

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

В.З. КУЦОВА, М.А. КОВЗЕЛЬ, О.А. НОСКО

**ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В
СПЕЦІАЛЬНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ**

Дніпропетровськ НМетАУ 2007

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

В.З. КУЦОВА, М.А. КОВЗЕЛЬ, О.А. НОСКО

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СПЕЦІАЛЬНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

**Рекомендовано Міністерством освіти і науки України як
навчальний посібник**

Дніпропетровськ НМетАУ 2007

УДК 669.01 Фазові перетворення в спеціальних легованих сталях.
Навчальний посібник / Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. –
Дніпропетровськ: НМетАУ, 2007. – 132 с.

У навчальному посібнику викладені важливі розділи дисципліни «Леговані сталі», що складають невід’ємну частину сучасної освіти, та застосовуються в інженерії, в постановці та вирішенні прикладних технічних завдань.

Навчальний посібник призначений для студентів, які навчаються за напрямком «Металургія», зокрема спеціальностей: 7.090104 – металознавство, 7.090101 – прикладне матеріалознавство, а також може використовуватися студентами інших спеціальностей, інженерно-технічними працівниками дослідницьких інститутів і металургійних підприємств.

Допущено як навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів Міністерством освіти і науки України, № 1.4/18-Г-1585 від 28.09.2007р.

Рецензенти:

Червоний І.Ф., доктор технічних наук, завідувач кафедру «Кольорових металів», професор Запорізької державної інженерної академії

Санін А.Ф., доктор технічних наук, професор кафедри «Технології виробництва» Дніпропетровського державного університету

Дідик Р.П., доктор технічних наук, Заслужений діяч науки і техніки України, завідувач кафедру «Технології машинобудування» Національного гірничого університету, професор

© В.З. Куцова, 2007

© М.А. Ковзель, 2007

© О.А. Носко, 2007

ЗМІСТ

ВСТУП	5
1 ЛЕГУЮЧІ ЕЛЕМЕНТИ ТА КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛІ	6
1.1 Основні поняття та визначення	6
1.2 Класифікація легуючих елементів	7
1.3 Вплив легуючих елементів на критичні точки сталі	10
1.4 Домішки в сталях	12
1.5 Гази в сталях	15
1.6 Маркування сталі	15
1.7 Класифікація сталі	17
2 ФАЗИ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ	22
2.1 Структура й властивості легованого фериту	22
2.2 Структура і властивості легованого аустеніту	24
3 КАРБІДИ Й НІТРИДИ	27
3.1 Загальні закономірності	27
3.2 Інтерметаліди	28
3.3 Електронні з'єднання (фази Юм-Розері)	28
3.4 Сігма-фази	29
3.5 Фази Лавеса	31
3.6 Геометрично щільноупаковані фази	31
4 ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ	34
4.1 Утворення аустеніту при нагріванні	34
4.2 Розчинення карбідів і нітридів в аустеніті	39
4.3 Ріст зерна аустеніту	40
5 ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ	41
5.1 Вплив легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту	41
5.2 Діаграма розпаду переохолодженого аустеніту	44
5.3 Перлітне перетворення	47
5.4 Проміжне перетворення	49
5.5 Мартенситне перетворення	52
6 ВІДПУСК ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ	59
6.1 Розпад мартенситу	59
6.2 Утворення спеціальних карбідів і їх коагуляція	59
6.3 Розпад залишкового аустеніту	61

6.4 Явище повернення й рекристалізація матриці	63
6.5 Дисперсійне зміцнення	63
6.6 Відпускна крихкість сталі	66
7. КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ	70
7.1 Загальна характеристика	70
7.2 Вуглецеві конструкційні сталі	72
7.2.1 Автоматні сталі	75
7.2.2 Будівельні сталі	76
7.2.3 Арматурні сталі	81
7.2.4 Машинобудівельні сталі	83
7.2.5 Сталі для холодного штампування	85
7.3 Леговані конструкційні сталі	86
7.3.1 Сталі, що цементуються	88
7.3.2 Сталі, що поліпшуються	90
7.3.3 Високоміцні сталі	93
7.3.4 Ресорно-пружинні сталі	95
7.3.5 Шарикопідшипникові сталі	96
7.3.6 Зносостійкі сталі	97
7.3.7 Високоміцні сталі з високою пластичністю (ТРІП- або ПНП-сталі)	100
7.3.8 Кріогенні сталі	100
8 ЛЕГОВАНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ	101
8.1 Сталі для вимірювального інструменту	104
8.2 Сталі для штамів холодного деформування	105
8.3 Сталі для штамів гарячого деформування	106
8.4 Сталі для молотових штамів	107
8.5 Інструментальні сталі і сплави	107
8.5.1 Вуглецеві інструментальні сталі	107
8.5.2 Вплив легуючих елементів на властивості інструментальних сталей	108
8.6 Леговані сталі і тверді сплави для різучого інструменту	110
8.7 Тверді сплави	111
8.8 Надтверді інструментальні матеріали	113
ПИТАННЯ	116
ЛІТЕРАТУРА	131

ВСТУП

В сучасній науці про метали та сплави теорія фазових перетворень займає особливо важливе місце. З одного боку, вона дозволяє вибирати режими термічної обробки для отримання певного структурного стану речовини і, таким чином, отримувати необхідні для практичного використання матеріали, з іншого – запобігати небажаним змінам в процесі служби металевих виробів під дією підвищених температур, великих навантажень, опромінення і т. ін.

На сьогодні накопичено багато відомостей про термодинамічні характеристики фаз і кінетику фазових переходів у різних системах, але практично відсутній систематичний аналіз наявних фактів з використанням теорії процесів, що протікають при фазових перетвореннях в спеціальних легированих сталях.

Головне завдання даного навчального посібника – викладення принципів легування та наукових основ створення різних груп сталей з ілюстрацією цих закономірностей на прикладі конкретних марок сталей, впливу легуючих елементів на фазові перетворення в спеціальних легированих сталях при нагріванні і охолодженні, ріст зерна аустеніту, прогартуваність і механічні властивості в структурних станах. Певна увага приділяється вивченню природи дефектів, які зустрічаються в спеціальних легированих сталях, а також крихкості, яка виникає при відпуску.

Зараз кількість підручників та навчальних посібників, що висвітлюють матеріали у зазначеному напрямку, в Україні обмежена. Даний навчальний посібник відповідає типовій учбовій програмі дисципліни «Леговані сталі» та призначений для студентів спеціальностей: 7.090104 - металознавство, 7.090101 - прикладне матеріалознавство, а також може використовуватися студентами інших спеціальностей.

1 ЛЕГУЮЧІ ЕЛЕМЕНТИ ТА КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛІ

1.1 Основні поняття та визначення

Спеціальні сталі – сплави на основі заліза, які відрізняються від звичайних сталей особливими властивостями, обумовленими або їх хімічним складом, або способом виробництва, або способом їх обробки.

Леговані сталі – сплави на основі заліза, у хімічний склад яких спеціально введені легуючі елементи, що забезпечують, при визначених способах виробництва й обробки, необхідну структуру й властивості.

Легуючими елементами називають хімічні елементи, спеціально введені в сталь для одержання необхідної 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. У деяких сталях легуючими елементами можуть бути також P, S, N, Se, Te, Pb, Ce, La і ін. Перераховані вище елементи, а також H, O, Sn, Sb, As, Bi можуть бути також домішками в сталі. Вміст легуючих елементів у сталі може коливатися від тисячних долей відсотка до десятків відсотків.

