з утворенням структури фериту і цементиту – перліту.

Проміжне перетворення протікає при температурах від вигину кривої ($\sim 550^\circ\text{C}$) до точки M_n . Це перетворення має ряд особливостей, які характерні як для перлітного (дифузійного) так і для мартенситного (бездифузійного) перетворення. Як результат, при перетворенні переохолодженого аустеніту, утворюється структура, що називається бейнітом.

Нижче температури, що відповідає точці M_n , переохолоджений аустеніт бездифузійно перетворюється у мартенсит.

Перлітне перетворення

Перлітне перетворення переохолодженого аустеніту носить кристалізаційний характер і розпочинається по дифузійному механізму. Це витікає з того, що аустеніт вуглецевої сталі практично однорідний по концентрації вуглецю, розпадається з утворенням фериту (майже чисте залізо) і цементиту, який містить 6,67%С, тобто складається із фаз, які мають різку різницю по концентрації вуглецю. Основною, в першу чергу виникаючою, фазою при цьому є цементит. Як правило його зародки утворюються на границях зерен аустеніту.

В результаті росту частинок цього карбїду аустеніт, що примикає до нього, збіднюється вуглецем, знижує свою стійкість і шляхом поліморфного α в γ перетворення переходить у ферит. Це перетворення, як і люба перебудова кристалічної ґратки, проходить зсувним шляхом. При цьому кристалики фериту зароджуються на між фазних границях з цементитом, де цей процес полегшується.

Подальше зростання феритних пластинок призводить до збагачення аустеніту вуглецем, що затрудняє подальший розвиток α в γ перетворення. У збагаченому таким чином вуглецем аустеніті зароджуються нові і ростуть раніше утворені пластинки цементиту. В результаті утворення і росту частинок карбїдів знову створюються умови для виникнення нових і росту уже утворених кристаликів фериту. В результаті відбувається колоніальний (сильний) ріст кристаликів фериту і цементиту, які утворюють перлітну колонію. Розмір перлітних колоній і перлітних субколоній тим менше, чим дрібніше зерно вихідного аустеніту і більша ступінь його переохолодження.

Продукти перлітного перетворення мають пластинчасту будову. Чим більше переохолодження, тим тонкішою буде утворена ферито – цементитна структура, тобто менша величина міжпластинчастої відстані, яка дорівнює усередненій сумі товщин двох пластинок фериту і цементиту. При переохолодженні аустеніту до температур $700-600^\circ\text{C}$ утворюється $\Phi - \text{Ц}$ суміш з міжпластинчастою відстанню $0,6 - 1,0$ мкм, в інтервалі температур $650-600^\circ\text{C}$ переохолоджений аустеніт розпадається на $\Phi - \text{Ц}$ суміш у якої міжпластинчаста відстань дорівнює $0,25 - 0,3$ мкм, а в разі переохолодження аустеніту до температур $600-550^\circ\text{C}$ він розпадається на $\Phi - \text{Ц}$ суміш, у якої

відстань дорівнює 0,1 – 0,15 мкм. Ферито – цементитні суміші, які утворилися в різних температурних інтервалах, і які мають різні розміри, називаються відповідно перліт, сорбіт і троостит. Поділ Ф – Ц суміші на П, С, Т є чисто умовний і між ними немає чіткої границі, вони мають пластинчасту будову, відрізняються ступенем дисперсності, а відповідно і мають різні твердості, тимчасовий опір, межу плинності і витривалості. Твердість у П - 180 -250 НВ, С – 250 – 350 НВ, у Т – 350 – 450 НВ.

Мартенситне перетворення

Мартенситне перетворення протікає тільки у тому випадку, якщо швидким охолодженням аустеніт переохолоджується до низьких температур (200°C і нижче), коли дифузія як вуглецю, так і заліза стає неможливою. При мартенситному перетворенні не проходить перерозподіл компонентів між аустенітом і мартенситом, тому його можна розглядати, як фазові перетворення в однокомпонентній системі. Для початку мартенситного перетворення необхідно велике переохолодження аустеніту (т. M_n) при якому значення різниці об'ємної вільної енергії аустеніту і мартенситу буде більшим приросту поверхневої та пружної енергії ($\Delta F_{об} > \Delta F_{пов} + \Delta F_{пр}$). Таким чином, мартенситне перетворення носить бездифузійний характер, воно проходить шляхом зсуву і не супроводжується зміною складу твердого розчину.

Мартенситне перетворення не можна подавити швидким охолодженням, як це може бути при дифузійних перетвореннях. При переохолодженні до температури, що відповідає точці початку (т. $M_n \sim 200^{\circ}\text{C}$) мартенситного перетворення аустеніт починає перетворюватись у мартенсит. Щоб мартенситне перетворення розвивалось, необхідно безперервно охолоджувати сталь нижче температури M_n . Якщо охолодження припинити, то мартенситне перетворення також зупиниться. Ця особливість мартенситного перетворення різко відрізняє його від дифузійного перлітного перетворення, яке повністю протікає в ізотермічних умовах при температурі нижче точки A_1 . Залежність кількості мартенситу, що утворився, від температури, до якої охолоджений зразок, описується мартенситною кривою. Чим нижча температура, тим більше утворюється мартенситу. Кількість мартенситу при цьому зростає у результаті утворення все нових і нових кристалів, а не внаслідок росту кристалів, які утворились і які мають когерентну межу. При досягненні для кожної сталі температури, перетворення аустеніту в мартенсит припиняється. Цю температуру закінчення мартенситного перетворення називають температурою мартенситного перетворення. Положення точок M_n і M_k не залежить від швидкості охолодження і обумовлено хімічним складом аустеніту. Чим більше в аустеніті вуглецю, тим нижчі температури M_n і M_k . Всі легуючі елементи, які розчиняються в аустеніті, за виключенням Co і Al , знижують точки M_n і M_k .

Нова фаза, яка утворилася при мартенситному перетворенні називається **мартенситом** і представляє собою пересичений твердий розчин вуглецю в α – залізі. Якщо в рівноважному стані

розчинність вуглецю в α – залізі при кімнатній температурі не перевищує 0,006%С, то його вміст у мартенситі може бути таким, як і у вихідному аустеніті.

Атоми вуглецю займають октаедричні пори вздовж осі (0001) в гратці α – заліза (мартенситу) і значно її спотворюють. Мартенсит має тетрагональну гратку, в якій один період „ с “ більший за інший - „ а“. При збільшенні вмісту вуглецю висота тетрагональної призми зростає „ с “, а розмір її основи зменшується. Відповідно, чим більше в мартенситі вуглецю, тим більше відношення с/а, тобто більша тетрагональність гратки. Відношення $s/a = 1+0,046C$, де С – концентрація вуглецю в аустеніті, % за масою.

Є різні види мартенситу за механізмом утворення:

- мартенсит напруження
- мартенсит деформації
- мартенсит охолодження.

Кристали мартенситу в залежності від складу сталі, а відповідно і від температури свого утворення можуть мати різну морфологію і субструктуру. Розділяють два типи мартенситу:

- пластинчастий
- рейковий

Пластинчастий мартенсит утворюється у високовуглецевих сталях, що характеризується низькою температурою мартенситної точки. У цьому випадку кристали мартенситу складаються в своїй середній частині з великої кількості мікродвійників, що утворюють зону підвищеного травлення, яка називається мідрібом.

Коли кристали пластинчастого мартенситу розташовуються в площині шліфа, вони мають вигляд голок.

У конструкційних вуглецевих і легованих сталях більша частина кристалів мартенситу має форму таких рейок (рейковий мартенсит) витягнутих в одному напрямку. Рейки часто утворюють пакет. Такий високотемпературний мартенсит називають масивним на відміну від голчастого.

Розміри кристалів мартенситу визначаються величиною вихідного зерна аустеніту. Вони є тим більші, чим більше зерно аустеніту. Перша пластина мартенситу має довжину, що відповідає поперечному розміру зерна аустеніту, кристали, що утворюються при більш низьких температурах, обмежені у своєму розвитку, і мають менші розміри.

У загартованих сталях, що мають точку M_s нижче $200^\circ C$, і зокрема у вуглецевих сталях, що містять більше 0,4 – 0,5% С, є присутній аустеніт, який називають залишковим – $A_{зал}$. Його кількість зростає із зниженням M_s та M_f , тобто із ростом вмісту вуглецю і легуючих елементів у аустеніті. Сталь з 0,6 – 1,0% С має до 10% $A_{зал}$, а 1,3 – 1,5% - 30 – 50 $A_{зал}$.

Твердість мартенситу залежить від вмісту вуглецю, для сталі з 0,6 – 0,7%С твердість складає 65HRC.

Проміжне (бейнітне) перетворення

Бейнітне перетворення протікає в температурній області між перлітним і мартенситним перетворенням. В результаті проміжного перетворення утворюється бейніт, який складається із α – твердого розчину дещо пересиченого вуглецем як і після мартенситного перетворення і частинок карбідів. Бейніт, який утворюється в області температур 500 – 350⁰С має “перистий ” вигляд схожий на різану солому і називається верхнім бейнітом. Тут частинки карбідів виділяються не у вигляді пластинок, як у перліті, а у вигляді ізольованих вузьких частинок. Нижній бейніт утворюється при температурі 350⁰С до точки M_n і має голчасту (пластинчасту) будову. Карбідні частинки в нижньому бейніті розміщуються в пластинках α – фази.

Бейнітне перетворення включає в себе елементи перлітного і мартенситного перетворень і дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті між продуктами його розпаду і мартенситне бездифузійне перетворення.

Бейнітне перетворення протікає при температурах, коли самодифузія заліза і дифузія легуючих елементів практично неможливі, а дифузія вуглецю ще достатньо висока. Це і визначає особливості бейнітного перетворення. На початку перетворення відбувається дифузійний перерозподіл вуглецю в аустеніті, що призводить до утворення в ньому об’ємів, збагачених і збіднених вуглецем. У ділянках аустеніту з низьким вмістом вуглецю, у яких точка M_n , лежить в області температур проміжного перетворення відбувається $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення за мартенситним механізмом. В об’ємах аустеніту, збагачених вуглецем, якщо їх пересичення високе, в процесі ізотермічної витримки можуть виділятися частинки карбідів, що призводить до збіднення цих ділянок аустеніту вуглецем і до протікання в них перетворення за мартенситним механізмом. Мартенситний механізм утворення α – фази обумовлює її мартенситну структуру і появу характерного рельєфу на поверхні мікрошліфа, який особливо проявляється при утворенні нижнього бейніту.

Мартенсит (α – фаза), що утворюється при бейнітному перетворенні пересичений вуглецем і тим сильніше, чим нижча температура перетворення. Механізм утворення верхнього та нижнього бейніту однаковий. Різниця в тому, що в області утворення верхнього бейніту спочатку відбувається більш значна диференціація по концентрації вуглецю в кристалах аустеніту, що викликає сильне збагачення окремих об’ємів аустеніту вуглецем і, відповідно, утворення збідненої вуглецем α – фази. Виділення карбідів відбувається головним чином з аустеніту.

При утворенні нижнього бейніту, навпаки, збагачення аустеніту вуглецем порівняно невелике, а пересичення α – фази більш значне, тому карбіди виділяються головним чином у кристалах α – фази.

Проміжне перетворення, як і мартенситне, в більшості випадків до кінця не проходить. Аустеніт, який не розпався при ізотермічній витримці, при наступному охолодженні може перетворюватись у мартенсит або зберігатись (залишковий аустеніт).

Типова структура загартованої сталі - мартенсит і залишковий аустеніт, які є нерівноважними фазами. Перехід сталі в більш стійкий стан повинен супроводжуватися розпадом мартенситу й залишкового аустеніту з утворенням структури, що складається з ферито - карбідної суміші. Характер і швидкість розпаду мартенситу й залишкового аустеніту обумовлені температурою нагрівання при відпуску.

Розпад мартенситу

Розпад мартенситу (перше перетворення при відпуску). На першій стадії перетворення (при температурі порядку 100-150 °С) із кристалів мартенситу виділюється ϵ - карбід. Концентрація вуглецю на цих ділянках мартенситу різко зменшується, тоді як більш віддалені ділянки зберігають вихідну концентрацію вуглецю, отриману після гартування. Таким чином, після нагрівання до низьких температур у сталі поряд із частками карбідів, що утворилися, одночасно присутні два α - твердих розчини (мартенситу) з більш високою (вихідною) і низькою концентрацією вуглецю. Даний тип розпаду мартенситу називають *двофазним*.

а) Перша стадія розпаду мартенситу

При температурах <150 °С швидкість дифузії мала, тому частки карбідів, що утворюються, не збільшуються, а розпад мартенситу супроводжується зародженням нових часток карбідів звичайно на границях кристалів мартенситу й у місцях з підвищеною щільністю дефектів.

Карбідні частки мають форму тонких пластинок товщиною в кілька атомних шарів. Пластинки ϵ - карбиду когерентно пов'язані із ґратками α - розчину. Внаслідок того, що питомі обсяги ϵ - карбиду й α - розчину різні, виникають сильні викривлення кристалічних ґраток обох фаз.

б) Друга стадія розпаду мартенситу

На другій стадії перетворення (при 150-350 °С) з мартенситу виділяються карбіди й, отже, він збіднюється вуглецем.

При цих температурах дифузія вуглецю зростає, і кристали карбідів укрупнюються в результаті притоку атомів вуглецю з областей твердого розчину (мартенситу) з підвищеною концентрацією вуглецю; тому в підсумку, концентрація вуглецю в кристалах α - фази наближається до рівноважної.

Частки карбідів, що утворюються при низькотемпературному відпуску, по кристало - графічній будові й складу відрізняються від цементиту. На підставі численних досліджень було встановлено, що в мартенситі після низькотемпературного відпуску присутній гексагональний ϵ - карбід (Fe_xC - ймовірно Fe_2C). Утворення ϵ - карбиду при відпуску замість більш стабільного

ромбічного цементиту пояснюється тим, що на границі α - розчину й ε - карбіду спряження кристалічних ґраток краще, а отже,

поверхнева енергія нижче, ніж на границі мартенситу й цементиту, тому виникнення критичного зародка цього карбіду вимагає меншої флуктуації енергії.

При низькотемпературному відпуску легованих сталей дифузійного перерозподілу легуючих елементів не відбувається, тому часточки карбідів що виділяються, мають такий же середній вміст легуючих елементів, як у мартенситі.

Структуру, що утворюється у результаті розпаду мартенситу при температурах нижче 350 °С, називають *відпущеним мартенситом*, що відрізняється від мартенситу гартування меншою концентрацією в ньому вуглецю й включеннями дисперсних пластинчастих кристаликів ε - карбіду, когерентно пов'язаних із ґратками мартенситу. Кристали відпущеного мартенситу зберігають ту ж морфологію, що й вихідний мартенсит, але їх тетрагональність і щільність дефектів менше, ніж у мартенситі гартування. Вміст вуглецю у відпущеному мартенситі визначається температурою й тривалістю нагрівання, а також складом вихідного мартенситу. Чим вище температура відпуску, тим менше зміст вуглецю у твердому розчині (мартенситі). Кожній температурі нагрівання відповідає певний вміст вуглецю в мартенситі. Зі збільшенням тривалості нагрівання при цих температурах спочатку спостерігається інтенсивне виділення вуглецю, а потім цей процес уповільнюється й при більших витримках практично припиняється.

Збідніння α - розчину вуглецем приводить до того, що ступінь його тетрагональності (c/a) поступово зменшується, й при 300- 350 °С стає практично рівний одиниці, як у кубічних ґратах. Це свідчить про те, що кількість вуглецю, що залишається в α - твердому розчині (мартенситі), наближається до рівноважного. Але ґратка α - розчину залишаються пружно викривленою й відрізняється підвищеною щільністю дефектів будови. Розпад мартенситу при відпуску супроводжується зменшенням об'єму.

Вплив легуючих елементів на розпад мартенситу

Легуючі елементи впливають на розпад мартенситу тільки при $t < 150^\circ\text{C}$. При більш високих температурах введення в сталь Сг, Мо, W, V, Ті й Si сильно гальмує процеси розпаду мартенситу, утворення та росту часток карбідів. Це має велике практичне значення. Якщо у вуглецевій і низьколегованій сталі стан відпущеного мартенситу, який має високу твердість, зберігається лише до 300-350 °С, то у високолегованій сталі такий стан зберігається до 450- 500 °С і вище.