Деякі легуючі елементи (V, Nb, Ti, Zr, B) можуть здійснювати істотний вплив на структуру й властивості сталі при вмісті їх у сотих долях відсотка (B - у тисячних долях відсотка). Такі сталі називають **мікролегованими**, а елементи, що вводять в дуже обмеженій кількості, – **мікролегуючими елементами**.

Домішками називають хімічні елементи, що перейшли до складу сталі в процесі її виробництва як технологічні добавки, або як складові шихтових матеріалів. Вміст домішок у сталі, звичайно, обмежується наступними межами: $Mn \leq 0,8\%$; $Si \leq 0,4\%$; $Cr \leq 0,3\%$; $Ni \leq 0,3\%$; $Cu \leq 0,3\%$; $Mo \leq 0,1\%$; $W \leq 0,2\%$; $P \leq 0,025-0,040\%$; $S \leq 0,015-0,050\%$. Домішками і легуючими добавками можуть бути одні й ті ж хімічні елементи. Віднесення їх до тієї або іншої ознаки залежить від їх кількості й ролі в сталі.

Поняття “спеціальні сталі” більш широке, ніж поняття “леговані сталі”, тому що до спеціальних сталей, крім легованих, можуть відноситися і вуглецеві сталі, якщо їм надані спеціальні властивості за

допомогою визначених способів виробництва та обробки. До спеціальних сталей відносяться вуглецеві сталі визначеного призначення і якості: якісні, конструкційні, інструментальні, термічно зміцнені, сталі для холодного штампування.

1.2 Класифікація легуючих елементів

Відповідно до загально прийнятої класифікації залізо і його сплави відносяться до чорних металів, а всі інші метали і сплави на їх основі — до кольорових.

Легуючі елементи–метали можна умовно розділити на наступні групи:

- метали групи заліза. До них відносяться Co, Ni і Mn;
- тугоплавкі метали. До них відносяться метали, що мають температуру плавлення, вищу ніж у заліза, тобто вищу, ніж 1539°C. Найбільш часто використовуються Mo, W, Nb, V, Cr;
- легкі метали. Найбільш часто використовують Ti і Al;
- рідкоземельні метали (РЗМ). До цієї групи відносяться La, Ce, Ne, Y, Sc. РЗМ часто використовують в складі лігатур Fe-РЗМ, що мають назву мішметали, вони містять 40-45% Ce і 45-50% інших РЗМ.

Легуючі елементи в сплавах Fe-C класифікують по ступеню спорідненості до вуглецю, в порівнянні зі спорідненістю до нього заліза. За цією ознакою розрізняють карбідоутворюючі і некарбідоутворюючі легуючі елементи.

Карбідоутворюючі елементи — Ti, Zr, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn, Fe.

Некарбідоутворюючі елементи — Cu, Ni, Co, Si, Al.

Схильність до карбідоутворення легуючих елементів тим сильніша, чим менш побудованою є d-оболонка у металевому атомі. Легуючі елементи змінюють температури поліморфних перетворень в залізі, тобто положення тт. A₃, A₄, тим самим впливають на вид діаграм Fe-легуючий елемент:

A₄: $\delta \leftrightarrow \gamma$ (поліморфне перетворення);

A₃: $\gamma \rightarrow \alpha$ (поліморфне перетворення).

По впливу легуючих елементів на діаграми стану їх можна розділити на дві групи, кожна з яких, у свою чергу, ділиться на дві підгрупи. Схема по Ф. Веферу ілюструє класифікацію легуючих елементів по їх впливу на поліморфізм заліза (рисунок 1.1).

До першої групи відносяться легуючі елементи, що розширюють γ -область (а, б). Це можливо в тому випадку, якщо легуючі елементи підвищують точку A_4 і знижують A_3 . При цьому можливо існування γ -фази у всьому інтервалі концентрацій (відкрита γ -область) та обмеження області існування γ -фази внаслідок появи нових фаз і утворення гетерогенних областей (розширена γ -область). Таким чином, легуючі елементи першої групи можна ще розділити на елементи, що утворюють із залізом сплави зі структурою необмеженого гомогенного твердого розчину (а), до них відносяться Ni, Mn, Co, Pd, Pt, і на елементи, що утворюють сплави, у яких гомогенна область обмежується гетерогенною внаслідок утворення нових фаз (б). До таких елементів відносяться C, N, Cu, Zn.

До другої групи відносяться елементи, що звужують γ -область (в, г). Звуження γ -області буде відбуватися в тому випадку, якщо елемент знижує точку A_4 і підвищує A_3 . При визначеній концентрації легуючого елемента може відбуватися повне замикання γ -області. У цій групі розрізняють також подвійні системи з замкнутою γ -областю і гомогенною α -областю (закрита γ -область (в)) і системи, у котрих γ -область обмежена областю гетерогенних структур (звужена γ -область (г)).

Таким чином, легуючі елементи другої групи розділяють на елементи, що утворюють із Fe сплави з цілком замкнутою γ - областю й утворенням гомогенної α -області (B, Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, As, Sn, Sb) і елементи, що утворюють із залізом сплав із звуженою γ -областю і обмеженою гетерогенною областю α (Re).

Настільки різноманітний вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза і на вид діаграм Fe-легуючий елемент обумовлений впливом різних чинників:

- ізоморфністю легуючих елементів з однією з модифікацій заліза (γ або α);
- розходженням атомних радіусів заліза і легуючого елемента;
- характером і енергією міжатомної взаємодії;

- електронною будовою атомів заліза і легуючого елемента.

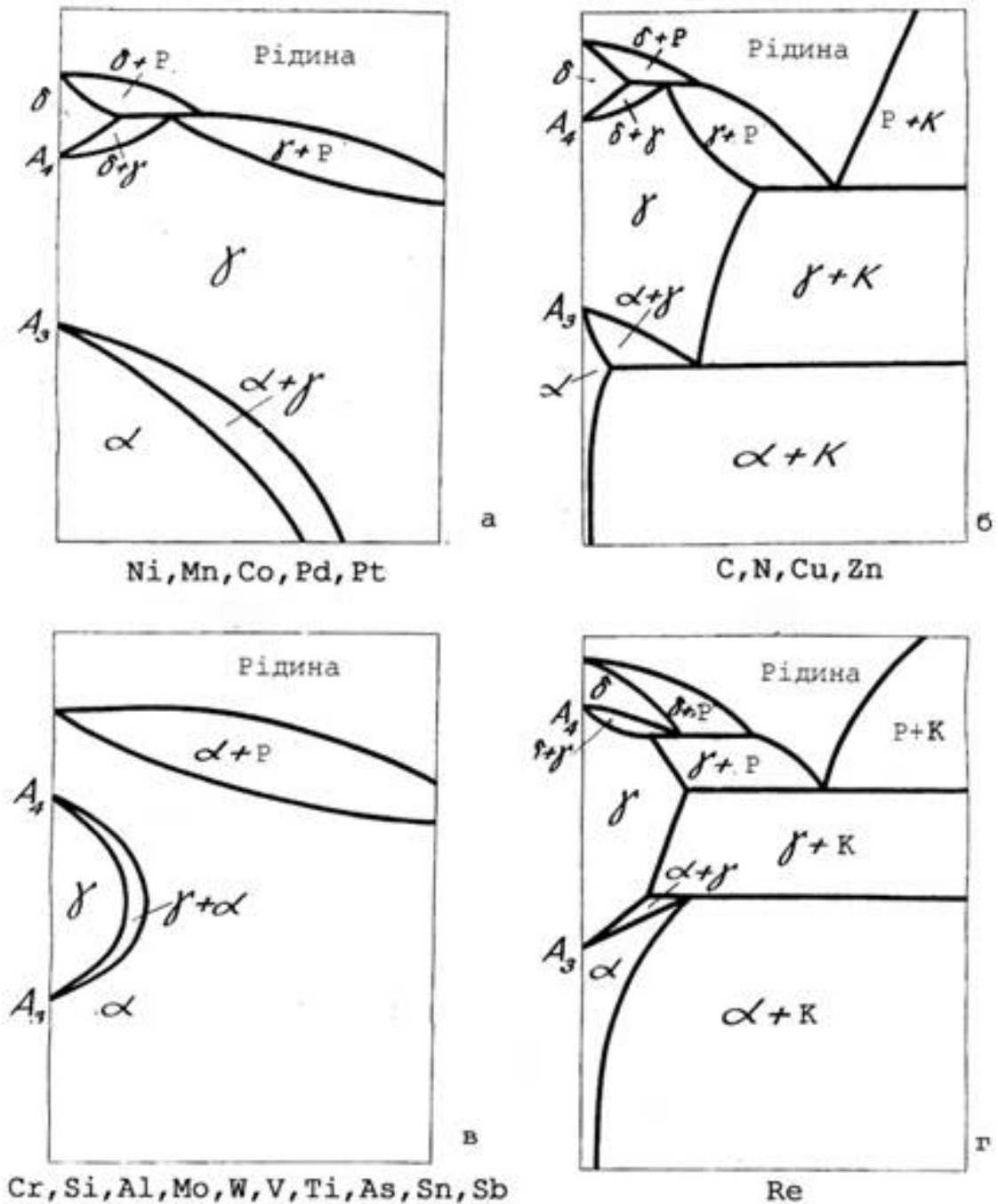


Рисунок 1.1 - Схема по Ф. Веферу. Вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза

При легуванні заліза декількома елементами одночасно (комплексне легування), їх вплив на одержання γ - і α -фаз не підсумовується. Більш того, у ряді випадків, їх вплив може бути навіть протилежним дії цього елемента в подвійному сплаві.

1.3 Вплив легуючих елементів на критичні точки сталі

Легуючі елементи значно впливають на критичні точки в сталях. Зокрема, вони можуть інтенсивно зміщувати температуру A_{c1} у сталі. Подібний вплив легуючих елементів зв'язаний з двома чинниками:

1) критична температура A_{c1} в вуглецевих сталях відповідає перетворенню $P \rightarrow A$ ($\Phi + \Pi \rightarrow A$): $\alpha \rightarrow \gamma$ і $\Pi \rightarrow \gamma$. З однієї сторони легуючі елементи змінюють температуру переходу $\alpha \rightarrow \gamma$ для фериту, що входить до складу перліту, а з іншої сторони вони впливають на температуру дисоціації карбідів і наступного розчинення вуглецю в $\gamma\text{-Fe}$;

2) легуючі елементи, як правило, підвищують температуру дисоціації карбідів, температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення вони можуть і підвищувати і знижувати. Якщо легуючі елементи можуть підвищувати температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, то їх вплив на т. A_{c1} проявляється особливо сильно (рисунок 1.2). Некарбідоутворюючі елементи розчиняються в цементиті, знижують температуру дисоціації карбідів.

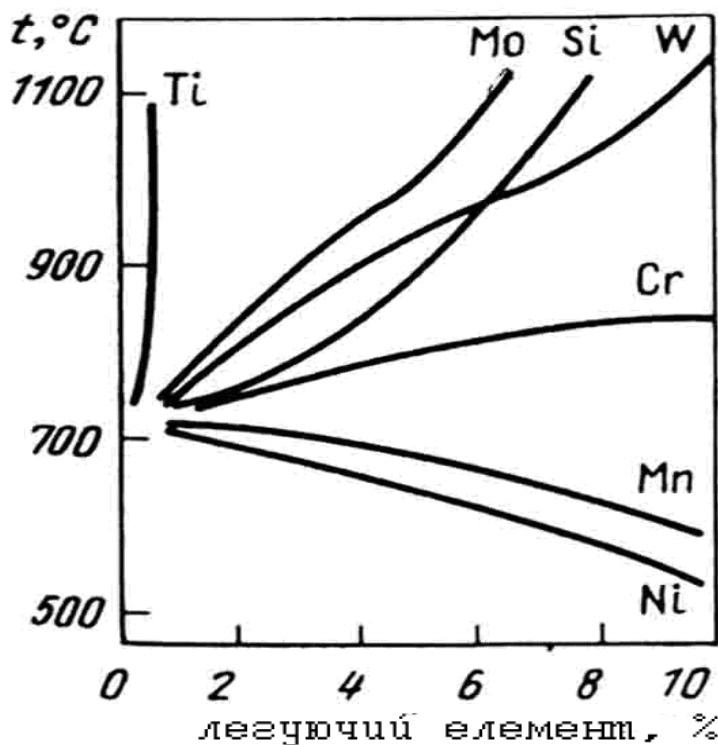


Рисунок 1.2 – Вплив легування на положення точок A_{c1} в сталі

Ці закономірності впливу легуючих елементів на критичну точку A_{C1} в основному зберігаються і при наявності в сталі декількох легуючих елементів.

Легуючі елементи значно впливають на положення евтектоїдної т. S і граничну концентрацію вуглецю в аустеніті (точку E).

Некарбідоутворюючі елементи Ni, Co, Si зміщують т. S вбік менших концентрацій вуглецю (рисунок 1.3).

Карбідоутворюючі елементи Mn і Cr впливають аналогічно. Такі елементи як Mo і W спочатку зменшують до певної концентрації (4-4,5%), а потім збільшують вміст вуглецю в евтектоїді. Ti, Nb, V - сильні карбідоутворюючі елементи різко знижують вміст вуглецю в евтектоїді (рисунок 1.3).

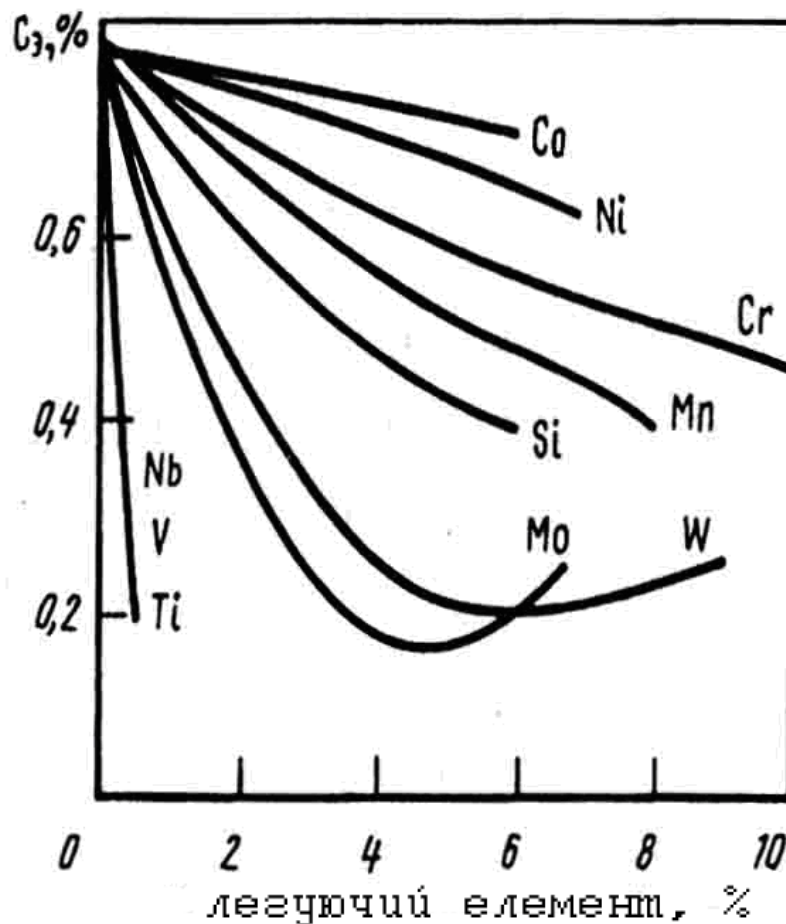


Рисунок 1.3 – Вплив легування на вміст вуглецю в евтектоїді (C_E)