Більшість легуючих елементів не тільки збільшує кількість залишкового аустеніту в загартованій сталі через зниження температури M_n ,

але й підвищує температурний інтервал його розпаду при відпуску. У деяких високолегованих сталях (наприклад, швидкорізальних), що містять 25-35 % (об'ємн.) залишкового аустеніту, розпад його протікає після відпуску при 550-600 °С.

Перетворення залишкового аустеніту

Перетворення залишкового аустеніту (друге перетворення при відпуску). При відпуску високовуглецевих та багатьох легованих середньовуглецевих сталей, які мають підвищену кількість залишкового аустеніту, при 200-300⁰С відбувається перетворення залишкового аустеніту з утворенням збідненого вуглецем мартенситу та часток карбіду, тобто таких самих фаз, що й при відпуску мартенситу гартування при тій же температурі. Однак, структурний стан продуктів розпаду залишкового аустеніту відрізняється від тих, які утворюються при перетворенні мартенситу.

Зняття внутрішніх напружень та карбідне перетворення

Зняття внутрішніх напружень та карбідне перетворення (третє перетворення при відпуску). При 350-400⁰С повністю завершується процес виділення вуглецю із α - розчину (мартенситу), відбувається порушення когерентності та відокремлення ґраток фериту та карбіду, цей процес пов'язаний з одночасним протіканням карбідного перетворення, в результаті якого утворюється цементит ($\epsilon \text{Fe}_x\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$). Ймовірно ϵ - карбід перетворюється в цементит Fe_3C через проміжний стан – дефектний цементит, який відрізняється від Fe_3C за складом (в напрямку збіднення вуглецем), має дещо інші періоди ґратки та складається з більшої кількості структурних дефектів.

Крім того, змінюються форма та розміри карбідних часток: вона наближається до сферичної. Також при цих температурах відпуску відбувається зміна субструктури – полігонізація α - фази та релаксація макро- і мікро напружень, які виникають під час гартування в процесі мартенситного перетворення. Структура , яка утворюється після відпуску при 350-450⁰С називається *тростит відпуску*.

Коагуляція карбідів

Коагуляція карбідів (четверте перетворення при відпуску). (500-680⁰С). Підвищення температури відпуску вище 400-500⁰С у вуглецевих та багатьох низько- і середньо легованих сталях не викликає змін фазового складу. Однак, з підвищенням температури змінюється мікроструктура; відбувається коагуляція та сфероїдизація карбідів і змінюється субструктура α - фази.

Коагуляція карбідів при відпуску відбувається в результаті розчинення більш менших і росту більш великих часток цементиту при одночасному збідненні вуглецем α - твердого розчину. Структуру сталі після високого відпуску називається *сорбітом відпуску*.

Часточки карбідів в структурі троститу або сорбіту відпуску відрізняються від троститу та сорбіту, які отримали в результаті розпаду переохолодженого аустеніту, мають зернисту, а не пластинчасту будову. Утворення зернистих структур покращує багато властивостей, особливо пластичність і в'язкість, а головне опір руйнуванню. При однаковій твердості та тимчасовому опорі сталь із зернистою структурою має більш високі значення границі текучості, відносного звуження та ударної в'язкості.

В результаті коагуляції розмір часток карбідів стає ≈ 1 мкм, тоді як після відпуску при 400-450⁰С (тростит відпуску) їх розмір 0,3 мкм. При температурах, близьких до точки A_1 , утворюється більш груба ферито - карбідна структура (діаметр карбідних часток ≈ 3 мкм), називається *зернистим перлітом*. При цих температурах відбувається рекристалізація фериту та зникає його субструктура.

Легуючі елементи Сг, Мо, W, V уповільнюють процес коагуляції. Тому після відпуску при однаковій температурі сталь, легована цими елементами, зберігає більш високу дисперсність карбідних часток і відповідно більшу міцність. При вказаних високих температурах стає можливим і дифузія легуючих елементів, яка призводить до їх перерозподілу між феритом і цементитом. Карбідоутворюючі елементи (Сг, Мо, W, V) дифундують із фериту в цементит, не карбідоутворюючі (Ni, Co, Si) – із цементиту в ферит. Збагачення цементиту легуючими елементами до границі насичення призводить до його перетворення в спеціальний карбід ($M_{23}C_6$, M_7C_3 , M_2C або MC), який утворюється в тих самих місцях, де раніше були частки цементиту(перетворення «на місці»). Однак можливе і пряме виділення часток спеціальних карбідів, які визивають ефект дисперсійного твердіння.

Механічні властивості сталі після розпаду мартенситу

Розпад мартенситу при відпуску впливає на всі властивості сталі. При низьких температурах відпуску (до 200-250 °С) зменшується схильність сталі до крихкого руйнування. У випадку низькотемпературного відпуску твердість загартованої й відпущеної сталі не залежить від вмісту в ній легуючих елементів і визначається в основному вмістом вуглецю в α -розчині. Тому високовуглецеві сталі, що мають високу твердість після гартування, зберігають її (більш високий вміст вуглецю в мартенситі) і після відпуску при температурах до 200-250 °С. Міцність і в'язкість сталі при низьких температурах відпуску трохи зростають внаслідок зменшення макро- і мікронапруг і зміни структурного стану (виділення зміцнюючих фаз-карбідів). З підвищенням температури відпуску від 200-250 до 500-680 °С помітно знижується твердість, тимчасовий опір, границя текучості й підвищується відносно подовження й звуження.

Це пояснюється зменшенням вмісту вуглецю в α - розчині, зривом когерентності на границі між карбідами й α - фазою, розвитком у ній спочатку процесів повернення, а при високій температурі - рекристалізації, а також коагуляцією карбідів.

Всі леговані сталі, що особливо містять карбідоутворюючі елементи, після відпуску при однакових порівнюваних температурах мають більше високу твердість, ніж вуглецеві сталі, що пов'язане з уповільненням розпаду мартенситу, утворенням і коагуляцією карбідів. У сталях, що містять велику кількість таких елементів, як хром, вольфрам або молібден, у результаті відпуску при високих температурах (500-600 °С) спостерігається навіть підвищення міцності й твердості, пов'язане з виділенням у мартенситі часток спеціальних карбідів, що підвищують опір пластичній деформації.

Технологія термічної обробки сталей

Термічна обробка є дуже важливою операцією у технологічному циклі виготовлення багатьох деталей. Тільки за допомогою термічної обробки можливо отримати високі механічні властивості сталі, які забезпечують нормальну роботу деталей сучасних машин а також інструменту.

В залежності від того, піддається сталь тільки термічному впливу, чи суміщенню термічного впливу з пластичною деформацією, або дифузійному насиченню поверхні тим чи іншим хімічним

елементом розрізняють: власне термічну обробку (ТО), термомеханічну (ТМО), чи хіміко-термічну (ХТО).

До власне термічної обробки відноситься відпал I роду, відпал II роду, гартування і відпуск.

Відпал I роду

Відпал I роду – нагрів сталі до певної температури, витримки з наступним, як правило, повільним охолодженням, в результаті якого фазові перетворення якщо і проходять, то не викликають суттєвого впливу на кінцевий структурний стан. Цей відпал застосовується для усунення хімічної неоднорідності, що виникає при кристалізації металу, зміни в структурі після пластичної деформації та зняття залишкових напружень (напружень обробки).

Гомогенізуючий (дифузійний відпал). Цей відпал застосовують для усунення дендритної ліквідації у зливках легваної сталі, оскільки ліквідація знижує пластичність та в'язкість. Цей відпал підвищує однорідність структури і кольорових сплавів. Для усунення внутрішньо-кристалітної ліквідації та розчинення незрівноваженої надлишкової карбідної фази евтектичного походження легвані сталі нагрівають до температур 1050...1250°C, витримують 10...15 год. і повільно охолоджують. Висока температура нагріву забезпечує проходження дифузійних процесів, які необхідні для вирівнювання хімічного складу. Для зменшення окалиноутворення використовують швидкісний нагрів, а час витримки залежить від ваги садки. Повільне охолодження забезпечує отримання однорідної структури із великим (крупним) зерном, яке подрібнюють під час наступної деформації чи термічної обробки. Загальна тривалість відпалу (нагрів, витримка, охолодження) в залежності від маси металу дорівнює 50...100 годин.

Рекристалізаційний відпал. Цей процес представляє собою нагрів холоднодеформованої сталі вище температури рекристалізації, витримки при цій температурі з наступним повільним охолодженням. Цю термічну обробку використовують як попередню операцію перед холодною обробкою тиском (для надання матеріалу найбільшої пластичності), як проміжний процес між операціями холодного деформування (для зняття наклепу), та як кінцеву термічну обробку для отримання певного розміру зерна (для надання напівфабрикатам чи виробам необхідних властивостей). Низьковуглецеві сталі з 0,02...0,2 % C нагрівають при відпалі до температур 680...700°C і витримують протягом 3...6 год. Рекристалізаційний відпал прокату проводять при температурі 680...740°C протягом 0,5...1,5 год. При відпалі, окрім рекристалізації фериту, може проходити коагуляція і сфероїдизація цементиту, що підвищує пластичність сталі і полегшує обробку тиском.

Відпал для зняття залишкових напружень застосовують для виливків, зварних з'єднань, після обробки деталей різанням, коли через нерівномірне охолодження, пластичне деформування у виробі виникають залишкові напруження. Мета відпалу – зменшення шкідливих напружень розтягнення, особливо небезпечних при об'ємному напруженому стані. Цей відпал підвищує опір втомі та ударним навантаженням, знижує схильність виробів до крихкого руйнування,

міжкристалітної корозії та до корозійної втоми, стабілізує розміри виробів та запобігає їхньому викривленню та жолобленню.

Температура відпалу вибирається в залежності від мети, це 200...700°C, і зокрема для стабілізації розмірів чавунних виливків відпал проводять при температурі 500...600°C, зняття напружень після механічної обробки відбувається при температурі 570...600°C, при температурі 160...180°C знімають шліфувальні напруження. Зварні з'єднання відпалюють при 650...700°C. Витримка як правило підбирається дослідним шляхом, і дорівнює 2...4 години.

Відпал II роду (фазова перекристалізація)

Під відпалом II роду розуміють нагрів сталі до температур вище точок A_{C3} чи A_{C1} витримці, з наступним повільним охолодженням, в результаті яких проходять фазові перетворення, які впливають на кінцевий структурний стан. Структура після відпалу II роду відповідає структурному складу діаграми Fe-Fe₃C. При фазовій перекристалізації подрібнюється зерно сталі, усувається відманшеттова структура, зменшується структурна неоднорідність. Цей відпал сприяє підвищенню пластичності та в'язкості. Відпал II роду може бути як попередньою, так і кінцевою термічною обробкою для виливків, поковок, сортового і фасонного прокату, труб, листів. Основними параметрам відпалу є температура, час витримки при заданій температурі та швидкість охолодження. Ці параметри повинні забезпечувати необхідні фазові перетворення і унеможливаються фазові перетворення, що відбуваються дифузійним шляхом і забезпечують необхідні зміни структури.

До відпалу II роду відноситься: повний, неповний, ізотермічний, низький, нормалізаційний, графітизуючий, сфероїдизуючий.

Повний відпал. При такому відпалі нагрів сталі проводять до температур на 30...50°C вище A_{C3} (GS), витримка до повного прогріву металу і повільне охолодження разом з піччю. При цьому протікають процеси повної фазової перекристалізації.

При нагріві до температур вище точки A_{C3} утворюється аустеніт. Він утворюється на границі розділу фериту і цементиту, тому при нагріві на 30...50°C вище температури точки A_{C3} число зародків завжди достатньо велике і зерно аустеніту, яке утворюється буде дрібним (невеликим). Надмірне підвищення температури вище точки A_{C3} приводить до росту зерна аустеніту. Швидкість нагріву садки при повному відпалу 100°/год., час витримки 0,25...1,0 год. на 1 т. садки.

Повільне охолодження при відпалі залежить від стійкості переохолодженого аустеніту, а відповідно і від складу сталі, стійкість аустеніту залежить від кількості легуючих елементів. Леговані сталі охолоджують зі швидкістю 10-100°/год., а леговані 150-200°/год. Після розпаду аустеніту в перлітній області охолодження можна вести на повітрі. Це зменшує можливість утворення відпускнуї крихкості. Такому відпалу піддають: поковки, фасонні виливки, зливки легованих сталей для зниження твердості та покращення обдирання перед прокаткою.

Неповний відпал. Нагрів при цьому відпалі проводять у двофазну область, тобто вище точки A_{C1} . Доевтектоїдні сталі піддають неповному відпалу для зняття напружень і покращення обробки різанням, застосовується для сталей, у яких попередня термічна обробка не призвела до утворення відманштеттової структури.

Для заевтектоїдних сталей неповний відпал застосовується для отримання зернистого перліту (сфероїдизація).

Сталь із зернистим перлітом має більш низьку твердість, межу міцності і більш високі значення відносного подовження і звуження, вона менше схильна перегріву, утворенню тріщин і деформаціям при гартуванні.

Відпалу на зернистий перліт піддають тонкі листи і прутки і низько вуглецевої сталі перед холодним штампуванням чи волочінням для підвищення пластичності.

Ізотермічний відпал. Такому відпалу піддають в основному леговані сталі. Нагрів при цьому здійснюється то температур вище точки A_{C3} , витримують при заданій температурі і охолоджують до температур на $100...150^{\circ}\text{C}$ нижче температури точки A_{C1} ($\sim 650^{\circ}\text{C}$ у другій печі) і при цій температурі проводиться ізотермічна витримка для повного розпаду аустеніту, після чого швидко охолоджують на повітрі. Переваги – скорочується термін відпалу, структура, яка при цьому утворюється, більш однорідна. Ізотермічному відпалу піддають прокат, поковки та інші заготовки невеликих розмірів із легованих сталей.

Низький відпал (високий відпуск). Леговані сталі в деяких випадках після гарячої пластичної деформації (прокатки) мають структуру сорбіту, трооститу або мартенситу, а відповідно і високу твердість. Для зменшення твердості сортовий прокат піддають відпуску при температурі $650...680^{\circ}\text{C}$. при таких температурах відбувається розпад мартенситу, коагуляція карбідів і зниження твердості.

Вуглецеві сталі піддають високому відпуску у тих випадках, коли вони призначаються для обробки різанням, холодній висадці чи волочінню. Для високолегованих сталей, у яких перлітне перетворення повністю відсутнє, високий відпуск (низький відпал) є єдиною термічною обробкою, яка дозволяє знизити їх твердість.

Нормалізаційний відпал (нормалізація). Нормалізація – нагрів доевтектоїдної сталі до температур на $50...60^{\circ}\text{C}$ вище точки A_{C3} , а заевтектоїдної вище точки A_{cm} (SE), витримка при заданій температурі і наступне охолодження на повітрі. Нормалізація усуває крупнозернисту будову, застосовується для покращення властивостей сталевих виливок. Прискорене охолодження на повітрі сприяє розпаду аустеніту при більш низьких температурах, що підвищує дисперсність ферито-цементитної суміші і збільшує кількість перліту в суміші. В результаті такого процесу підвищується міцність на $10..15\%$, та твердість, внаслідок подрібнення зерна покращується в'язкість. Нормалізацію застосовують інколи взамін відпалу, оскільки вона дешевша, взамін гартування сеердньовуглецевих сталей. Механічні властивості хоч і нижчі після нормалізації, але ця операція термічної обробки

простіша, дає меншу деформацію ніж гартування. У заевтектоїдних сталей нормалізація усуває цементитну сітку, а нормалізація і високий відпуск при температурі 600...650°C виправляє структуру у легованих сталей.

Графітізуючий відпал. Такий відпал проводять при температурі 950...975°C, використовується для отримання ковкого чавуну. При ізотермічній витримці проходить розпад цементиту на аустеніт і графіт.