Більшість легуючих елементів знижують межу розчинності вуглецю в γ -Fe і зміщують т. E вбік менших концентрацій вуглецю.

1.4 Домішки в сталях

Відповідно до класифікації Н.Т. Гудцова домішки в сталях підрозділяють на *постійні, випадкові та шкідливі*.

Постійні домішки. Марганець, кремній – які як домішки присутні в усіх промислових сталях. Вміст марганцю як домішки в конструкційних сталях складає 0,3–0,8%, в інструментальних сталях – 0,15–0,3%. Введення марганцю як технологічної добавки в таких кількостях необхідно для переходу сірки з сульфїду заліза FeS в сульфїд марганцю MnS.

Кремній, в добре розкислених спокійних сталях міститься в межах 0,17–0,3%, в низьковуглецевих ($\leq 0,2\%C$) напівспокійних сталях - 0,05–0,017%; в киплячих сталях - $\leq 0,07\% Si$. В нержавіючих і жароміцних сталях, нелегованих сталях в якості домішки Si міститься до 0,8%.

Випадкові домішки це практично будь-які елементи, що випадково потрапили в сталь зі скрапу (лому), з розкислювачів, з природно-легованих руд. До випадкових домішок найчастіше відносять: Cr, Ni, Cu, Mo, W, Al, Ti.

Шкідливими домішками в сталях є сірка, фосфор, миш'як і газоподібні домішки – водень, азот, кисень, але останнім часом азот, сірку та фосфор використовують і як легуючі елементи для забезпечення особливих властивостей сталі.

По марочному хімічному складу сталі можна визначити, які елементи є легуючими, а які домішками. Якщо в марочному хімічному складі встановлені нижня й верхня межі вмісту в сталі даного елемента, то цей елемент є легуючим. Для домішок встановлюється тільки верхня межа вмісту.

Виключенням є марганець, кремній, кількість яких регламентується верхньою і нижньою межею як для домішок, так і для легуючих добавок.

Шкідливі домішки присутні в усіх типах сталі і залежно від типу сталі вони можуть по-різному впливати на їх властивості.

Сірка. При кімнатній температурі розчинність сірки в α -Fe практично відсутня, тому вся сірка в сталі зв'язана в сульфїди FeS і MnS і частково в сульфїди легуючих елементів.

З підвищенням температури сірка розчиняється в α - і γ -Fe до цілком певних концентрацій:

- в α -Fe при температурі 913°C – $0,02\%$ S;
- в γ -Fe при температурі 1365°C – $0,05\%$ S.

Тому при термічній обробці включення сірки можуть міняти свою форму. Якщо сірка зв'язана з Fe, то при відносно низьких температурах гарячої деформації в результаті плавлення евтектики, яка включає FeS (980°C), проявляється красноламкість сталі. При більш високих температурах гарячої деформації виникає гарячеламкість, яка обумовлена розташуванням по границях зерен несурьфідної евтектики, а власне FeS ($t_{\text{пл}}=1180^{\circ}\text{C}$).

Введення в сталь марганцю у співвідношенні Mn:S=8:10 приводить до майже повного зв'язування сірки в тугоплавкі сульфіди MnS ($t_{\text{пл}}=1620^{\circ}\text{C}$), при цьому виключається утворення легкоплавкої сульфідної евтектики, що у свою чергу дозволяє запобігти красноламкості і гарячеламкості при гарячій обробці сталі. Збільшення вмісту сірки в сталі мало впливає на міцнісні властивості, але істотно впливає на в'язкість сталі і анізотропію в напрямку поперек і уздовж прокатки. Особливо сильно анізотропія проявляється при високому вмісті сірки (рисунк 1.4).

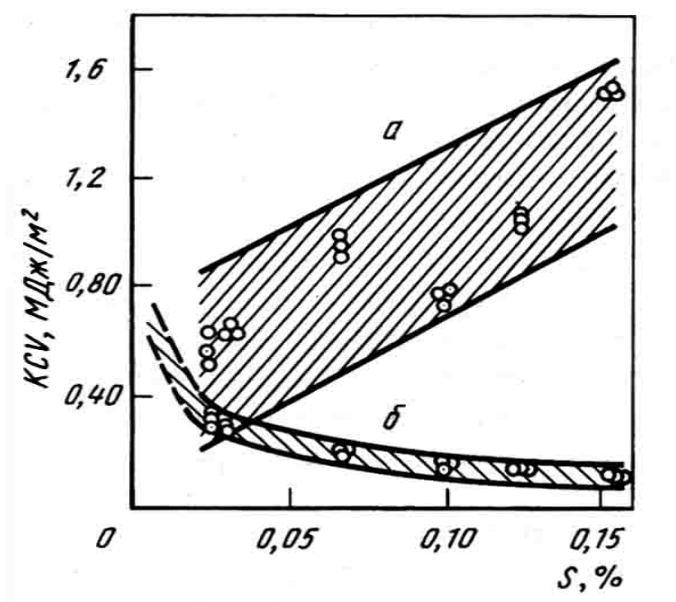


Рисунок 1.4 - Залежність ударної в'язкості нормалізованої сталі 45 від вмісту в ній сірки: а – уздовж напрямку прокатки; б – поперек напрямку прокатки

На зразках, вирізаних впоперек прокатки, ударна в'язкість зменшується зі збільшенням вмісту сірки. У поздовжньому напрямку зі збільшенням вмісту сірки спостерігається зростання ударної в'язкості.

Це пов'язано з посиленням полощатості в результаті витягування сульфідів уздовж лінії прокатки. В жароміцних аустенітних сталях збільшення вмісту сірки знижує межу повзучості і межу тривалої міцності, тобто сірка знижує жароміцності властивості.

Фосфор. Розчинність фосфору в α -Fe і γ -Fe значно перевищує його вміст у сталі як домішки. Тому фосфор у сталі значно перевищує його кількість в твердому розчині і його вплив на властивості сталі проявляється через зміну властивостей фериту і аустеніту.

Шкідливий вплив фосфору на властивості сталі може підсилюватися через його сильну схильність до ліквації. Фосфор зміцнює ферит і підсилює хладноламкість сталі, тобто збільшується температура переходу із в'язкого в крихкий стан (рисунок 1.5).

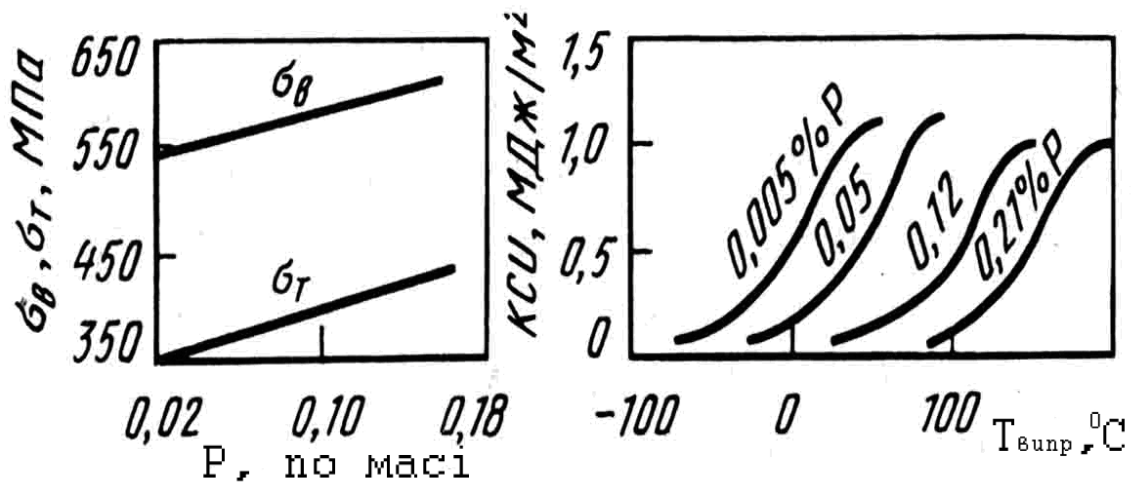


Рисунок 1.5 – Вплив фосфору на σ_B і σ_T і ударну в'язкість KCU низьковуглецевої ферито-перлітної сталі (0,2%С, 1%Mn)

Фосфор відноситься до сильних зміцнювачів, при тому, що його вміст в сталі не перевищує 0,03–0,04%, він збільшує межу текучості фериту на 20–30 МПа. Збільшення вмісту фосфору в межах сотих часток відсотка може викликати підвищення порогу холодноламкості на кілька десятків відсотків, 0,01 % фосфору збільшує поріг холодноламкості на 20–25°C.

1.5 Гази в сталях

Вміст газоподібних домішок водню, кисню, азоту в сталі залежить від способу виплавки (таблиця 1.1).

Таблиця 1.1 – Вміст газоподібних домішок в сталі в залежності від способу виплавки

Газоподібні домішки	Спосіб виплавки/вміст домішки, %		
	електропічний	мартенівський	киснево-конверторний
водень	0,0004-0,0006	0,0003-0,0007	0,0001-0,0008
кисень	0,002-0,004	0,005-0,008	0,003-0,005
азот	0,007-0,010	0,004-0,006	0,002-0,005

Водень. Може входити до складу твердого розчину і виділятися в газоподібному стані. В результаті в сталі утворюються пори (флокени).

Кисень. Як правило, утворює неметалеві включення.

Азот. Якщо він розчиняється у твердому розчині або утворює нітриди заліза, то він негативно впливає на властивості сталі, але якщо азот утворює нітриди алюмінію, ванадію, ніобію або карбонітриди V(CN), Nb(CN), те він позитивно впливає на властивості сталі.

В корозійностійких і жароміцних сталях азот використовується як елемент, що стабілізує аустеніт.

Боротьбу зі шкідливими домішками в сталях проводять при виплавці, застосовуючи різні технологічні прийоми.

1.6 Маркування сталі

В Україні прийнята буквено-цифрова система позначень марок сталей і сплавів.

Вуглецеві конструкційні якісні сталі позначають двозначним числом, що вказує середній вміст вуглецю в сотих долях відсотка (05, 08, 10, 15, 20...80, 85). Для сталей, повністю не розкислених при вмісті $C < 0,20\%$, в

позначенні марки додають індекси КП і ПС, що киплять і напівспокійні, для спокійних сталей індекс СП не вказують: 15КП, 20ПС. Вуглецеві інструментальні сталі позначають літерою У і цифрою, яка вказує на вміст вуглецю в десятих долях відсотка: У7, У8, У9...У13. В легованих сталях основні легуючі елементи позначають буквами:

А – азот;
Б – ніобій;
В – вольфрам;
Г – марганець;
Д – мідь;
Е – селен;
К – кобальт;
М – молібден;
Н – нікель;
П – фосфор;
Р – бор;
С – кремній;
Т – титан;
Ф – ванадій;
Х – хром;
Ц – цирконій;
Ю – алюміній.

Цифри після букв у позначенні марки вказують кількість даного елемента у відсотках. При середньому вмісті легуючого елемента до 1,5 % цифру за буквою не приводять. Вміст вуглецю вказують на початку марки сталі в сотих долях відсотка для конструкційних, в десятих долях – для інструментальних сталей. Наприклад: сталь 45ХГН2МФ - містить 0,45% С, 1% Cr, 0,5% Mn, 2% Ni, 0,2 - 0,3% Mo, 0,1 - 0,4 V. Якщо вміст вуглецю в інструментальних легованих сталях 1% і більше, то цифру на початку марки не ставлять (наприклад - ХВГ).

Буква А наприкінці марки вказує, що сталь відноситься до категорії високоякісних (30ХГСА), а якщо в середині марки, то сталь легована азотом (16М2АФ); якщо на початку марки – сталь відноситься до

автоматних, з підвищеною оброблюваністю, пластичністю (наприклад, АС35М2).

Особливо високоякісну сталь одержують методами спеціального очищення від домішок і неметалевих включень в процесі виплавки або переплаву. При такій технології наприкінці марки через «-» додають відповідні індекси: якщо електрошлаковий переплав – Ш, вакуумно-дуговий - ВД, електрошлаковий з наступним вакуумно-дуговим переплавом, наприклад: ШВД, 30ХГС - Ш, 40Х5МФ - ШВД.

Сталь, що не містить наприкінці марки букву А або Ш - якісна сталь. В деяких випадках система маркування відрізняється від загальноприйнятої. Деякі підшипникові сталі позначаються буквою Ш на початку марки. Наприклад, ШХ15: в цій марці сталі вміст хрому зазначений у десятих частках відсотка. Якщо підшипникову сталь для зменшення кількості домішок і неметалічних включень оброблюють синтетичними шлаками, то наприкінці марки позначають букву Ш: ШХ15 - Ш.

В марках швидкорізальних сталей на початку марки ставлять букву Р, потім ставлять цифру, що позначає кількість головного легуючого елемента – вольфраму. Наприклад, Р9, Р6М5 – містять вольфраму 9 або 6%, молібдену - 5%. Якщо в сталях міститься близько 4% Cr, , а також 1-5% ванадію, то його в марці не вказують. Вміст вуглецю в швидкорізальних сталях пропорційний кількості ванадію і в марці його не вказують, а вміст молібдену та кобальту обов'язково вказують. Наприклад: Р18 - містить 17-18,5% W, 0,7-0,8% C, 3,8-4,4% Cr, 1-1,4% V.