Сфероїдизуючий відпал евтектоїдної та заевтектоїдної сталей складається з нагрівання до температури дещо вищої від точки A_{C1} , тривалого витримування, повільного охолодження (30...40°/год) до 600°C і далі на повітрі, або циклічного багаторазового нагрівання вище від точки A_{C1} і охолодження нижче від точки A_{r1} . При цьому відбувається усунення пластинчастого перліту та сітки цементиту, утворюється кінцева структура фериту та зернистого цементиту. Сфероїдизацію карбідів здійснюють для підвищення обробки різанням високовуглецевих інструментальних сталей, підвищення пластичності мало- і середньовуглецевих сталей перед холодним штампуванням і волочінням.

Гартування сталей

Гартування – така термічна обробка під час якої проводиться нагрів сталі до температур на 30...50°C вище точки A_{C3} чи A_{C1} , витримці при цих температурах для завершення перетворень з наступним охолодженням зі швидкістю вище критичної. Гартування – це не кінцева термічна обробка. Залежно від температури нагрівання розрізняють повне і неповне гартування. При повному гартуванні, якому піддають лише доевтектоїдні сталі, сталь нагрівають на 30...50°C вище за A_{C3} (лінія GS) для отримання вихідної структури аустеніту. Для неповного гартування доевтектоїдну сталь нагрівають в інтервалі температур A_{C1} - A_{C3} (до 760...780°C). Після гартування з цього інтервалу температур у сталі поряд з мартенситом зберігаються ділянки фериту, у яких перетворення не пройшло. Присутність фериту приведе до зниження твердості та механічних властивостей сталі після відпуску.

Нагрів доевтектоїдних сталей до температур значно вищих A_{C3} приведе до росту зерна аустеніту та утворення крупногочатого мартенситу та погіршенню в'язкості.

Неповному гартуванню, як правило, піддають заевтектоїдні сталі. Вихідна структура при цьому – аустеніт і цементит. Останній зберігається в структурі після гартування, сприяє підвищенню твердості та зносостійкості загартованої високо вуглецевої сталі. Для забезпечення потрібної швидкості охолодження використовують різні гартівні середовища (воду, масло, розчин органічних сполук, тощо). Охолоджуючі (гартівні) середовища повинні забезпечити високу швидкість охолодження при температурах найнижчої стійкості аустеніту (550...650°C), щоб попередити розпад його на ферито-карбідну суміш. В області мартенситного перетворення гартівні середовища повинні унеможливити утворення підвищених внутрішніх напружень, які визивають деформацію виробів, які

загартовують, та утворення тріщин. Залежно від способу охолодження розрізняють гартування з безперервним охолодженням, ступеневе, ізотермічне, тощо.

Найчастіше використовується безперервне гартування, тобто гартування при якому охолодження проводиться в одному охолоджувачі. Переривчасте (охолодження у двох середовищах), таке гартування, коли деталь спочатку охолоджують у воді до температур 300...400°C, а потім швидко переміщують у менш інтенсивно діючий охолоджувач (масло, повітря), тут деталь охолоджується до кімнатної температури, що знижує напруження, які виникають при швидкому охолодженні, в області температур мартенситного перетворення.

Нагрівання під гартування проводиться в камерних електричних печах, у шахтних печах, печах-ваннах (тобто у розплавах солей і лугів), у розплавлених металах, у захисній атмосфері, та ін. швидкість нагрівання залежить від складу сталі та розмірів деталей, час ізотермічної витримки складає, як правило 1хв. на 1мм перерізу.

Деякі сталі, наприклад складно леговані, нагрівають під гартування від температур 1000...1270°C, зокрема швидкорізальні сталі. Для унеможливлення знеуглецювання застосовують контрольовані атмосфери – продукти дисоціації аміаку, генераторний газ ($\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{N}_2$) чи суміш газів ($\text{CO} - \text{CO}_2 - \text{H}_2 - \text{N}_2 - \text{H}_2\text{O}$), які отримують при згоранні природного газу. В деяких випадках застосовують засипки – карбюризатор чи обмазку.

Важливими характеристикам сталей, виробі із яких піддають гартуванню, є загартованість і прогартованість.

Загартованість – здатність сталі до підвищення твердості при гартуванні. Вона визначається вмістом вуглецю у сталі.

Прогартованість – здатність сталі набувати загартований шар з мартенситною чи троститомартенситною (50%M + 50%Т) структурою і високою твердістю на ту чи іншу глибину. Прогартованість визначається критичною швидкістю охолодження.

Загартована сталь після охолодження знаходиться у структурно-напруженому стані, є твердою (при цьому її твердість залежить від вмісту вуглецю у мартенситі) та крихкою. Для зменшення крихкості та напружень, спричинених гартуванням, переведення незрівноважної структури загартованої сталі у рівноважний стан і надання потрібних властивостей (підвищення в'язкості, пластичності, зменшення твердості), сталь після гартування обов'язково піддають відпуску.

Відпуск сталей

Відпуск – нагрівання загартованої сталі до певної температури (як правило нижче A_{C1}), витримання її при цій температурі з наступним охолодженням з певною швидкістю до кімнатної температури. Після відпуску, який є кінцевою термічною обробкою, сталь набуває необхідні механічні властивості. Окрім того, відпуск повністю чи частково усуває внутрішні напруження, які утворюються при гартуванні.

Швидкість охолодження після відпуску сильно впливає на величину залишкових напружень. Чим повільніше охолодження, тим менші залишкові напруження. Основний же вплив на властивості сталей відіграє температура відпуску, а тому залежно від температури нагрівання розрізняють **низький, середній і високий відпуск**.

Низький (низькотемпературний) відпуск. При цьому нагрівання здійснюється до температур 120...250°C. В такому температурному інтервалі мартенсит гартування перетворюється на мартенсит відпуску (кубічний), дещо знижується твердість (HRC = 58...62 проти 62...64 після гартування) і крихкість, знижуються гартівні напруження, підвищується межа міцності, трохи покращується в'язкість. Низькому відпуску піддають різальні та вимірювальні інструменти з вуглецевих та легованих сталей після гартування, а також вироби після цементування (поверхневого насичення сталі при хіміко-термічній обробці). Час витримки при відпуску 1,0...1,5 год. і більше.

Середній (середньотемпературний) відпуск проводять при температурах 300...450°C. В цьому інтервалі температур залишковий аустеніт розпадається, мартенсит значною мірою збіднюється вуглецем, утворюються дуже дрібні частинки цементиту сферичної форми. Дисперсну зернисту ферито-карбідну суміш, що утворюється при температурах середнього відпуску, називають трооститом відпуску. Середній відпуск забезпечує високу в'язкість та пружність сталей, витривалість та релаксаційну стійкість, знижує твердість до 40...45 HRC. Температуру відпуску необхідно вибирати таким чином, щоб не визвати незворотню відпускну крихкість. Охолодження після відпуску можна проводити у воді, що сприяє утворенню на поверхні напружень стискання, які підвищують межу витривалості, зокрема, пружин. Застосовується середній відпуск зокрема для пружин, ресор, штампів.

Високий (високотемпературний) відпуск проводиться при температурах 450...680°C. Він значно знижує твердість сталі (до 20...30HRC), знижує границю міцності сталі при розтяганні, границю текучості, підвищує пластичність та ударну в'язкість. Під час витримування сталі в інтервалі температур високого відпуску збільшується розмір і проходить сфероїдизація дисперсних карбідних часток, зростає феритне зерно. Зернисту ферито-цементитну суміш, структуру, що при цьому утворюється, називають сорбітом відпуску. Високий відпуск застосовують для обробки деталей з вуглецевих і легованих сталей, які повинні задовольняти високі вимоги по границі витривалості, ударної в'язкості, мати найліпше співвідношення міцності та в'язкості сталі (вали, осі, шестерні, зубчасті колеса, тощо). Високий відпуск зменшує чутливість сталей до концентраторів напружень, підвищує роботу розвитку тріщини та знижує температуру порогу холодноламкості.

Термічна обробка, що складається з гартування та високого відпуску називається **поліпшенням**. Як правило застосовується для поліпшуваних сталей, що містять 0,3...0,55% С. Час ізотермічної витримки при високому відпуску становить 1,0...6,0 годин, і залежить від габаритів деталей.

Хіміко – термічна обробка сталі

Хіміко – термічна обробка сталі (ХТО) – процес зміни хімічного складу, мікроструктури та властивостей поверхневого шару деталі.

Зміна хімічного складу поверхневих шарів досягається в результаті їх взаємодії з оточуючим середовищем (твердим, рідким, газоподібним, плазменним), в якому здійснюється нагрів.

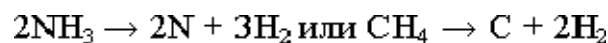
У результаті зміни хімічного складу поверхневого шару змінюється його фазовий склад та мікроструктура.

Основними параметрами хіміко – термічної обробки є температура нагріву і тривалість витримки.

В основі будь - якого різновиду хіміко – термічної обробки лежать процеси *дисоціації*, *адсорбції*, *дифузії*.

Дисоціація – отримання насичуючого елемента в активованому атомарному стані в результаті хімічної реакції, а також випаровування.

Наприклад,



Адсорбція – захоплення поверхнею деталі атомів насичуючого елемента.

Адсорбція завжди екзотермічний процес, який приводить до зменшення вільної енергії.

Дифузія – переміщення адсорбованих атомів вглиб виробу.

Для здійснення процесів адсорбції та дифузії необхідно, щоб насичуючий елемент взаємодівав з основним металом, утворюючи тверді розчини чи хімічні з'єднання.

Хіміко – термічна обробка є основним способом поверхневого зміцнення деталей.

Основними різновидами хіміко – термічної обробки є:

- цементація (насичення поверхневого шару вуглецем);
- азотування (насичення поверхневого шару азотом);
- нітроцементація чи ціанування (насичення поверхневого шару одночасно вуглецем і азотом);

- дифузійна металізація (насичення поверхневого шару різними металами);
- сульфідуювання (покриття поверхні сталі шаром сірки товщиною в декілька мікрон);

Цементация

Цементация - хіміко – термічна обробка, яка полягає в дифузійному насиченні поверхневого шару атомами вуглецю при нагріві до температури $900...950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Цементацию використовують для сталей з низьким вмістом вуглецю (до $0,25\%$).

Нагрів виробів здійснюють в середовищі, яке легко віддає вуглець. Підібрав режимі обробки, поверхневий шар насичують вуглецем до потрібної глибини.

Глибина цементации (h) – відстань від поверхні виробу до середини зони, де в структурі є однакові об'єми фериту та перліту ($h=1...2\text{ мм}$).

Ступінь цементации - середній вміст вуглецю в поверхневому шарі (не більше $1,2\%$).

Більш високий вміст вуглецю призводить до виникнення значної кількості вторинного цементиту, який призводить у поверхневому шарі до підвищеної крихкості.

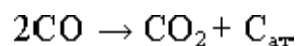
На практиці використовують цементацию в твердому та газовому карбюризаторі (науглецьовуюче середовище).

Ділянки деталей, які не підлягають цементации, попередньо покриваються міддю (електролітичним способом) чи глиняною сумішшю.

Цементация в твердому карбюризаторі

Майже готові вироби, з припуском під шліфовку, укладають в металічні ящики і присипають твердим карбюризатором. Використовується деревне вугілля з домішками вуглекислих солей BaCO_3 , Na_2CO_3 в кількості $10...40\%$. Закриті ящики укладають в піч і витримують при температурі $930...950\text{ }^{\circ}\text{C}$.

За рахунок кисню повітря відбувається неповне згорання вугілля з утворенням окису вуглецю (CO), який розкладається з утворенням атомарного вуглецю за реакцією:



Атоми вуглецю, що утворилися адсорбуються поверхнею виробу і дифундують вглиб металу. Недоліком даного способу є:

- Значні витрати часу (для цементации на глибину $0,1\text{ мм}$ витрачається 1 година);
- Низька продуктивність процесу;
- Громіздке обладнання;
- Складність автоматизации процесу;

Даний спосіб застосовується в дрібносерійному виробництві.

Газова цементація

Процес здійснюється в печах з герметичною камерою, наповненою газовим карбюратором. Атмосфера вуглецевміщуючих газів включає азот, водень, водяні пари, які утворюють газ – носій, а також окис вуглецю, метан та інші вуглеводні, які є активними газами.

Глибина цементації визначається температурою нагріву та часом витримки.

Переваги способу:

- можливість отримання заданої концентрації вуглецю в шарі (можна регулювати вміст вуглецю, змінюючи співвідношення складових, атмосферу газів);
- скорочення тривалості процесу за рахунок спрощення подальшої термічної обробки;
- можливість повної механізації і автоматизації процесу.

Спосіб застосовується в серійному та масовому виробництві.

Структура цементованого шару

Структура цементованого шару показана на рис. 1

На поверхні виробу утворюється шар заевтектоїдної сталі, яка складається з перліту та цементиту. По мірі віддалення від поверхні, вміст вуглецю знижується і наступна зона складається тільки з перліту. Потім з'являються зерна фериту, їх кількість, по мірі віддалення від поверхні збільшується. І, нарешті, структура стає відповідною вихідному складу



Рис.1 Структура цементованого шару

Термічна обробка після цементації

В результаті цементації досягається тільки вигідне розподілення вуглецю по перерізу. Остаточну форму властивості цементованої деталі подальша термічна обробка. Всі вироби піддають гартуванню з низьким відпуском. Після гартування цементований виріб набуває високої твердості та зносостійкості, збільшується границя контактної витривалості і границя витривалості при вигині, при збереженні в'язкої серцевини.

Комплекс термічної обробки залежить від матеріалу і призначення виробу.

Графіки різних комплексів термічної обробки наведені на рис. 2

Якщо сталь спадково дрібнозерниста чи виріб невідповідного призначення, то проводять одноразове гартування з температури 820...850°C (рис. 2б). При цьому забезпечується отримання високо вуглецевого мартенситу в цементованому шарі, а також часткова перекристалізація і подрібнення зерна серцевини.



Рис.2 Режимы термічної обробки цементованих виробів

При газовій цементації виріб при закінченні процесу підстужують до цих температур, а потім проводять гартування (непотрібний повторний нагрів під гартування) (рис. 2а).

Для задоволення дуже високих вимог (для механічних властивостей цементованих деталей) здійснюють подвійне гартування (рис.2в).

Перше гартування (чи нормалізація) проводиться з температури 880...900°C для виправлення структури серцевини.

Друге гартування проводиться з температури 760...780°C для отримання дрібногочастого мартенситу в поверхневому шарі.

Завершальною операцією термічної обробки завжди є низький відпуск, який проводиться при температурі $150...180^{\circ}\text{C}$. В результаті відпуску в поверхневому шарі отримують структуру мартенситу відпуску, частково знімаються напруження. Цементації піддають зубчаті колеса, поршневі кільця, осі, ролики.

Азотування

Азотування – хіміко – термічна обробка, при якій поверхневі шари насичуються азотом.

Вперше азотування здійснив Чижевский И.П., промислове застосування – в двадцяті роки.

При азотуванні збільшується не тільки твердість і зносостійкість, а також підвищується корозійна стійкість.

При азотуванні виріб завантажують в герметичні печі, куди поступає аміак NH_3 з визначеною швидкістю. При нагріві аміак дисоціює за реакцією: $2\text{NH}_3 > 2\text{N} + 3\text{H}_2$. Атомарний азот поглинається поверхнею і дифундує вглиб виробу.

Фази, які отримуються в азотованому шарі вуглецевих сталей, не забезпечують високої твердості, і сформований шар крихкий.

Для азотування використовують сталі, з вмістом алюмінію, молібдену, хрому, титану. Нітриди цих елементів дисперсні і мають високу твердість і термічну стійкість.

Типові азотованні сталі: 38XMЮA , 35XMЮA , 30XT2H3Ю .

Глибина і поверхнева твердість азотованого шару залежить від ряду факторів, з яких основні: температура азотування, тривалість азотування і склад азотованої сталі.

В залежності від умов роботи деталей розрізняють азотування:

- для підвищення поверхневої твердості та зносостійкості;
- для покращення корозійної стійкості (антикорозійне азотування).

В першому випадку процес проводять при температурі $500...560^{\circ}\text{C}$ на протязі 24...90 годин, так як швидкість азотування складає 0,01 мм/год. Вміст азоту в поверхневому шарі складає 10...12%, товщина слою (h) – 0,3...0,6 мм. На поверхні отримують твердість близько 1000 HV. Охолодження проводять разом з піччю в потоці аміаку.