1.7 Класифікація сталей

В наш час єдина класифікація сталей відсутня. Далі наведені найважливіші і найбільш загальні класифікаційні ознаки сталей:

1. За хімічним складом сталі і сплави чорних металів умовно поділяють на:

1.1. **Вуглецеві сталі** - не містять спеціально введених легуючих елементів, їх кількість повинна бути в межах регламентованих відповідних стандартів для домішок;

1.2. **Низьколеговані сталі** - сумарна кількість легуючих елементів не повинна перевищувати 2,5%;

1.3. **Леговані сталі** - сумарна кількість легуючих елементів складає 2,5-10%;

1.4. **Високолеговані сталі** - сумарна кількість легуючих елементів більше 10%, при вмісті в них заліза більше 40%;

1.5. **Сплави на основі заліза** містять 45% заліза, але його кількість більше, ніж іншого легуючого елемента. Залежно від наявності основного легуючого елемента сталі називають: марганцевими, кобальтовими та ін. Якщо сталі леговані комплексом легуючих елементів, то їх називають - хромонікелеві, хромо-марганцеві, хромо-нікель-марганцеві і т.п.

2. За призначенням сталі поділяють на конструкційні; інструментальні; зі спеціальними властивостями;

2.1. **Конструкційна сталь** - ця сталь застосовується для різних деталей машин, механізмів. Вона має певні механічні, фізичні, хімічні властивості. Конструкційні сталі діляться на:

- будівельні;
- машино - будівельні;
- сталі і сплави з особливими властивостями (теплотривкі, жароміцні, жаростійкі, киплячі сталі);

2.2. **Інструментальна сталь** - це сталь, яка застосовується для обробки металу різанням або тиском, що має високу міцність, зносостійкість, твердість й т.д.. Їх поділяють на:

- сталі для різального інструменту;
- штампові сталі;
- сталі для вимірювального інструмента.

3. Класифікація за структурою є умовною.

3.1. За структурою в рівноважному стані сталі поділяють на:

- доевтектоїдні;

- евтектоїдні;
- заевтектоїдні;

Легуючі елементи змінюють вміст вуглецю в евтектоїді по відношенню до його положення у вуглецевій сталі. Тому в залежності від сполучення легуючих елементів положення евтектоїдної точки може бути різним при різному вмісті вуглецю (рис. 1.3).

3.2. Основна структура, яка отримана при охолодженні на повітрі зразків невеликих перетинів, після високотемпературного нагріву до температури 900°C. При цьому залежно від структури сталі поділяють на:

- перлітні;
- феритні;
- бейнітні;
- ледебуритні;
- мартенситні;
- аустенітні;

Перлітні і бейнітні сталі - найчастіше є вуглецевими і нелегованими. Феритні і аустенітні сталі – леговані. Ледебуритні – також леговані сталі. Зв'язок структура - легуючий елемент є неоднозначним, можуть бути змішані класи:

- ферит - перліт;
- перліт - мартенсит;
- аустеніт - ферит;
- аустеніт - мартенсит;
- ферит - мартенсит.

Така класифікація застосовується при наявності 10% фериту.

4. По якості сталі поділяють на:

- сталі звичайної якості (рядові);
- сталі якісні;
- сталі високоякісні;
- сталі особливоякісні.

Головною їх ознакою є більш високі вимоги по хімічному складу, особливо по вмісту шкідливих домішок сірки і фосфору.

сталі звичайної якості містять 0,050% S, 0,040% P;

сталі якісні містять 0,035% S, P;

сталі високоякісні містять 0,025% S, P;

сталі особлиовисокоякісні містять 0,015% S, 0,025% P;

Сталі звичайної якості (рядові). Вуглецеві сталі містять до 0,6% вуглецю, їх виплавляють у конверторах і мартенівських печах, розливають у злитки великого розважування. Основний елемент, що впливає на механічні властивості, - вуглець, міцність і твердість сталей звичайної якості з ростом вмісту вуглецю - зростають, пластичність - падає. Вуглецеві сталі поділяють на сталі, які поставляють:

- за механічними властивостями (конверторні або мартенівські сталі);
- за хімічним складом (киснево-конверторні або мартенівські сталі);
- за хімічним складом й механічними властивостями (мартенівські сталі).

Сталі рядові ділять по способу виробництва на спокійні (СП); киплячі (КП); напівспокійні (ПС).

Спокійні сталі (СП) - це сталі, які розкислені марганцем і кремнієм; в них знижена кількість кисню і, відповідно, окислів. Зі сталі звичайної якості виготовляють листовий та сортовий прокат.

Киплячі сталі (КП) – це сталі, в яких підвищений вміст газоподібних домішок, висока шпаристість, більш низькі значення межі текучості, на відміну від спокійних сталей при однаковій міцності киплячі сталі краще піддаються холодній прокатці і витяжці з більшими ступенями деформації. Киплячі сталі використовують для виготовлення автолиста, який одержують глибокою витяжкою. Киплячі сталі схильні до крихкого руйнування, особливо при низьких температурах, їх використовують при менших знакозмінних навантаженнях, ніж спокійні сталі. Для підвищення пластичності вміст вуглецю в киплячих сталях не повинен перевищувати 2,25%. При низькому вмісті вуглецю в киплячих сталях краще заварюються порожнечі.

Напівспокійні сталі (ПС) – по властивостям займають проміжне положення між спокійними і киплячими сталями, вміст кремнію в них не менше 0,17%. Напівспокійні сталі використовують для холодного видавлювання болтів і після марки сталі ставлять літери ПС.

Якісні сталі. По хімічному складу якісні сталі – вуглецеві або леговані, вони виплавляються переважно в мартенівських печах з виконанням більш високих вимог до складу шихти, процесу плавки й розливання. Вміст сірки і фосфору в цих сталях не більше 0,035% кожного. Кількість і розмір неметалічних включень менша, ніж в сталях звичайної якості. Марки 08, 10, 30, 50, 80 (цифра - середній вміст вуглецю в сотих частках відсотка). Наприклад: марка 08 – 0,05-0,075% С; 50 – 0,47-0,5% С.

Зі збільшенням вмісту вуглецю в цих сталях зростає межа міцності (σ_B) й текучості ($\sigma_{0,2}$) від 320 МПа до 680 МПа та від 200 МПа до 400 МПа відповідно, відносне подовження (δ , %) знижується від 33% до 12%, відносне звуження (ψ , %) від 60% до 35%. В'язкість руйнування також знижується.

Високоякісні сталі. По хімічному складу це леговані сталі. Виплавляються в електро- і мартенівських печах. Вміст сірки і фосфору не більше 0,025% кожного. Кількість неметалічних включень значно менша, ніж у якісних сталях. Середній вміст вуглецю в межах марки коливається $\pm 0,07\%$.

Сталі особлиовисокоякісні. Ці сталі виплавляються в електропечах з електрошлаковим переплавом (ЕШП). У цих сталях вміст сірки мінімальний - $\leq 0,015\%$. Вміст вуглецю і легуючих елементів такий самий, як і у високоякісних сталях. Кількість газоподібних домішок (азоту, кисню, водню) в особлиовисокоякісних сталях мала. Це забезпечує підвищену ударну в'язкість, особливо при температурі нижче нуля градусів по Цельсію за рахунок зсуву межі холодноламкості в області більш низьких температур.

2 ФАЗИ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

В спеціальних сталях і сплавах легуючі елементи, що входять до їх складу, не виділяються в структурі в чистому вигляді, а утворюють фази.

Структура і властивості сталі визначаються складом і будовою фаз, їх розподілом в структурі і взаємодією між собою.