Значне скорочення часу азотування досягається при іонному азотуванні, коли між катодом (деталлю) та анодом (контейнерна установка) збуджується тліючий розряд. Відбувається іонізація азотомістучого газу, і іони які бомбардують поверхню катоду, нагрівають його до температури насичення. Катодне розпилення здійснюється на протязі 5...60 хв. При напрузі 1100...1400В та тиску 0,1...0,2 мм.рт.ст., робоча напруга 400...1100В, тривалість процесу до 24 годин.

Антикорозійне азотування проводять для легованих і вуглецевих сталей. Температура проведення азотування $650...700^{\circ}\text{C}$, тривалість процесу – 10 годин. На поверхні утворюється шар ϵ - фази товщиною 0,01...0,03 мм, який має високу стійкість проти корозії. (ϵ - фаза - твердий розчин на основі нітриду заліза Fe_3N , має гексагональну ґратку).

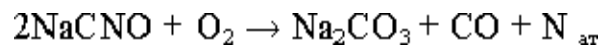
Азотування проводять на готових виробах, які пройшли остаточну механічну та термічну обробку (гартування з високим відпуском).

Після азотування в серцевині виробу зберігається структура сорбіту, яка забезпечує підвищену міцність та в'язкість.

Ціанування і нітроцементация

Ціанування – хіміко – термічна обробка, при якій поверхня насичується одночасно вуглецем та азотом.

Здійснюється в ваннах з розплавленими ціаністими солями, наприклад $NaCN$ з добавками солей $NaCl$, $BaCl$ та ін. При окисленні ціаністого натрію утворюється атомарний азот та окис вуглецю:



Глибина шару і концентрація в ньому вуглецю і азоту залежать від температури процесу та його тривалості.

Ціанований шар володіє високою твердістю 58...62 HRC і гарними показниками до спрацювання. Підвищується утомна міцність та корозійна стійкість.

Тривалість процесу 0,5...2 години.

Високотемпературне ціанування – проводиться при температурі 800...950°C, супроводжується переважним насиченням сталі вуглецем до 0,6...1,2%, (рідинна цементация). Вміст азоту в ціанованому шарі 0,2...0,6%, товщина шару 0,15...2 мм. Після ціанування вироби піддаються гартуванню і низькому відпуску. Кінцева структура ціанованого шару складається з тонкого шару карбонітридів $Fe_2(C, N)$, а потім азотистий мартенсит.

В порівнянні з цементациєю високотемпературне ціанування проходить з більшою швидкістю, приводить до меншої деформації деталей, забезпечує більшу твердість і опір зносу.

Низькотемпературне ціанування – проводиться при температурі 540...600°C, супроводжується переважним насиченням сталі азотом. Проводиться для інструментів з швидкоріжучих, високохромистих сталей, є остаточною обробкою.

Основним недоліком ціанування є отруйність ціаністих солей.

Нітроцементация – газове ціанування, здійснюється в газових сумішах з цементуючого газу і дисоційованого аміаку.

Склад газу, температура процесу визначають співвідношення вуглецю і азоту в ціанованому шарі. Глибина шару залежить від температури і тривалості витримки.

Високотемпературна нітроцементация проводиться при температурі $830...950^{\circ}\text{C}$, для машинобудівельних деталей з вуглецевих і мало вуглецевих сталей при підвищеному вмісті аміаку. Завершальною термічною обробкою є гартування з низьким відпуском. Твердість досягає $56...62$ HRC.

На ВАЗі 95% деталей піддають нітроцементации.

Низькотемпературній нітроцементации піддають інструмент з швидкоріжучої сталі після термічної обробки (гартування і відпуск). Процес проводять при температурі $530...570^{\circ}\text{C}$, на протязі 1,5...3 годин. Утворюється поверхневий шар товщиною $0,02...0,004$ мм з твердістю $900...1200$ HV.

Нітроцементация характеризується безпекою в роботі, низькою вартістю.

Леговані сталі

Леговані сталі – це сплави на основі заліза, у хімічний склад яких спеціально введені легуючі елементи, які забезпечують при певних способах виробництва і обробки необхідну структуру і властивості.

Легуючими елементами називають хімічні елементи, спеціально введені у сталь для отримання заданої будови, структури, фізико-хімічних і механічних властивостей.

Основними легуючими елементами в сталях є: Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W, Co, Cu, Ti, V, Zr, Nb, Al, B.

В деяких сталях легуючими елементами можуть бути також : P, S, N, Se, Te, Pb, Ce, La. Перераховані елементи, а також H, O, Sn, Sb, As, Bi можуть бути також домішками у сталі. Вміст легуючих елементів у сталі може коливатися від тисячних долей проценту до десятків процентів. У легованих сталях вміст окремих елементів більший, ніж вміст цих же елементів у вигляді домішок. Деякі легуючі елементи (V, Zr, Nb, Ti, B) можуть суттєво впливати на структуру і властивості сталі при вмісті їх у сотих долях процента (B- у тисячних долях процента). Такі сталі іноді називають мікролегованими.

Структурні класи легуючих елементів

Легуючі елементи-метали можна умовно розділити на наступні групи:

- *Метали залізної групи.* До них відносяться кобальт, нікель, а також близький до них по властивостям марганець.

- *Тугоплавкі метали.* До них відносяться метали, що мають температуру плавлення вище ніж у заліза, тобто вище 1539 °С. Із тугоплавких металів, найчастіше використовують вольфрам, молібден, ніобій, а також ванадій і хром.

- *Легкі метали.* Найчастіше застосовують титан і алюміній.

- *Рідкоземельні метали (РЗМ).* Це - лантан, церій, неодим, а також близькі до них по властивостям ітрій і скандій. Рідкоземельні метали часто використовують у вигляді так званого мішметалу, який містить 40-45% церія і 45-50% усіх інших рідкоземельних металів.

Вплив легуючих елементів на поліморфізм.

Легуючі елементи змінюють температуру поліморфних перетворень в залізі, тобто точки А3 і А4, тим самим вони впливають на будову діаграми залізо-елемент.

По впливу легуючих елементів на діаграму стану їх можна поділити на дві групи:

До першої групи відносяться легуючі елементи, які розширюють γ - область. Розширення γ - області буде виникати у тому випадку, якщо легуючий елемент підвищує точку А4 і знижує точку А3. При цьому можливе існування γ - фази у всьому інтервалі концентрацій (відкрита γ - область) і обмеження області існування γ - фази внаслідок появи нових фаз і утворення гетерогенних областей (розширена γ - область).

Таким чином, легуючі елементи першої групи можна ще поділити на елементи, які утворюють з залізом сплави зі структурою необмеженого гомогенного твердого розчину, до них відноситься нікель, марганець, кобальт, палладій, платина, і на елементи, які утворюють сплави, в яких гомогенна область обмежується гетерогенною внаслідок утворення нових фаз. До таких елементів відносяться вуглець, азот, мідь, цинк.

До другої групи відносяться елементи, які звужують γ - область. Звуження γ - області буде виникати у тому випадку, якщо легуючий елемент знижує точку А4 і підвищує точку А3. При певній концентрації легуючого елементу може виникати повне замикання γ - області.

Наведена схема не охоплює всього розмаїття можливих варіантів впливу легуючих елементів на критичні точки заліза, і отже, на вигляд діаграми залізо-легуючий елемент. Так, хром, молібден, алюміній, ванадій, які відносяться до елементів, які замикають γ - область, напочатку знижують критичні точки А4 і А3 і тільки починаючи з певної концентрації починають

підвищувати точку АЗ. Кобальт , сприяє отриманню відкритої γ - області, напочатку підвищує критичну точку АЗ.

Така різниця впливу легуючих елементів на поліморфізм заліза і на вигляд діаграми залізо-легуючий елемент обумовлено впливом різних факторів:

- 1) ізоморфністю легуючого елементу однієї із модифікацій заліза (γ або α)
- 2) різницею атомних розмірів заліза і легуючого елементу
- 3) характером і енергією міжатомної взаємодії
- 4) електронною будовою атомів заліза і легуючого елементу

При легуванні заліза декількома елементами одночасно їх вплив на отримання γ і α - фаз не сумується. Більш того, в ряді випадків їх вплив може бути навіть протилежний дії цього елементу в подвійному сплаві.

Фази в легованих сталях

Як правило, в легованих сталях легуючі елементи, які входять у їх склад, не являються самостійними компонентами, а утворюють фази. Такими фазами можуть бути тверді розчини і проміжні фази (карбіди, нітриди, інтерметаліди). Структура и властивості сталей визначаються складом і будовою фаз, її розташуванням у структурі і взаємодією між собою.

Тверді розчини на основі заліза

У сталях і сплавах можливі три випадки розчинності:

– компоненти практично не розчиняються. При цьому утворюється гетерогенна суміш і кожний елемент кристалізується у своїй гратці .

– компоненти мають необмежену повну розчинність. В цьому випадку атоми різних елементів утворюють спільну кристалічну гратку – неперервний твердий розчин. Залізо з легуючими елементами утворює неперервні тверді розчини у системах Fe – Cr; Fe – V (α -тверді розчини) і Fe-Mn; Fe-Ni; Fe-Co (γ - тверді розчини). Однак в деяких із цих сплавів при певних концентраціях легуючого елемента і температурах утворюються проміжні фази – інтерметаліди .

– компоненти обмежено розчинні, тобто на діаграмі стану з боку «чистого елемента» утворюється обмежений твердий розчин, який має кристалічну гратку розчинника. Величина розчинності буде різноманітною у кожній системі, тобто обмежені тверді розчини будуть мати неоднакову область гомогенності (концентраційні межі існування твердого розчину).

У більшості систем на основі заліза утворюються саме обмежені тверді розчини. В залежності від величини області гомогенності будемо класифікувати такі розчини як обмежені з широкою областю гомогенності (в залізі розчиняється більше 2% елемента) і з вузькою областю гомогенності (від 0,2 до 2%).

Таким чином, по розчинності легуючих елементів у залізі, тверді розчини підрозділяються на неперервні, обмежені з широкою областю гомогенності, обмежені з вузькою областю гомогенності, з незначною розчинністю.

Розчинення легуючих елементів у залізі може проходити по типу заміщення і проникнення.

Тверді розчини заміщення на основі заліза утворюються у відповідності з законами утворення твердих розчинів такого типу (умови Юм-Розері).

Умовами, які визначають розчинність компонентів в розчинах заміщення, є: ізоморфізм, тобто однотипність ґраток, компонентів, які складають розчин; співвідношення атомних розмірів компонентів («розмірний фактор»); електронна структура компонентів, тобто відносне розташування компонентів у періодичній системі Д. І. Менделєєва.

Необмежені тверді розчини з залізом утворюють Ni, Co, Mn, Cr, V. Причому Ni, Co, Mn утворюють неперервні тверді розчини на основі γ -заліза, а Cr і V на основі α -заліза.

Тверді розчини проникнення утворюють елементи проникнення з малими атомними номерами. Тверді розчини проникнення являються окремим випадком фаз проникнення (до останніх відносяться карбіди, нітриди, бориди, оксиди, гідриди і інші хімічні сполуки перехідних металів з елементами проникнення). Тверді розчини проникнення завжди обмежені, а розчинність у них залежить від кристалічної структури металу – розчинника і розмірів атома елемента проникнення. Найбільш сприятливими позиціями розташування атомів проникнення у твердому розчині будуть октаедричні пори в α -залізі і окта- і тетраедричні пори у γ -залізі.

Ферит – одна з основних фаз у багатьох сталях. Легований ферит представляє собою багатокомпонентний твердий розчин по типу заміщення і проникнення легуючих елементів і домішок у α -залізі.

У залізо-вуглецевих сталях аустеніт, як стабільна структурна складова, існує лише при температурах вище $A_{\tilde{n}_3}$. У легованих сталях завдяки впливу легуючих елементів на розширення γ -області, збільшенню стійкості переохолодженого аустеніту і зниження мартенситної точки, аустеніт може бути одною з головних структурних складових сталей у стані їх експлуатації.

Основними фазами – зміцнювачами у сталях являються карбіди, нітриди і комплексні сполуки на їх основі – карбонітриди. Фізична природа і властивості цих фаз в більшості визначають їх поведінку у сталі.

Карбіди і нітриди відносяться до фаз проникнення і утворюються між d- перехідними металами і відповідно вуглецем і азотом.

Карбіди заліза відносяться до найменш стійких у порівнянні з карбідами легуючих елементів. Основним карбідом заліза є Fe_3C , проміжним карбідом у сталях ϵ -карбід, а в деяких високовуглецевих сплавах η – і χ - карбіди. Хром і марганець підвищують стійкість цементиту у сталі.

Інтерметаліди. Фази, які утворюються в результаті взаємодії основного компоненту сплава з легуючими елементами або легуючих елементів між собою, називаються інтерметалідами.

Відмінною ознакою інтерметалічних сполук є наявність у них нової кристалічної ґратки, відмінної від ґраток, які складають фазу компонентів. Структура, стійкість, температурні і концентраційні області існування інтерметалідів визначаються сукупною дією електронної структури, електрохімічного і розмірного фактору.

Інтерметаліди виявляють певний вплив на зміцнення в аустенітних і мартенситостаріючих сталях, багатьох жароміцних сплавів на нікелевій і кобальтовій основах, а також на властивості жаростійких захисних покриттів. У ряді жароміцних сплавів вміст інтерметалічних фаз може досягати 55-65%.

Розрізняють наступні групи інтерметалічних сполук: електронні сполуки, σ - фази, фази Лавеса, геометрично щільноупаковані фази.

Електронні сполуки. Мають характерні для металічних елементів структури типу о.ц.к., г.ц.к, гк. У цих сполуках структура фаз, яка утворюється в основному визначається електронною концентрацією. При утворенні цих сполук метали перехідних груп виявляють змінну валентність, що обумовлена перекриттям d- і s- рівнів.

При відношенні числа валентних електронів до числа атомів у ґратці, яка дорівнює $3/2$, інтерметалідні сполуки утворюють β - фази з о.ц.к. структурою. До них відносяться, наприклад алюмініди перехідних металів – $FeAl$, $CoAl$ і $NiAl$. Ці інтерметаліди володіють металічними властивостями, однак участь d-електронів у міжатомному зв'язку предвизначає появлення ковалентної складової.

Сигма-фази. σ -фази і споріднені їм сполуки утворюються перехідними металами і мають тетрагональні або складні ромбоєдричні елементарні комірки, структура яких характеризується наявністю щільно упакованих шарів атомів, які зміщені по відношенню один до одного і розташованих на відносно великих відстанях. Такі фази і споріднені їм сполуки іноді називають топологічно щільноупаковані. Вперше σ -фаза типу FeCr була виявлена у залізо-хромистих сплавах як крихка складова.

Виділення σ -фази виникає при тривалих витримках в інтервалі температур $500-900^{\circ}\text{N}$ і являється причиною сильного окрихчування сталей і сплавів, зменшує їх пластичність і міцність.

Фази Лавеса. Інтерметалічні сполуки складу $A_2\hat{A}$ називають фазами Лавеса. Ці фази звичайно мають кубічну або гексагональну структуру. Вони можуть утворюватися компонентами, розташованими в будь-якому місці періодичної системи.

Основним фактором, який визначає їх утворення, є співвідношення атомних розмірів компонентів.

Найбільш часто утворюються в сталях інтерметалічні фази Лавеса: $Fe_2Al, Zr_2Al, Fe_2Mo, Co_2Ti, (Fe, Si)_2Mo, Fe_2(Ni, Nb)$. Їх наявність часто супроводжується окрихчуванням при кімнатній температурі, але менш шкідливе при підвищених температурах.

Більш того, в багатьох теплостійких і жароміцних сплавах вдається використовувати фази Лавеса для зміцнення без суттєвого зниження в'язкості і крихкої міцності.

Вплив легуючих елементів на властивості сталі

Механічні властивості легованих сталей значно вищі ніж вуглецевих. Легуючі елементи підвищують межу плинності, відносне звуження та ударну в'язкість. Це пояснюється тим, що леговані сталі мають менші критичні швидкості гартування і відповідно, кращу прогартуваність. Після термічної обробки леговані сталі мають більш дрібне зерно і більш дисперсні структури, вони гартуються з меншими швидкостями, тому у деталей будуть менші деформації і менша безпека утворення тріщин.