2.1 Структура й властивості легованого фериту

Ферит - одна з основних фаз у багатьох сталях. В конструкційних сталях його частка становить близько 90 - 95%, тому відомості про властивості легованого фериту дозволяють правильно оцінити загальний рівень властивостей сталей.

Легований ферит являє собою багатокомпонентний твердий розчин по типу заміщення і впровадження легуючих елементів і домішок в α -залізі.

На рисунку 2.1 представлений вплив концентрацій елементів заміщення на властивості заліза високої чистоти.

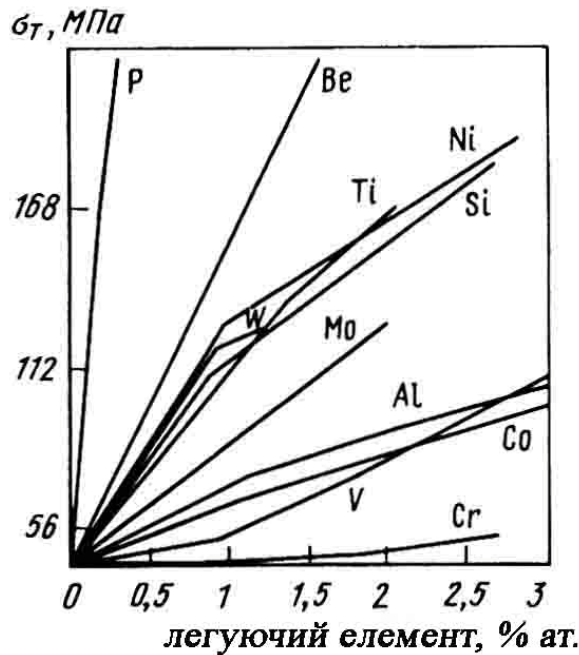


Рисунок 2.1 – Залежність межі текучості заліза від вмісту легуючих елементів заміщення

Ці дані показують, що в області малої концентрації найбільш зміцнюючий вплив здійснює фосфор, у той час як хром здійснює найменший зміцнюючий вплив.

Міцність фериту сильно залежить від діаметра зерна. Чим менший розмір зерна, тим вище міцність фериту (рис. 2.2). Найважливішою характеристикою сталі є значення межі холодноламкості або температури переходу із в'язкого в крихкий стан, що характеризує схильність сталі до крихкого руйнування (рисунок 2.3).

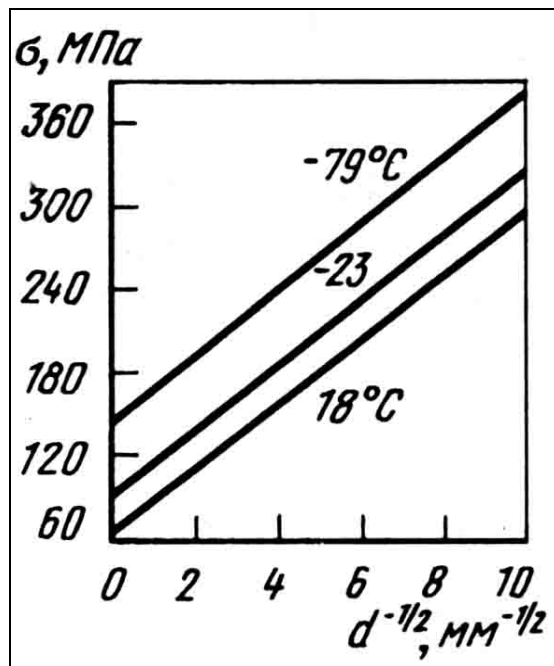


Рисунок 2.2 – Залежність межі текучості заліза від розміру зерна

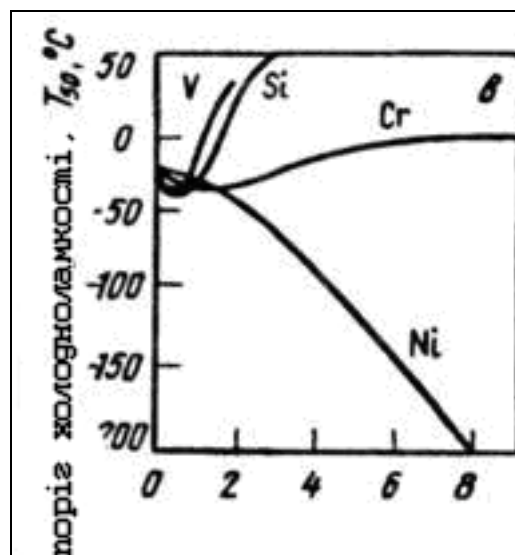


Рисунок 2.3 – Вплив легуючих елементів на схильність сталі до крихкого руйнування

В області малих концентрацій легуючих елементів таких як: ванадій, кремній, хром - температура переходу трохи знижується, а при більшому вмісті підвищується.

Нікель при всіх концентраціях знижує поріг холодноламкості.

Для ванадію і хрому концентрація, при якій температура переходу знижується, відповідає $<1\%$, $Mn < 2\%$, $Si < 0,8\%$.

2.2 Структура і властивості легованого аустеніту

В спеціальних сталях легований аустеніт може бути однією з головних структурних складових. Властивості легованого аустеніту важливі для таких легованих сталей, як нержавіючі, жароміцні, немагнітні. Зміна властивостей аустеніту в сталях при легуванні може бути обумовлена впливом легуючих елементів на властивості саме аустеніту, а також їх впливом на стійкість аустеніту до фазових переходів, тобто легування може викликати перетворення аустеніту з утворенням іншої фази. Найбільший внесок у зміцнення аустеніту вносять елементи впровадження, зокрема азот. Розчинність азоту в легованому аустеніті значно вища, ніж у фериті, і може перевищувати 1% при кімнатній температурі.

Зміна властивостей власно аустеніту при легуванні у загальних рисах описується теоріями зміцнення твердих розчинів. Зміцнення, що визначається параметром невідповідності за розмірами, ілюструється залежністю зміни твердості ΔHV від параметру ґратки Δa хромонікелевого аустеніту при введенні у нього 1% легуючих елементів заміщення і впровадження. Зміцнення тим більше, чим більша ця невідповідність. Однак, для елементів впровадження (C, N) та заміщення (Mn, V, Co, Mo, W, Al, Cr, Ni, Si) ефективність зміцнення при однакових значеннях Δa є різною.

Ефективність впливу легуючих елементів на властивості аустеніту визначається базовими композиціями, на яких заснований аустеніт.

Такими основними композиціями є: Fe-Ni, Fe-Mn, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Mn, Fe-Cr-Ni-Mn.

Головними аустенітоутворюючими елементами в перерахованих композиціях є нікель і марганець.

Аустеніт, отриманий на їх основі, називається нікелевим або марганцевим. Властивості нікелевого і марганцевого аустеніту істотно різняться.

Деформаційне зміцнення значно сильніше проявляється на марганцевому стабільному аустеніті, ніж на нікелевому стабільному аустеніті (рисунок 2.4).

Особливо це істотно при різних високих ступенях деформації. Марганцевий аустеніт характеризується холодноламкістю при низьких температурах, що проявляється в різкому зниженні ударної в'язкості (рисунок 2.5).