Прогартуваність сталей підвищують марганець, хром, бор і такі дорогі елементи як нікель і молібден. Найбільша прогартуваність досягається при комплексному легуванні. Необхідно відмітити, що концентрація легуючих елементів у сталі строго регламентована, тобто, при певній концентрації досягається максимальна прогартуваність, і при подальшому підвищенні вмісту легуючих елементів вона може зменшитись, і при цьому знижуються і механічні властивості. Тому у

легованих сталях вміст легуючих елементів повинен бути мінімальним, таким що забезпечує необхідну для даного перетину і умов охолодження наскрізної прогартовуваності.

Нікель, який вводиться у сталь, підвищує опір крихкому руйнуванню, збільшує пластичність та в'язкість, зменшує чутливість до концентраторів напружень і знижує температуру порогу холодноламкості. Введення 3-4 % нікелю забезпечує глибоку прогартовуваність. Нікель – дорогий метал, тому у конструкційні сталі він вводиться разом з хромом та іншими елементами, причому у мінімальних кількостях.

Легування сталей невеликими кількостями (до 0,05-0,15 %) ванадію, титану, ніобію та цирконію, які утворюють важкорозчинні у аустеніті карбіди, подрібнюють зерно, знижують поріг холодноламкості, підвищують роботу розповсюдження тріщини, зменшують чутливість до концентраторів напружень.

Легуючі елементи підвищують стійкість мартенситу до відпуску і стримують коагуляцію карбідів.

Молібден і вольфрам усувають розвиток оберненої відпускну крихкості, що дуже важливо для крупно габаритних деталей. Молібден і вольфрам у поєднанні з нікелем понижують прогартовуваність і стійкість до мартенситу відпуску.

Кремній підвищує стійкість мартенситу проти розпаду, підвищує в'язкість сталей і забезпечує понижену чутливість до надрізу.

Класи легованих сталей

У відповідності з діаграмою стану залізо-цементит у відпаленому стані сталі відносять до евтектоїдних, евтектоїдних та заевтектоїдних.

По структурі:

- перлітні;
- феритні;
- аустенітні;
- мартенситні;
- ледебуритні.

По вмісту вуглецю: конструкційні, інструментальні.

Конструкційні – автоматні; будівельні; сталі, що цементуються; сталі, що поліпшуються; високоміцні; пружинно-ресорні; підшипникові; зносостійкі та ін..

Карбідна фаза у легованих сталях

По відношенню до вуглецю легуючі елементи ділять на 2 групи:

1. Графітизуючі – Si, Ni, Cu, Al (знаходяться у твердому розчині)

2. Карбідоутворюючі – Fe → Mn → Cr → Mo → W → Nb → V → Zr → Ti (розташовані по зростаючому ступеню спорідненості до вуглецю і стійкості карбідних фаз).

При малому вмісті Mn, Cr, Mo і W вони розчиняються у цементиті, заміщають у ньому атоми заліза і утворюють легований цементит (Fe, Me)₃C. Mn може заміщувати у ґратці цементиту всі атоми заліза, Cr – до 25 %, Mo – до 3 %, W – 0,8-1,0 %.

Більш сильні карбідоутворюючі елементи Ti, V, Nb, Zr практично не розчиняються у цементиті і утворюють самостійні карбіди.

При підвищенні кількості у сталі Cr, W та Mo та в залежності від вмісту вуглецю, вони можуть утворювати спеціальні карбіди (CrFe)₇C₃, (CrFe)₂₃C₆, складні карбіди.

Є такі позначення карбідів:

Me₃C – карбіди цементитного типу;

Me₇C₃, Me₂₃C₆ – карбіди, що мають кристалічну ґратку карбідів хрому;

Me₆C, Me₄C – карбіди, у яких кристалічна ґратка типу карбідів W чи Mo;

MeC – карбіди, по типу кубічної ґратки.

Всі карбіди можна розділити на 2 групи.:

До першої групи відносяться карбіди типу Me₃C, Me₇C₃, Me₂₃C₆, Me₆C (Me₄C), що мають складну кристалічну ґратку. Карбіди цієї групи порівняно легко розчиняються в аустеніті при нагріванні.

До другої групи відносяться карбіди типу MeC – WC, VC, TiC, NbC, ZrC. Ці карбіди відносяться до фаз проникнення. На відміну від карбідів першої групи, фази проникнення в реальних умовах нагрівання сталей майже не розчиняються в аустеніті.

Маркування легованих сталей

Леговані сталі маркують буквами і цифрами. Двозначні цифри, які приведені на початку марки, показують середній вміст вуглецю в сотих (конструкційні) і десятих (інструментальні) долях відсотка, букви справа від цифри позначають легуючий елемент.

А – азот (А – в кінці марки сталі – високоякісна, перед цифрою – автоматна)

Б – ніобій – Nb

В – вольфрам – W

Г – марганець – Mn

Д – мідь – Cu

Е – селен – Se

К – кобальт – Co

Н – нікель – Ni

М – молібден – Mo

П – фосфор – P

Р – бор – B

С – кремній – Si

Т – титан – Ti

Ф – ванадій – V

Х – хром – Cr

Ц – цирконій – Zr

Ч – рідкоземельні – Ca, K, Na, Mg

Ю – алюміній – Al.

Цифри після букв показують приблизний вміст відповідного легуючого елемента у цілих відсотках; відсутність цифри вказує, що середній вміст легуючого елемента не перевищує 10...15 %. Основна маса легованих сталей є якісними.

30ХГСА, 40ХН, 65Г, 9ХС, 18ХГТ, Х18Н10Т.

Виняток із правил позначення: ШХ15, Р18, Р6М5.

Автоматні сталі

Вони відрізняються високою оброблюваністю різанням, яка досягається введенням у конструкційну сталь S, P, Se, Te, Ca й утворенням неметалевих включень, або Pb, який утворює металічні включення. Наявність у сталі таких включень з низькою температурою плавлення призводить до утворення плівки між інструментом і заготовкою, що знижує коефіцієнт тертя в

умовах різання. Присутність сірки і фосфору полегшує відділення стружки і руйнування металу, сприяє отриманню гладкої блискучої поверхні різання. Недоліком автоматних сталей є їхня понижена пластичність. Це пов'язано з тим, що переважна більшість включень в умовах прокатування сприяє утворенню смугастої структури, що викликає появу анізотропії властивостей.

A12, A30, A40Г.

Будівельні сталі

Це сталі, що містять не більше 0,22 % С і невелику кількість недефіцитних легуючих елементів до 1,8 % Mn, 1,2 % Si, 0,8 % Cr, 0,8 % Ni, 0,5 % Cu, 0,15 % V, 0,15 % Nb, 0,03 % Ti, 0,015...0,025 % N.

Це такі марки сталей – 09Г2, 09Г2С, 10Г2С1, 14Г2, 17ГС, 14ХГС, 15ГФ, 15ХСНД, 14Г2АФ, 10Г2Б, 30ХГС, 17Г2АФБ та інші. Поступають у вигляді листів, сортового та фасонного прокату, використовують у будівництві та машинобудуванні в основному без термічної обробки.

Ці сталі добре зварюються, в порівнянні з вуглецевими сталями звичайної якості, мають кращі механічні властивості, що дозволяє приблизно на 15 % зекономити метал.

Нікель, мідь чи одночасно введені мідь і фосфор підвищують корозійну стійкість сталей в атмосферних умовах, знижують поріг холодноламкості.

Використання у будівництві термічно оброблених профілей і листів із низьколегованих сталей з $\sigma_{0,2} = 400 \dots 500$ МПа, дозволяє зекономити до 50% металу.

Сталі будівельного класу поставляються у нормалізованому стані і після контрольованого прокату. Сталі використовують в залежності від типу споруди, умов експлуатації і розрахованих температур, характеру та величині діючих навантажень.

Для армування звичайного та попередньо напруженого залізобетону використовують гладкий або періодичний прокат з більш міцних сталей з вмістом до 0,3 % С – 25Г2С, 30ХГС.

У мостобудуванні для виготовлення зварних конструкцій застосовують сталі з високою міцністю $\sigma_{0,2} \geq 600$ МПа: 10ХСНД, 10Г2СД, 10Г2АФ.

У вагонобудуванні та сільськогосподарському машинобудуванні використовують сталі, у яких $\sigma_{0,2} \geq 750$ МПа: 12Г2СМФ, 14ГСМР та ін..

Для забезпечення надійної роботи нафто- і газопроводів застосовують низьколеговані сталі із $\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\sigma_T \geq 300$ МПа, $\delta \geq 16$ % і ударною в'язкістю при -70 °С не менше 400 кДж/м².

Для виготовлення нафтопроводів труб великого діаметра до 2500 мм застосовують вуглецеві сталі з вмістом не більше 0,22 % С, 0,65 % Mn, 0,37%Si і низьколеговані сталі з вмістом не більше 0,20 %

C, 1,65 % Mn, і з добавками Cr, V, Nb та ін. Для виготовлення магістральних газопровідних труб великого діаметру використовують сталі 14ХГС, 17Г1С, 16Г2САФ та ін. з $\sigma_{0,2} \geq 520$ МПа, а $\sigma_T \geq 370$ МПа у гарячекатаному стані, і сталі 09Г2С, 17ГСФ з $\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\sigma_T \geq 350$ МПа у термозміцненому стані.

Останнім часом для магістральних трубопроводів, як перспективний матеріал, використовують двофазні сталі з ферито-бейнітною або ферито-мартенситною структурою після контрольованого прокатування. Ці сталі містять 0,03...0,1 % C; 1,6 % Mn; 0,6 % Cr; 0,6 % Si; 0,02 % Ti; 0,03...0,18 % Nb і мають $\sigma_B = 700$ МПа при T_{50} від -80 до -90 °С.

Для захисту трубопроводів від корозії в залежності від умов їх експлуатації застосовують покриття.

Сталі для холодного штампування

В багатьох галузях промисловості велика кількість деталей виготовляється із листової сталі холодним штампуванням.

Для забезпечення високої штампованості відношення $\sigma_B / \sigma_{0,2}$ сталі повинно бути в межах 0,5-0,65 при відносному звуженні не менше 40 %. Штампованість сталі тим гірше, чим більше в ній вуглецю. Кремній, який підвищує межу плинності, знижує штампованість, особливо здатність сталі до витягування. В зв'язку з цим для холодного штампування широко використовують холоднокатані киплячі сталі 08кп, 08Фкп, 08Ю. Сталь 08кп схильна до старіння, тому її мікро легують алюмінієм чи ванадієм, які зв'язують азот, що знаходиться у твердому розчинні і визиває деформаційне старіння в нітридах AlN та VN. Сталі 08Фкп і 08Ю такі, що не старіють. Для виключення деформаційного старіння після відпалу холоднокатаний лист нерідко піддають дресировці, тобто невеликій пластичній деформації.

Для штампування рекомендуються сталі з зерном 6-8 балу. При дрібному зерні спостерігається пружинячий ефект і сильно зношуються штампи, а при більш крупному зерні утворюється шорстка поверхня (апельсинова шкірка) і розриви.

Для штампування виробів, які повинні мати підвищену міцність застосовують низьколеговані двофазні сталі із структурою фериту і мартенситу чи фериту і бейніту. Це сталі 09Г2С, 09Г2 – Ф-Б і 16ГФР – Ф-М. Таку структуру отримують після гартування у воді з між критичного інтервалу температур ($A_{c1} - A_{c3}$). Використання цих сталей дозволяє зменшити товщину листа для штампування, що дає велику економію металу.

Сталі, що цементуються (цементовані)

Для виготовлення деталей, що працюють під дією динамічних навантажень (невеликі зубчаті колеса, шестерні, вали коробок передач автомобілів, вали швидкохідних верстатів, шпинделів та ін.) в умовах поверхневого зношування застосовують низько вуглецеві (0,15-0,25 % C) сталі. Вміст легувальних елементів у них не повинен бути занадто високим, але має забезпечити необхідну прогартовуваність поверхневого шару та серцевини. Тому сумарна кількість легуючих елементів у них не перевищує 3-5 % і за структурою вони належать до сталей перлітного класу. Після цементації, гартування і низького відпуску цементований шар повинен мати твердість 58-62 HRC а серцевина – 30-42 HRC, що забезпечує її підвищену границю текучості. Для подрібнення зерна цементовані сталі можна додатково мікролегувати елементами (V, Ti, Nb, Zr, Al, N), що утворюють дисперсні нітриди, карбонітриди чи карбіди, які гальмують ріст зерна аустеніту.

До цементованих сталей відносяться низьколеговані хромисті сталі 15X, 20X, які мають невисоку прогартовуваність, додаткове легування ванадієм 15XФ дозволяє отримати більш дрібне зерно, що покращує пластичність і в'язкість сталей.

Більш крупні деталі, або такі, що мають складну конфігурацію, такі що піддаються дії значних знакозмінних напружень, виготовляються із сталей 20 ХН, 12Х3А, 12Х2Н4А. Внаслідок дефіцитності нікеля його іноді замінюють марганцем і додатково вводять титан або ванадій (18ХГТ, 25ХГМ).

Легування хромонікелевих сталей вольфрамом або молібденом додатково стабілізує переохолоджений аустеніт і ще більше підвищує прогартовуваність сталі. В результаті гартування у мастилі серцевина деталі отримує структуру мартенситу. Це сталі 18Х2Н4ВА, 18Х2Н4МА, які застосовують для важко навантажених зубчастих коліс, осей роликів. Ці деталі є стійкими до динамічних навантажень.

Машинобудівні покращувальні сталі

Більшість важконавантажених деталей машин (колінчасті вали, розподільчі вали, осі, штоки, шатуни, відповідальні деталі турбін, компресорних машин) виготовляють із середньовуглецевих (0,3-0,5 % C) низьколегованих сталей перлітного класу, які піддають повному гартуванню і високотемпературному відпуску. Такий режим об'ємного термічного оброблення називається покращенням, а сталі, відповідно, покращуваними (30X, 30ХГС, 40ХН, 30ХН3А, 40X, 38ХН3МФ). Гартування деталей здійснюють від 820-880 °С в оливі чи воді, а відпуск проводять при 550-680 °С., після такої обробки структура сталі – сорбіт відпуску або сорбітизований перліт, що забезпечує високу границю текучості та витривалості, низьку чутливість до концентраторів напружень і достатній запас в'язкості. Покращувані сталі після термічної обробки володіють високою прогартовуваністю та малою чутливістю до відпускнуї крихкості.

Хромисті сталі схильні до відпускну крихкості другого роду, а тому після відпуску їх необхідно швидко охолоджувати в воді.

Для підвищення прогартовуваності хромисті сталі додатково легують марганцем (40ХГ) і бором (40ХГР). Молібден знижує відпускну крихкість (30ХМ).

Сталі леговані кремнієм – хромансили – 20ХГС, 30ХГС. Ці сталі добре зварюються, мають високу міцність (1200МПа) і ударну в'язкість (0,4 МДж/м²), але вони схильні до відпускну крихкості другого роду.

Хромонікелеві сталі при пониженій температурі експлуатації мають більший запас в'язкості, ніж безнікелеві. Комплексно леговані сталі, які містять 3-4 % Ni (38ХНЗМ, 38ХНЗМФА) і які мають критичний діаметр до 100мм і малу схильність до крихкого руйнування. Вони використовуються для виготовлення складних за конфігурацією деталей, що працюють при ударних навантаженнях.

Високоміцні сталі

До високоміцних сталей відносять сталі, у яких границя міцності більше 1500 МПа. Високоміцний стан у середньо- і високовуглецевих легованих сталях досягається після гартування і низького відпуску. При цьому знижується пластичність і в'язкість сталей, тому їх використовують у тих випадках, коли за умовами роботи відсутні динамічні навантаження. Це сталі, зміцнені термомеханічною обробкою, та нові високоміцні матеріали – мартенситностаріючі сталі (МСС) і ПНП-сталі (пластичність, наведена перетворенням).

Високоміцні МСС характеризуються високим значенням міцності в поєднанні з високою в'язкістю і пластичністю ($\sigma_b = 2000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа). Зміцнення сталей досягається за рахунок мартенситного ($\gamma \rightarrow \alpha$)- перетворення і старіння мартенситу. Мінімальний вміст вуглецю (не більше 0,03%) зменшує схильність цих сталей до крихкого руйнування. Основним легуючим елементом цих сталей є нікель, вміст якого складає 17-26 %. Для ефективного протікання процесу старіння мартенситу сталі додатково легують титаном, алюмінієм, молібденом, ніобієм і кобальтом – 03Х18К9М5Т. цю сталь гартують від температури 800-850 °С на повітрі, і отримують безвуглецевий мартенсит, з $\sigma_b = 1200$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа, $\delta = 20\%$, $\psi = 75 \%$, $KCU = 2,0$ МДж/м². У такому стані сталь добре оброблюється тиском, різанням, має високу зварюваність.

Основне зміцнення сталь отримує при відпуску в інтервалі температур 450-500 °С за рахунок виділення із мартенситу дисперсних частинок інтерметалідів – Ni₃Ni, NiTi, Fe₂Mo, Ni₃(Ti,Al). Найбільше зміцнення досягається у випадках, коли інтерметаліди мають малі розміри і когерентно зв'язані з твердим розчином. Легування кобальтом збільшує ефект старіння. Після старіння сталь має $\sigma_b = 2000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1800$ МПа, $\delta = 12\%$, $\psi = 50 \%$, $KCU = 0,50$ МДж/м². При високих механічних

властивостях сталь має підвищений опір крихкому руйнуванню, її в'язкість руйнування 50-70 МПа. При $t^{\circ} = -196^{\circ}\text{C}$ у неї $\sigma_b = 2400$ МПа, $\delta = 10\%$, $KCU = 0,30$ МДж/м², вона теплостійка за 450°C .

МСС застосовують у літако-, ракетобудуванні; тобто у тих галузях, у яких важлива питома міцність, а також у криогенній техніці.

Високоміцні ПНП-сталі – аустенітний клас, з 0,3 % С; 8-10 % Cr; 8-10 % Ni; 4 % Mo; 1-2.5 % Mn, до 2 % Si. Після гартування від $1000-1100^{\circ}\text{C}$ і отримання легованого аустеніту сталь деформують при $t^{\circ} 450-600^{\circ}\text{C}$. Після деформації відбувається наклеп аустеніту, виділення з нього вуглецю і легуючих елементів з утворенням дисперсних карбідів, тобто дисперсійне зміцнення. Внаслідок збіднення аустеніту легуючими елементами точка початку утворення мартенситу деформації зміщується в область позитивних температур, а початку мартенситного перетворення залишається нижче кімнатних. В результаті такої обробки ПНП-сталі мають високу міцність $\sigma_b \geq 1800$ МПа, $\sigma_{0,2} \geq 1800$ МПа і високу пластичність $\delta \geq 30\%$.

Пружинно-ресорні сталі

Пружини та ресори призначені пом'якшувати поштовхи та удари в процесі роботи. Тому основними вимогами до цих сталей є високі границі пружності, витривалості та підвищена релаксаційна стійкість зі збереженням пружних властивостей протягом тривалого часу. В ресорах і пружинах різного призначення пластична деформація не допускається, тому високі значення пластичності і в'язкості менш суттєві.

Високі пружні властивості забезпечуються при вмісті вуглецю 0,5-0,7% і легуючих елементів кремнію і марганцю, іноді в сполученні з іншими елементами. Необхідний комплекс пружних властивостей формується термічним обробленням – гартуванням і середнім відпуском при температурі $350-450^{\circ}\text{C}$. Кремній затримує розпад мартенситу при відпуску, а кремній спільно з марганцем зміцнюють ферит і підвищують прогартовуваність сталі. Одна з основних вимог, що ставляться до пружинно-ресорних сталей – висока прогартовуваність для одержання мартенситної структури по всьому об'єму виробу. Наявність після гартування продуктів розпаду аустеніту (Б, Ф, Ф-Ц суміші), а також залишкового аустеніту погіршує пружні властивості. Чим дрібніше зерно, тим вища протидія сталей малим пластичним деформаціям. Наявність зневуглецьованого шару на готових пружинах різко знижує границю пружності та витривалості.

Основними марками сталей є: 50С2, 70С3А, 55С2, 60С2, 60С2А, 60С2ХФА, 65С2ВА, 50ХГА, 50ХФА, 65Г, 60СГ. Кремністі пружинно-ресорні сталі використовують для виготовлення пружин вагонів, ресор автомобілів, торсійних валів, пружних елементів приладів. Сталі 60С2ХФА, 65С2ВА застосовують для виготовлення великогабаритних високонавантажених пружин і ресор. Для виготовлення ресор вантажних автомобілів рекомендують сталь 50ХГА, технологічнішу ніж сталі,

леговані кремнієм, а клапанні пружини двигунів внутрішнього спалювання виготовляють із сталі 50ХФА, що не схильна до перегрівання і знеуглецювання (до 300 °С), а при більш високих температурах – до 500 °С пружини виготовляють із сталей 3Х2В8Ф, а до 600 °С із сталі Р18. Для роботи в агресивних середовищах пружини виготовляють з хромистих корозійностійких сталей типу 40Х13, 95Х18.

Пружинно-ресорні сталі після термічної обробки (гартування і середній відпуск) повинні мати троостит з $\sigma_b = 1200-1900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1100-1700$ МПа і $\delta = 5-56$ %. Границя витривалості пружин і ресор зменшується при наявності поверхневих дефектів і знеуглецювання. Дробоструминна обробка створює в поверхневих шарах залишкові стискуючі напруження, які підвищують витривалість. Границя втоми у результаті поверхневого наклепу зростає у 1,5-2 рази.

Кулькопідшипникові сталі

Підшипники кочення та ковзання є відповідальними деталями багатьох машин (верстатів, автомобілів, тракторів, вагонів, електродвигунів тощо). Підшипники кочення працюють за умов кочення кульок (чи роликів) по зовнішніх та внутрішніх кільцях. Як правило, причиною відмови підшипників є руйнування тіл кочення по робочих поверхнях кілець, переважно внаслідок втомного викришування поверхонь тертя. Під час роботи елементи кочення зазнають високих змінних навантажень. Тому сталі, що використовують для їх виготовлення, мають бути міцними, зносостійкими і повинні мати високу границю витривалості. До сталей пред'являють вимоги по мінімальному вмісту неметалічних включень, карбідній неоднорідності і відсутності пористості, так як ці дефекти, знаходячись у поверхневому шарі стають концентраторами напружень і викликають передчасне втомне руйнування.

Основними марками сталей є ШХ4, ШХ6, ШХ9, ШХ15, ШХ15СГ, ШХ20СГ. Вуглець, який міститься у сталях в кількості 1,0 % і хром забезпечують отримання після гартування високої рівномірної твердості, стійкості проти зношування, необхідної прогартуваності і достатньої в'язкості.

Кульки діаметром до 13,5 мм, ролики до 10 мм виготовляють із сталі ШХ4, а діаметром 22,5 мм і 15 мм відповідно із сталі ШХ15. Сталь ШХ15СГ використовується для виготовлення кульок діаметром до 30 мм, а для виготовлення роликів більшого діаметра застосовують сталь ШХ20СГ. Сталі ШХ15, ШХ15СГ мають підвищену прогартуваність, високу твердість, зносотривкість та опір контактній втомі. До структури цих сталей ставлять високі вимоги за характером розміщення та розміром неметалічних включень, тому що вони спричиняють передчасне втомне руйнування. З тих самих причин неприпустимою у структурі цих сталей є також карбідна неоднорідність.

Для досягнення оптимального співвідношення міцності і контактної витривалості кільця та ролики підшипників повинні мати після гартування відпускну твердість 61-65 HRC (сталь ШХ15), 60-64 HRC (сталь ШХ15СГ). Елементи підшипників кочення, що працюють за умов високих динамічних навантажень, виготовляють із цементованих сталей 20Х2Н4А і 18ХГТ. Після цементації на товщину 1,2-3,5 мм, гартування і відпуску при 160-170 °С підшипник із сталі 20Х2Н4А має на поверхні твердість 58-62 HRC, а в серцевині 35-45 HRC. Підшипники кочення із сталі 18ХГТ піддають цементації на товщину 0,9-1,8 мм, а їхня твердість після фінішного термічного оброблення становить 61-65 HRC. Для роботи підшипників у агресивних середовищах їх виготовляють із корозійностійких сталей марок 95Х18, 98Х18.

Термічна обробка підшипникової сталі передбачає операції відпалу, гартування та відпуску. Відпалу при температурі 780-800 °С піддають заготовки після кування з метою знизити твердість і отримати структуру дрібнозернистого перліту. Температура гартування коливається в межах 830-860 °С залежно від масивності виробів – чим більший виріб, тим вища температура гартування. Охолоджують деталі в мастилi (кільця, ролики), у розчині соди або кухонної солі, у воді (кульки). Безпосередньо після гартування їх відпускають при 150-160 °С. Твердість після гартування та відпуску 62-65 HRC, структура – приховано-кристалічний мартенсит з рівномірно розподіленими дрібними надлишковими карбідами.

Довговічність підшипників визначається відхиленням від сферичної форми, яке призводить до биття. Ці биття ретельно контролюються. Деталі підшипників піддають 100 %-у контролю.

Зносостійкі сталі

Для сталей, що працюють на зношування в умовах абразивного тертя і високого тиску та ударів використовують високомарганцеву литу аустенітну зносостійку сталь Гадфільда – 110Г13Л. Із цієї сталі виготовляють траки деяких гусеничних машин, залізничні хрестовини, зуби ковшів екскаваторів, щоки дробилок та ін..

Сталь 110Г13Л вмістить 0,9-1,4 % С; 11,5-15,0 % Mn; 0,5-1,0 % Si. Після литва структура складається з аустеніту і надлишкових карбідів марганцю в залізі $(Fe,Mn)_3C$. При нагріванні карбіди розчиняються в аустеніті, тому після гартування від температури 1100 °С у воді сталь отримує чисто аустенітну структуру з малою твердістю HB 200.

Марганцевий аустеніт при ударних навантаженнях і після деформації в процесі експлуатації набуває твердість до HRC 50-55.

В умовах чисто абразивного зношування (наприклад при терті по піску) ефективного наклепу сталі 110Г13Л не відбувається, що призводить до підвищеного зношування деталі. Крім того,

недоліком сталі є погана здатність до обробки різанням, тому деталі з неї частіше всього виготовляють литвом без механічної обробки.

Деталі, які в процесі роботи піддаються зносу в результаті дії потоку рідини чи газу, рекомендується виготовляти із сталі 30X10Г10, яка характеризується високою кавітаційною стійкістю в наслідок утворення на поверхні мартенситу деформації при гідравлічних ударах.

Для деталей машин, що працюють в середніх умовах зношування застосовують високовуглецеві інструментальні сталі типу X12, X12M, P18, P6M5 із структурою мартенсит і карбіди.

Інструментальні сталі

Інструментальні сталі застосовують для виготовлення різального, вимірювального та формоутворюючого (штампового) інструменту. Особливу групу інструментальних матеріалів становлять порошкові тверді сплави.

До різальних інструментів відносять: різці, свердла, мітчики, фрези, пили, протяжки тощо.

Вимірювальний інструмент слугує для перевірки розмірів готових деталей (калібри, шаблони та ін.).

Штампи використовують для деформації металу в холодному (витяжні, згинальні штампи, отворопробивні, пуансони, ролики для накатування різі тощо) або в гарячому (кувальні, прошивальні, обрізні) станах.

Сталі та сплави для різального інструменту

В процесі експлуатації різальний інструмент, що працює в умовах тривалого контакту і тертя, повинен зберігати незмінними конфігурацію та властивості різальної кромки. Тому матеріал для виготовлення різального інструменту повинен мати високу твердість понад HRC 60-62 і зносостійкість, тобто здатність тривалий час зберігати різальні властивості кромки.

Механічна енергія, яка затрачується на процес обробки різанням, переходить у теплову. Тепло, що виділяється, нагріває різець, деталь, стружку і частково розсіюється. Тому основною вимогою до інструментальних матеріалів є висока теплостійкість, тобто здатність зберігати твердість і різальні властивості при тривалому нагріванні в процесі роботи. За теплостійкістю інструментальні сталі розділяють на три групи: не теплостійкі, напівтеплостійкі і теплостійкі.

При нагріванні до 200-300 °C нетеплостійких сталей у процесі різання вуглець виділяється з мартенситу гартування і відбувається коагуляція карбідів цементитного типу. Це призводить до

втрати твердості і зносостійкості інструменту. До нетеплостійких відносяться вуглецеві і низьколеговані сталі, що містять 3-4 % легуючих елементів. Напівтеплостійкими сталями є деякі леговані сталі, що містять понад 4 % Cr та інших карбідотвірних елементів і зберігають твердість до температури 400°C – 9X5ВФ. Теплостійкі сталі зберігають твердість і зносостійкість при нагріванні до температур дещо вище 600 °С.

Вуглецеві і низьколеговані сталі мають порівняно низьку теплостійкість і невелику прогартовуваність, тому їх використовують для легких умов роботи при малих швидкостях різання. Швидкорізальні сталі, що мають вищу теплостійкість і прогартовуваність, застосовують для важких умов роботи. Ще більш високі швидкості різання допускають тверді сплави і керамічні матеріали. Із промислових матеріалів найвищу теплостійкість має нітрид бору – ельбор. Його використання дозволяє обробляти матеріали високої твердості, наприклад загартовану сталь, при великих швидкостях різання.

Різальний інструмент різного призначення виготовляють із різних сталей:

Різці і різцеві головки – P18, P12Ф3; довбальні, строгальні, відрізні – P6M5, P12, P9.

Свердла: для обробки металів, твердістю до НВ 260 – P6M5, P6M3; для металів більшої твердості – P12Ф3; для металів, що важко обробляються – P12Ф3, P12Ф4К5.

Фрези: різьбові – P6M5, P12, P8M3, P18; черв'ячні – P6M5, P12Ф3, P12, P8M3; те саме, для різання з підвищеною швидкістю – P12Ф4К5, P8M3К6С; для різання важкооброблюваних сплавів – P12Ф4К5, P8M3К6С, P9M4К8Ф, P12M3Ф2К8, P6M5, P12, P8M3.

Протяжки діаметром до 100-80 мм – P12, P6M5, P12Ф3, P8M3, більше 100 мм – ХВСГ, P6M5.

Мітчики: машинні – P6M5, P18; ручні – 11ХФ, У11А, У12А.

Плашки круглі: для нарізання м'яких металів – ХВСГ; для нарізання твердих металів – P6M5, P8M3.

Розгортки: машинні – P6M5, P8M3, P12Ф3, P12; для важкогабаритних сплавів – P8M3К6С; ручні – ХВСГ, P6M5, P8M3.

Зенкери: для обробки м'яких металів – P6M5, P12, P8M3; для обробки твердих металів – P8M3К6С, P9M4К8Ф.

Пили: сегменти до круглих пил і консовочні полотна машинні і ручні – P6M5; для обробки деревини – Х6ВФ, 9ХФ, У10А.

Напилки: для м'яких металів – Х, У13А; для твердих металів – P6M5, P8M3.

Стамески, долота, сокири для обробки деревини – 7ХФ, У7А.

Леговані сталі для різального інструменту

Низьколеговані сталі для різального інструменту 13Х6, 9ХС використовують для роботи при температурах не більше 200-250 °С. Середньолеговані сталі типу 9Х5ВФ, 3Х4В3М3Ф2 мають більш високу теплостійкість 300-500 °С.

Леговані інструментальні сталі мають вищу прогартовуваність і зносостійкість ніж прості вуглецеві сталі. Їх гартують у мастилі, що дозволяє зменшити деформацію інструменту. Він може мати більший переріз і більшу довжину.

Низьколегована сталь 13Х використовується для виготовлення інструменту діаметром до 15 мм у зв'язку з її недостатньою прогартовуваністю. Із цієї сталі виготовляють хірургічний і гравірувальний інструменти, леза бритв.

Сталі 9ХС, ХВГ, ХВГС використовують для виготовлення інструментів великого перерізу – свердл, розгорток, діаметром 60-80 мм. Сталь 9ХС схильна до знеуглецювання при нагріванні, а у відпаленому стані має підвищену твердість, що погіршує обробку різанням і тиском.

Термічна обробка легованих інструментальних сталей включає гартування від 830-870 °С в мастилі, або ступеневе гартування і відпуск при температурі 200 °С. Твердість після термообробки складає HRC 61-65.

Швидкорізальні сталі

Швидкорізальні сталі мають високу теплостійкість (червоностійкість), тобто здатність зберігати мартенситну структуру і відповідно високу твердість, міцність і зносостійкість при підвищених температурах, що виникають у ріжучому крайку при різанні з великими швидкостями. Мартенситна структура у цих сталях зберігається до температур 600-620 °С, в зв'язку з чим використання їх дозволяє збільшити швидкість різання в 2-4 рази і збільшити стійкість інструменту в 10-30 разів порівняно з іншими інструментальними сталями, що не володіють теплостійкістю.

Найбільш поширеними у застосуванні є такі марки швидкорізальних сталей: P18, P9, P6M5, P6M3, P12. Основними легуючими елементами, які забезпечують високу теплостійкість – вольфрам та молібден. Сильно підвищують теплостійкість до 645-650 °С і твердість після термічної обробки (HRC 67-70) кобальт і ванадій.

P18: 0,7-0,8 % С; 3,8-4,4 % Cr; 17,5-19 % W; 1,0-1,4 % V; 0,5-1,0 % Mo.

P12: 0,8-0,9 % C; 3,1-3,6 % Cr; 12-13 % W; 1,5-1,9 % V; 1,0 % Mo.

P6M3: 0,85-0,95 %C; 3,0-3,5 %Cr; 5,5-6,5 %W; 2,0-2,5 %V; 3,0-3,6 %Mo.

P6M5: 0,8-0,88 % C; 3,8-4,4 % Cr; 5,5-6,5 %W; 1,7-2,1 %V; 5,0-5,5 %Mo.

Швидкорізальні сталі відносяться по структурі до ледебуритного класу. При затвердінні литої швидкорізальної сталі утворюється евтектика, яка нагадує ледебурит і розміщується по межах зерен. Кування або прокатування використовують для усунення сітки евтектики, подрібнення карбідів, що входять в її склад, і їх рівномірного розподілу в основній матриці.

Після обробки тиском для швидкорізальної сталі проводять ізотермічний відпал, що забезпечує зменшення твердості і полегшення механічної обробки. Сталь витримують при 740 °C для повного перетворення аустеніту в ферито-цементитну суміш сорбіт або перліт (високолегований з карбідами Me_6C , $Me_{23}C_6$, MeC , Me_3C).

Високу теплостійкість інструмент із швидкорізальних сталей набуває після гартування і багаторазового відпуску. При нагріванні під гартування необхідно забезпечити максимальне розчинення карбідів і отримання високолегованого аустеніту. Така структура збільшує прогартуваність і дозволяє отримати після гартування мартенсит з високою теплостійкістю. Температура гартування складає для сталі P18 – 1270-1290 °C, P9 – 1220-1240 °C, P6M5 – 1210-1230 °C. Для уникнення тріщин і деформації інструменту за рахунок низької теплопровідності сталей застосовують ступеневий нагрів (450, 850, 127 °C) під гартування в розплавлених солях, а гартування проводять у мастилі. Ізотермічна витримка при температурі нагріву під гартування повинна забезпечити розчинення у аустеніті певної частини карбідів – в межах можливої їх розчинності (30-60 %). Для зменшення деформації інструменту використовують ступеневе гартування у розплавах (500-630 °C).

Після гартування структура швидкорізальної сталі складається з високолегованого мартенситу, що містить 0,3-0,4 % C, нерозчинених при нагріванні надлишкових карбідів і біля 30 % залишкового аустеніту. Залишковий аустеніт знижує твердість, різальні властивості сталі, погіршує її здатність до шліфування і його присутність у структурі є небажаною.

Після гартування проводиться відпуск, багаторазовий при температурі 550-570 °C. При багаторазовому відпуску із залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди, легованість аустеніту зменшується і він перетворюється в мартенсит. Окрім цього проходить дисперсійне твердіння в результаті часткового розпаду мартенситу і виділення дисперсних карбідів, головним чином Me_6C . Це супроводжується підвищенням твердості (вторинна твердість). В процесі однократного відпуску тільки частина залишкового аустеніту перетворюється в мартенсит. Для того,

щоб весь залишковий аустеніт перетворився в мартенсит і пройшов відпуск нового утвореного мартенситу, застосовують багаторазовий, частіше трьохкратний відпуск. Такий відпуск підвищує міцність і знімає напруження, які утворилися в результаті гартування та перетворення залишкового аустеніту в мартенсит. Число відпусків може бути скорочено при обробці холодом після гартування, у результаті якої зменшується вміст залишкового аустеніту. Твердість після гартування HRC 62-63, а після відпуску вона збільшується до HRC 63-65.

Сталі та сплави для деревообробного інструменту

Вуглецеві інструментальні сталі застосовують для інструменту, який працює під невеликим навантаженням на малих швидкостях (ручний різальний інструмент та верстатний).

Леговані сталі призначені для інструментів, що працюють на високопродуктивних верстатах, та інструментів спеціального призначення (пили, ножі, фрези зі вставленими різцями, тощо), це сталі 65XB, XBГ, XBГC, 9X5BФ, 9XC, X12M. Інструмент, який інтенсивно нагрівається (різці токарно-котушкових автоматів, ножі високопродуктивних стругальних верстатів тощо), та інструменти для обробки склеєних деталей виготовляються із швидкорізальних сталей P18.

Литі тверді сплави (стеліти, сормайти) займають проміжне положення між швидкорізальними сталями та твердими сплавами. Стеліти застосовують у вигляді наплавки на різальну частину інструмента автогенним або дуговим зварюванням. Зносостійкість такого інструменту в 2-3 рази вища, ніж інструменту з швидкорізальної сталі.

Стеліт В2К – 32 % Cr, 15 % W, 45 % Co та ін.

В3С – 29 % Cr, 4 % W, 60 % Co та ін.

Зносостійкість дискових пил, наплавлених сормайтом в 4-5 разів вища порівняно з зносостійкістю легованої сталі 85XФ. Марки сормайтів:

№ 1 – 30 % Cr, 32 % Fe та ін.

№ 2 – 29 % Cr, 81 % Fe та ін.

Вибір марки сталі для дереворізального інструменту залежить від умов роботи.

Пили – 9XФ, 65XФ.

Ножі – 9X5BФ, 85X4B4Ф; фрези – X12Ф, X6BФ, P9; свердла – X5BФ, 9XC, P9; токарні різці – X12, X12Ф, P9; довбальні інструменти (долота) – 85XФ, 9XФ.

Сталі для вимірювального інструменту

Сталі цього призначення повинні мати високу твердість і зносостійкість, зберігати постійність форми і розмірів протягом терміну експлуатації. Крім того, вони повинні мати високу оброблюваність різанням для отримання високого класу чистоти поверхні і незначну деформацію при термічній обробці. Це сталі – марок Х, ХВС, ХВГ, 9ХС, їх твердість після термообробки повинна бути не менше HRC 60-64.

Після термічної обробки в структурі високовуглецевих сталей присутні залишковий аустеніт, що обумовлює їх нестабільність. Для забезпечення високої твердості сталі і стабільності розмірів інструменту в процесі експлуатації проводиться спеціальна термічна обробка. Вона складається з гартування в мастилі. Для інструментів підвищеної точності застосовують додаткову обробку холодом при температурі -80 °С і тривалістю до 30 год. Низькотемпературний відпуск – старіння при 120-170 °С. Нагрівання до більш високої температури є недопустимим в зв'язку зі значним зниження твердості і зносостійкості інструменту. Тривалий відпуск запобігає процесам старіння і розпаду мартенситу під час терміну експлуатації інструменту. Для вимірювального інструменту великого розміру і складної геометрії використовують сталі, що азотуються, типу 38ХМЮА.

Штампові сталі

Штампові сталі поділяють для виготовлення штампів холодного та гарячого деформування – пуансонів, матриць, фільсер, прес-форм, форм для литва під тиском.

Сталі для штампів холодного деформування повинні мати високу твердість і зносостійкість, високу міцність і задовільну в'язкість для роботи при ударних навантаженнях. Ці сталі поділяються на три групи.

До першої групи відносяться сталі для витяжних і вирубних штампів, вони повинні мати високу твердість, зносостійкість. В процесі деформування з великими швидкостями штампі розігріваються до 200-350 °С, тому вони повинні мати теплостійкість до 400-500 °С, для того щоб забезпечити опір згинанню і пластичному деформуванню при штампуванні. Це сталі Х, ХВГ, ХВСГ, які після гартування і відпуску при 150-180 °С мають твердість HRC 60. Такі штампі працюють при помірних ударних навантаженнях. Сталі з підвищеним вмістом 6-12 % Cr – Х6ВФ, Х12, Х12М, Х12Ф1 мають більш високу зносостійкість і глибоку прогартуваність. Високу твердість забезпечує велика кількість карбиду хрому Cr₇C₃. Підвищений вміст хрому приводить до зростання карбідної неоднорідності. Після термічної обробки сталі мають твердість HRC 61-63.

Другу групу складають сталі для штампів холодного видавлювання, які працюють в умовах великих тисків. Ці сталі повинні мати високий опір деформації і високу міцність. Присутність у структурі залишкового аустеніту є недопустимим. Для його усунення проводять високий відпуск при

температурах вище 500 °С. Хоча із цих сталей виготовляють штампи холодного деформування, вони мають високу теплостійкість, зокрема сталь 6Х4М2ФС.

До третьої групи відносять сталі, з яких виготовляють штампи, що працюють при високих ударних навантаженнях. Це сталі 7Х3, 6Х3ФС, 4ХС, 4ХВ2С підвищеної в'язкості. Гартують їх від температури 840-900 °С у мастило, відпускають при 240-270 °С, HRC 50-55.

Сталі для штампів гарячого деформування

Штампові інструменти для гарячого деформування працюють у важких умовах. Матеріал штампів контактує з гарячим металом і нагрівається, причому нагрівання чергується з охолодженням. Матеріал для гарячих штампів повинен задовольнити високу міцність (не менше 1000 МПа), теплостійкість, яка дозволяє зберегти твердість і міцність при тривалій температурній дії. Сталі повинні мати також високу в'язкість, щоб запобігти руйнуванню при ударному навантаженні і опір термічній втомі, тобто здатність витримувати багаторазові нагрівання і охолодження без утворення сітки тріщин. Сталі повинні бути окалиностійкими і мати високу прогартовуваність, щоб забезпечити високі механічні властивості по всьому перерізу штампа. Важливо, щоб сталі не були схильні до відпускнуї крихкості, оскільки швидким охолодженням крупних штампів усунути її неможливо.

Крупні кувальні (молотові) штампи, а також інструмент кувальних машин і пресів, що нагріваються в процесі роботи до 500-550 °С, які працюють при помірних навантаженнях виготовляються з напівтеплостійкої сталі 5ХНМ та її аналогів 5ХНВ, 5ХНТ, 5ХГМ. Ці сталі гартують у мастило відпускають при 550-580 °С, HRC 35-45, структура троосто-сорбіт.

Для виготовлення штампів невеликих розмірів взамін сталей типу 5ХНМ застосовують сталь 4Х3ВМФ.

Витяжні, висадочні штампи, пресформи литва під тиском виготовляють із сталей 3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС, 4Х4ВМФС (ДИ-22). До цих сталей пред'являють підвищені вимоги по теплостійкості і розгаростійості і менші вимоги по прогартовуваності.

Для розчинення складних карбідів ці сталі при гартуванні нагрівають до температур 1050-1100 °С і охолоджують у мастилі. Після гартування проводиться відпуск при 560-650 °С. Твердість після термічної обробки HRC 45-50.

Інструментальні спечені тверді сплави

Спечені тверді сплави складаються в основному з карбіду вольфраму. Ці сплави характеризуються високою твердістю HRC 66-76. Спікають порошок карбіду вольфраму разом з кобальтом, який є зв'язкою, при 1400 °С.

Вольфрамокобальтові тверді сплави удосконаленні введенням до них карбіду титана і танталу. Теплостійкість у них 900-1000 °С. Це дуже дорогі матеріали, оскільки у їх складі є дорогі легуючі елементи – вольфрам, титан, кобальт.

Тверді сплави є трьох груп: ВК – вольфрамо-кобальтові – ВК2, ВК8 (WC – 92%, 8 % Co), вольфрамо-титанокобальтові – (TiC - 15 %, 6 % Co), і вольфрамтитанокобальтові – ТТК – ТТ7К12 – 4 % TiC, 3 % TaC; 12 % Co, 81%WC.

Сталі та сплави з особливими фізичними властивостями

Магнітні сталі та сплави

Основними характеристиками магнітних сталей і сплавів є такі магнітні властивості: залишкова магнітна індукція „В”, коерцитивна сила „Нс”, та магнітна проникність „μ”.

Якщо магнітна проникність більша від одиниці, то такі тіла називаються парамагнетиками, якщо менше одиниці – діамагнетиками. Окремим випадком парамагнітних тіл є феромагнітні тіла – залізо, нікель і кобальт, магнітна проникність яких набагато більша, ніж у інших парамагнітних тіл.

Магнітні сплави залежно від значень коерцитивної сили і магнітної проникності ділять на магнітотверді – сплави з великою коерцитивною силою $H > 4 \text{ кА /м}$ і низькою магнітною проникністю (їх застосовують для постійних магнітів) і магнітом'які, для яких характерна мала коерцитивна сила ($H < 4 \text{ кА /м}$) і висока магнітна проникність (трансформаторна і динамо – сталі).

Магнітотверді сталі та сплави. Такими матеріалами є високовуглецеві сталі, леговані сталі та спеціальні сплави. Щоб коерцитивна сила „Нс” була високою, сталі повинні мати нерівномірну структуру, звичайно мартенсит зі значною кількістю дефектів будови, які спричиняють внутрішні напруження і спотворення кристалічної ґратки.

Вуглецеві сталі У10 – У12 після гартування мають досить високу коерцитивну силу $H_c > 4,8 – 5,2 \text{ кА /м}$, проте вони прогартовуються на невелику глибину, тому їх застосовують для виготовлення магнітів перерізом 4 – 7 мм.

Хромисті сталі ЕХ, ЕХ3 (3% Cr) а також одночасно леговані Cr та Co сталі ЕХ5К5, ЕХ9К15М2. Легувальні елементи підвищують, головним чином коерцитивну силу і магнітну енергію, а також покращують температурну і механічну стабільність постійних магнітів. Хромисті і кобальтові сталі порівняно легко оброблюються тиском і різанням, але мають відносно малу магнітну енергію. Коерцитивна сила легованих дорівнює 4,8 – 12,0 кА /м і залишкову індукцію

0,8 – 1,0 Тл. Найбільші магнітні властивості мають сталі EX5K5 і EX9K15M2 після нормалізації, високого відпуску, гартування і низького відпуску (100⁰C).

Спеціальні Fe – Ni – Co магнітні сплави, зокрема ЮНДК40Т8АА (7,5% Al, 40% Co, 3,5% Cu, 7,5% Ti, 0,25% Si, 14% N) характеризуються надзвичайно високою коерцитивною силою $H_c = 144$ кА /м, що дозволяє виготовляти з них сильні магніти невеликих розмірів. Їх називають „ альніко ” і маркують такими ж буквами, що і сталі. Букви в кінці марки характеризують структуру сплаву: БА – означає що сплави мають стовбчасту структуру (ЮНДК31ТЗБА), АА – монокристалічну структуру.

Магнітні сплави дуже тверді, і крихкі і не піддаються деформації, а тому обробляються тільки шліфуванням електроерозійним способом. Магніти із цих сплавів виготовляють литтям і спіканням з порошку.

Високі магнітні властивості сплави отримують після гартування з температур 1250 – 1280 ⁰ С і відпуску при 580 – 600 ⁰ С. Підвищення магнітної енергії досягається створенням в сплавах магнітної та кристалографічної текстури.

Магнітом ' які сталі та сплави. До цих сплавів відносять електротехнічне залізо (армко – залізо), електротехнічну сталь, залізнікелеві сплави і ферити. Електротехнічне залізо або низьковуглецева тонколистова сталь марок Э, ЭА, ЭАА містить не більше 0,04% С, має високу магнітну проникність і малу коерцитивну силу $H_c = 64 – 96$ А/м. Застосовують його для виготовлення осердь, полюсних наконечників електромагнітів, якорей і полюсів електротехнічних машин, магнітопроводів, статорів і роторів електродвигунів, для силових трансформаторів та ін.

Для отримання мінімальної коерцитивної сили і високої магнітної проникності феромагнітний матеріал повинен бути чистим від домішок і включень, мати гомогенну структуру (чистий метал чи твердий розчин). Найбільш негативною домішкою є вуглець (у вигляді Fe₃C). Магнітна проникність зростає при збільшенні зерна фериту. Наклепування, навіть не значне, знижує магнітну проникність і підвищує коерцитивну силу, тому матеріал повинен бути повністю рекристалізованим. Набагато кращі магнітні властивості в крупнозернистої листової електротехнічної сталі з розташуванням зерен переважно вздовж листа.

Електротехнічна сталь містить до 4,8 % Si. Кремній, що утворює з залізом твердий розчин, сильно підвищує електроопір, а відповідно, зменшує втрати на вихрові струми, підвищує магнітну проникність, знижує коерцитивну силу.

Марки електротехнічної гарячекатаної листової сталі за вмістом Si ділять на чотири групи:

- низьколеговану 0,8 – 1,8 % - Э11, Э12, Э13;
- середньо леговану 1,8 – 2,8% - Э21, Э22;
- підвищенолеговану 2,8 – 3,8% - Э31, Э32;
- високолеговану 3,8 – 4,8% - Э41, Э48.

Э – електрохімічна сталь, перша цифра – вміст Si, друга – властивості по стандарту – гарантовані електричні та магнітні показники. Сталі групи Э1 і Э2 називають динамними, а сталі

групи Э3 і Э4 – трансформаторними. Динамні сталі містять менше кремнію, порівняно з трансформаторними, пластичніші, проте менш магнітом 'які.

Трансформаторна сталь відноситься до феритного класу сталей і має високі магнітні характеристики, хоча більш крихка.

Залізнікелеві сплави (пермалої) містять 45 – 80% Ni і їх додатково легують Cr, Si, Mo. Магнітна проникність у цих сплавів дуже висока. Найкращі властивості має пермалої марки 79 НМ, що містить 79% Ni і 4% Mo. Mo і Cr, як легувальні елементи зменшують чутливість до пластичної деформації, і підвищують питомий електроопір і магнітну проникність. Мідь підвищує електроопір і стабілізує властивості. Пермалої виготовляють із надчистих сортів нікелю і заліза вакуумним переплавом. Термічна обробка – відпал при 1100 – 1300⁰С у вакуумі (водні) з наступним охолодженням з (певними) визначеними температурами.

Використовують пермалої у апаратурі, що працює у слабких магнітних полях (апаратура зв'язку, радіо, телефон).

Ферити – магнітом 'які матеріали, які отримують змішуванням порошків оксиду заліза Fe₂O₃ і оксидів двовалентних ZnO, NiO, MgO. У феритів дуже високий питомий електричний опір, що визначає їх застосування в пристроях, що працюють в області високих і надвисоких частот.

Багато деталей приладів і машин повинні бути виготовленні із немагнітного матеріалу, які називаються парамагнітні сталі. Для даної мети використовують кольорові метали і сплави (латунь, бронза), а також парамагнітні аустенітні сталі 17X18H10, 12X18H10T, 55Г9Н9Х3.

Сплави із заданим коефіцієнтом теплового розширення

Такі сплави містять велику кількість нікелю і використовуються в приладо – та машинобудуванні. У них коефіцієнт лінійного розширення при температурах від - 100 до +100⁰ С при збільшенні нікелю до 36% різко зменшується і є близьким до нуля, а при більш його високому вмісті знову зростає. Сплав 36Н – називається інвар, застосовують для деталей приладів, які не повинні змінювати своїх розмірів у межах кліматичних перепадів температур (геодезичні прилади, маятники хронометрів, еталони довжини, штрихові міри у метрології), 36Н – 0,5%С, 36%Ni. Сплав 29НК (29% Ni, 18% Co) називаються коваром. Він має коефіцієнт теплового розширення в інтервалі температур від -70 до +420⁰С такий як у скла. З нього виготовляють деталі, які вплавляють у скло при вакуумно-щільних спаїв, наприклад телевізійних кінескопах. Під час нагріву при впаюванні сплаву 29НК на його поверхні утворюється плівка окислів, яка взаємодіє зі склом. Це призводить до утворення щільного зчеплення (адгезії) між склом і сплавом.

Для виготовлення деталей шляхом пайки зі склом застосовують і більш дешеві феритні залізо-хромисті сплави 18ХТФ, 18ХМТФ. Сплави мають однакові властивості, але 18ХФТ дешевше ніж 18ХМТФ.

Сплави з високим електричним опором.

Високий електроопір сплавів може бути досягнутим в тому випадку, коли їх структура – твердий розчин. Відповідно до правила Курнакова, при утворенні твердих розчинів електроопір зростає, і досягає максимального значення при певній для кожної системи кількості компонентів. Ця ж структура дозволяє деформувати сплави з великим ступенем стискування і отримувати тонку стрічку і проволочку, які володіють високим електроопором. Окрім високого електроопору, сталі і сплави цього призначення при нагріві повинні володіти окалинотійкістю і достатньою міцністю для збереження форми нагрівальних елементів у процесі роботи. Таким чином метали для нагрівальних елементів і реостатів мають бути жаростійкими, повинні мати високий електроопір і задовільну пластичність у холодному стані. Цим вимогам відповідають залізохромоалюмінієві сплави, наприклад марок Х15Н60 – фероніхром, Х20Н60 – ніхром. Жаростійкість нагрівачів із Fe – Cr – Al сплавів вища ніж ніхромів. Сплави Х13Ю4, Х15Н60, Х20Н80 у вигляді дроту і стрічки застосовують для побутових приладів, а також для промислових і лабораторних печей – сплав 0Х23Ю5 (фехраль), 0Х23Ю5 (хромель), 0Х27Ю5А.

Матеріали для реостатів повинні мати високий електричний опір, малий температурний коефіцієнт опору в області високих температур і незмінні в часі електричні властивості. Даним вимогам відповідають мідно – нікелеві сплави МНМц3-12 (манганін), і МНМц 40-1.5 (константан).

Сплави із заданими пружними властивостями – 40КХНМ – 0,07-0,12%С; 15-17% N; 19 - 21% Cr; 6 -7% Мо; 39 -41%Со. Цей сплав застосовують для пружин годинникових механізмів, витих циліндричних пружин, які працюють при температурах до 400⁰С.

Сплави з особливими властивостями

Залежно від умов експлуатації (температури, типу та складу агресивного середовища, рівня та характеру прикладених напружень, тривалості) та спеціальних вимог, що ставляться до функціональних властивостей конкретних виробів для їхнього виготовлення використовують різні групи сплавів з особливими властивостями: корозійнотривкі, жаротривкі, жароміцні, холодотривкі, магнітні з малим та заданим коефіцієнтом розширення, тобто сталі та сплави, що володіють особливими електрохімічними, електрофізичними, ядерно-фізичними, фізико- механічними властивостями та можуть надійно працювати за умов одночасної дії на матеріал напружень, опромінення, агресивного середовища, криогенних або підвищених температур, та ін.

Корозійнотривкі сталі

Корозією називають руйнування металів під дією навколишнього середовища. При цьому часто метали покриваються продуктами корозії (ржавіють). В результаті впливу зовнішнього

середовища механічні властивості металів різко погіршуються, іноді навіть при відсутності видимої зміни зовнішнього вигляду поверхні.

Розрізняють хімічну корозію, яка проходить під впливом на метал газів (газова корозія) і неелектролітів (нафта та її похідні), та електрохімічну, яка спровокована дією електролітів (кислот, лугів, солей). До електрохімічної корозії відносять також атмосферну та ґрунтову корозію. Електрохімічна корозія, в залежності від великої кількості факторів (умови експлуатації, хімічний склад, структура та ін.) є рівномірною, локальною, місцевою, п'ятнистою, точковою, інтеркристалітною, міжкристалічною, пітинговою, корозія під напруженням, корозійне розтріскування та ін.

Сталь, яка стійка проти електрохімічної корозії, називається корозійнотривкою (нержавіючою), підвищення стійкості сталі проти корозії досягається введенням до неї елементів, які утворюють на поверхні захисні плівки, що міцно зв'язані з основним металом і запобігають контакту між сталлю і зовнішнім агресивним середовищем, а також такі, що підвищують електрохімічний потенціал у різних агресивних середовищах. Антикоровійними властивостями сталь володіє у тому випадку, якщо вона містить велику кількість хрому, чи хрому та нікелю.

Вміст хрому у корозійнотривкій сталі повинен становити не менше 12%, оскільки при меншій кількості хрому електродний потенціал стає негативним (від'ємним).

Хімічні склади сталей стійких проти електрохімічної корозії, встановлюють в залежності від середовища, для якого вони призначені. Їх можна розділити на два основних класи: хромисті, що мають після охолодження на повітрі феритну, мартенситноферитну (фериту більше 10%) чи мартенситну структуру, і хромонікелеві, які мають аустенітну, аустенітно-мартенситну або аустенітноферитну (фериту більше 10%) структуру.

Хромисті сталі. До них відносяться сталі марок 40X13, 30X13, 20X13 (М), 12X13 (М – Ф), 08X13, 12X17, 08X17, 15X25Т, 15X28 (Ф). при введенні в сталь 12-14% хрому її електрохімічний потенціал стає позитивним, і вона набуває стійкості проти корозії в атмосферних умовах, слабких розчинах кислот і солей та інших агресивних середовищах. Сталі мартенситного класу, що містять 13% Cr та 0,2 – 0,4 % C при охолодженні на повітрі мають структуру мартенситу і підвищену твердість, тому застосовуються для виготовлення деталей, що працюють на знос, пружних елементів та ріжучого інструменту. Термічна обробка сприяє практично однаковій корозійній стійкості. Більш високими корозійними властивостями володіють феритні сталі 0,8X13 та Ф – М 12X13.

Для підвищення корозійної стійкості хромистих сталей їх піддають гартуванню при температурах від 1000-1100 °С та відпуску при 700-750 °С. Застосовують сталі для виготовлення клапанів гідравлічних пресів, предметів домашнього вжитку, хірургічних інструментів.

Аустенітні сталі як правило містять 18% хрому та 9-12% нікелю. Після охолодження до кімнатної температури вони мають аустенітну структуру, низьку межу плинності, помірну міцність, високу пластичність і гарну корозійну стійкість в окислювальному середовищі. Ці сталі парамагнітні.

Високі корозійні властивості сталі надає хром, який пасивує поверхню. Це сталі 12X18H9 та 17X18H9. Після повільного охолодження сталі набувають структуру $A + \Phi + K$ ($Me_{23} C_6$). Для отримання чисто аустенітної структури, що має високі корозійні властивості, сталь нагрівають до 1000-1070⁰C (для розчинення карбідів) та гартування у воду (на повітрі)

Міцність при цьому падає, тому для підвищення цієї характеристики сталь піддають холодній пластичній деформації і застосовують у вигляді холоднокатаного листа, стрічки для виготовлення різних деталей. Завдяки високій корозійній стійкості сталі 12X18H9, 12X1810T, 0,8X18H10T, 0,4X18H9T та ін. застосовують в хімічній, нафтовій та харчовій промисловості, в автобудівництві, транспортному машинобудуванні, будівництві, застосовують для зварних конструкцій, що працюють з азотною кислотою та іншими окислювальними середовищами.

Хромисті корозійнотривкі сталі широко застосовуються для виготовлення виливок різної ваги, конфігурації та призначення, це сталі 10X13Л, 20X13Л, 10ХНЗВФЛ, 10X17H3СЛ. Лопатки водяних турбін, судових гребних гвинтів виготовляють із сталей 10X13Л, а із сталі 20X13Л такі самі деталі, що характеризуються підвищеною міцністю. Сталь 10X17H3СЛ доцільно використовувати для лопаток турбін, що працюють у середовищі волого повітря за температури до 500⁰C, де потрібна більша міцність та пластичність, ніж лопаток виготовлених із сталей 10X13Л та 20X13Л. Сталь 10X13H3ВФЛ рекомендується для аналогічних виробів, що працюють за температури до 550⁰C, а із сталі 12X17H2Л виливають напрямні та обертові лопатки осьових компресорів газових турбін.

Залежно від швидкості охолодження виливки формується її структура та властивості. Оптимальна структура повинна містити мінімальну кількість структурно вільного фериту (5%). Це досягається за швидкості охолодження 150 ⁰/год. У такому разі ферит присутній у структурі сталі у вигляді окремих зерен. Із зниженням швидкості охолодження до 60 ⁰/год. ферит утворюється у вигляді неперервної сітки по границях зерен, а його кількість збільшується до 20%. Термічне оброблення виливок, що складається із гартування від 1050- 1100⁰C з охолодженням на повітрі та 16 годинного відпуску при 700-720⁰C, сприяє стабілізації механічних властивостей за високих температур. Після гартування, відпалу та відпуску механічні властивості в залежності від структурного класу ливарних сталей знаходяться в межах $\sigma_B = 1200-560$ МПа; $\sigma_{02} = 1000-400$ МПа; $\psi = 50-10\%$; $\delta = 20-7\%$; $KCU = 8-1,5$ МДж/м².

Жаротривкі сталі та сплави

Жаротривкість характеризує опір металів та сплавів на їхній основі газовій корозії за високих температур. Поверхневі шари деталей машин та елементів конструкцій різноманітного обладнання, наприклад, газових турбін, високотемпературних печей, ядерних реакторів, двигунів внутрішнього згорання за умови експлуатації за високих температур у агресивних середовищах та під час різних технологічних кування, штампування, термічного оброблення) руйнується внаслідок газової корозії, що спричиняє великі витрати матеріалу. Хімічна корозія, що спостерігається у такому разі,

розвивається у кисневмісних середовищах (повітря, вуглекислий газ, водяна пара, чистий кисень). Руйнівною силою газової корозії є термодинамічна нестабільність металів у цих середовищах у разі додаткової дії зовнішніх умов тиску, температури, складу середовища, тощо. На поверхні металу найчастіше утворюється оксидна плівка, будова, склад та властивості якої визначає швидкість газової корозії. Захисні властивості оксидних плівок підвищуються за умов, коли вони володіють такими властивостями: суцільністю, доброю адгезією до поверхні, співрозмірним коефіцієнтом лінійного розчинення плівки та основи матеріалу, температурної сублимації плівки, що повинна бути нижчою за температуру експлуатації виробу.

Жаротривкість сталей підвищується за рахунок легування алюмінієм, кремнієм, хромом, а також введенням в сталь бору, цирконію, ніобію. Утворення на поверхні металу легованих оксидів є одним із важливих факторів підвищення жаротривкості металів та сплавів. Додаткове легування сталей нікелем істотно підвищує їхню жаротривкість. Позитивний вплив нікелю проявляється, коли його концентрація у сплаві вища за 10-12%. Збільшення жаротривкості сталей у разі легування кремнієм пояснюється утворенням жаротривкого оксиду SiO_2 , а при легуванні алюмінієм - Al_2O_3 , що підвищує стабільність до високотемпературної корозії за температур 1300 – 1400⁰С. Комплексне легування хромом та алюмінієм різко зменшує масу та підвищує товщину оксидної плівки, причому концентрація кожного із них, необхідна для цього, тим більша, чим вища робоча температура сталі. Легування хромом у кількості 6-7%, кремнієм у кількості 2,5% та алюмінієм у кількості 2% ефективно підвищує жаротривкість сталей перлітного класу до 600⁰С. Нікель підвищує жаротривкість сталей феритного та аустенітного класів у разі окислення на повітрі, ступінь його впливу збільшується із підвищенням температури. Молібден та ванадій можуть знизити жаротривкість сталей, а технологічні домішки, і зокрема вуглець негативно впливають на цю характеристику.

Жаротривкі сталі. До них відносяться такі класи.

- сталі мартенситного класу – сільхроми 40X9C2, 40X10C2M6, що надійно працюють до 950⁰С та використовуються у автомобілебудуванні.