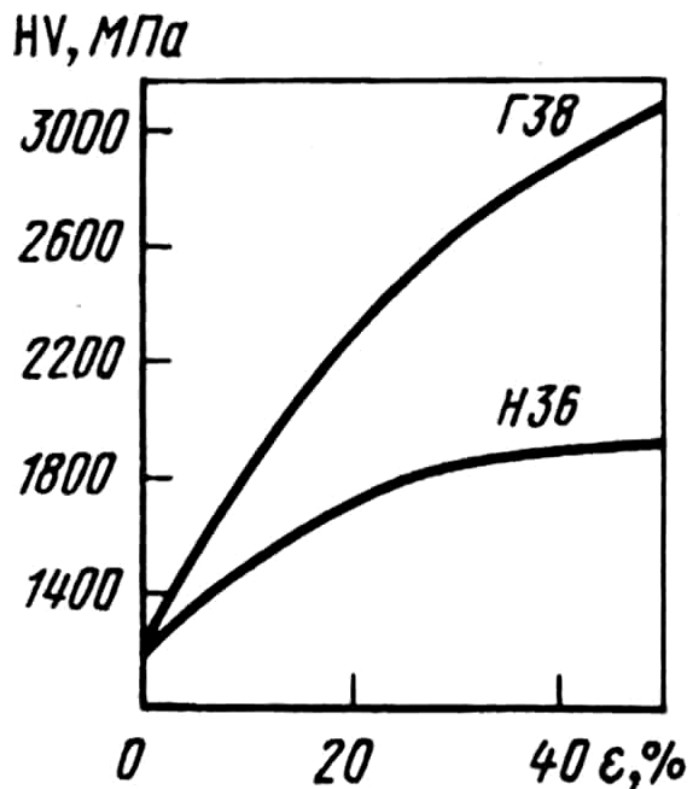


Рисунок 2.4 – Залежність твердості HV марганцевого (Г38) і нікелевого (Н36) аустеніту від ступеня пластичної деформації ϵ

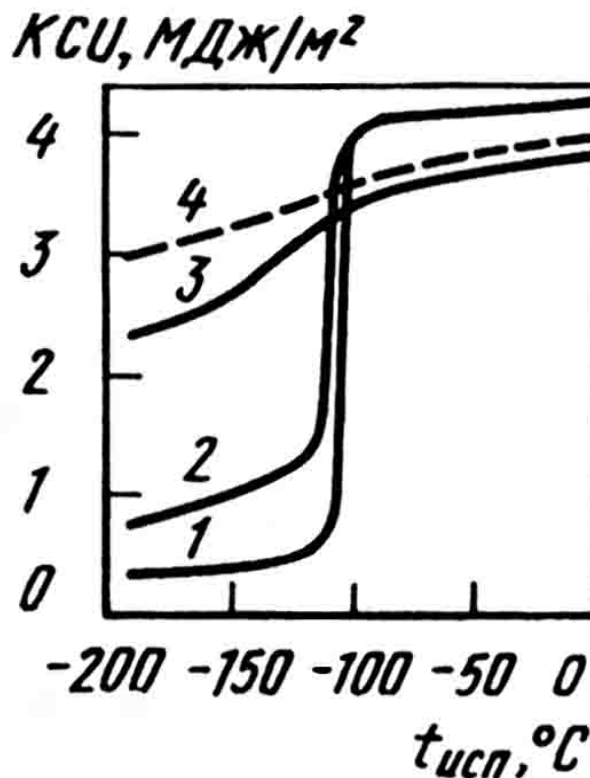


Рисунок 2.5 – Залежність ударної в'язкості від температури випробування марганцевого (1...3) і нікелевого (4) аустеніту: 1- сплав Г40; 2 - Г40Н10; 3 - Г40Х10; 4 - Н36

Це пов'язане з виникненням тетрагонального розтягання в щільноупакованій ГЦК структурі. Такі перекручування в ґратці обумовлені локацією атомного зв'язку при низьких температурах.

У нікелевому аустеніті різкого зниження ударної в'язкості при всіх температурах аж до -196°C не спостерігається.

Введення хрому у марганцевий аустеніт зменшує його схильність до крихкого руйнування, а легування нікелем практично не впливає на поріг холодноламкості.

3 КАРБІДИ Й НІТРИДИ

3.1 Загальні закономірності

Основними зміцнюючими фазами в сталях є карбіди, нітриди і їх комплексні з'єднання - карбонітриди.

Карбіди і нітриди відносяться до фаз впровадження і утворюються при взаємодії d перехідних металів з вуглецем і азотом. Міцність зв'язку в карбідах і нітридах між атомами металу і неметалу визначається будовою s і d електронних оболонок між s і d-орбіталями. Незавершеність будови d і s електронних оболонок перехідних металів приводить до того, що ці метали приймають електрони від атомів впровадження вуглецю і азоту, що мають відповідно 3 або 4 електрони. Ці електрони підсилюють «гібридизацію» і збільшують зв'язок між металом - неметалом.

У кожному періоді при збільшенні атомного номера d-перехідних металів, наприклад: від титану до нікелю збільшується заповнювання електронних оболонок металу і сили зв'язку будуть зменшуватися. Перехідний метал по їх спорідненості вуглецю і азоту, міцності і стійкості карбідів та нітридів, їх стійкості до розпаду можна розташувати в наступний убутний ряд:

Hf Zr Ti Ta Nb V W Mo Cr Mn Fe



Кристалічні ґратки карбідів і нітридів відрізняються від кристалічних ґраток відповідних перехідних металів. Для чистих перехідних металів при русі уздовж періоду від титану до нікелю відбувається перехід від ОЦК ґратки до ГЦК (ГЦУ). Карбіди і нітриди металів IV і V груп мають прості ГЦК ґратки, а в карбідах і нітридах VI групи переважають гексагональні ґратки.

3.2 Інтерметаліди

Фази, що утворюються в результаті взаємодії основного компонента сплаву і легуючих елементів або легуючих елементів між собою, називають інтерметалідами.

В цей час в сплавах виявлено приблизно 1300 інтерметалідів, які утворюють 200 типів структур. Структура, стійкість, температури і концентраційні області існуючих інтерметалідів визначаються елементарною структурою, електрохімічним і розмірним фактором. Інтерметаліди впливають на зміцнення аустенітних, мартенситостаріючих сталей, жароміцних сплавів на нікелевій і кобальтовій основі, на властивостях жаростійких захисних покриттів. В деяких жароміцних сплавах вміст інтерметалідів досягає 60%. Розрізняють наступні групи інтерметалідів: 1) електронні з'єднання; 2) σ -фази; 3) гази Лавеса; 4) геометрично упаковані фази.

3.3 Електронні з'єднання (фази Юм-Розері)

Електронні з'єднання або фази Юм-Розері мають характерні для металевих елементів структури типу ОЦК, ГЦК, ГЦУ. В цих з'єднаннях структура в основному визначається електронною конфігурацією, тобто відношенням числа валентних електронів до числа атомів в елементарній комірці. При утворенні цих з'єднань метали перехідних груп виявляють змінну валентність, яка обумовлюється перекриттям d і s-рівнів.

При відношенні числа валентних електронів до числа атомів в ґратках, яке дорівнює $3/2$, інтерметалідні з'єднання утворюють σ -фази з ОЦК структурою або зі складними кубічними ґратками, до них відносяться: алюмініди перехідних металів і сплавів на їх основі (Fe-Al, Co-Al, Ni-Al).

Перераховані інтерметаліди мають металеві властивості, однак участь d - електронів у міжатомному зв'язку визначає поява ковалентної складової.

Фази Юм-Розері мають високі міцнісні характеристики до 900 – 1000°C, високу стійкість проти окислювання та газової корозії й високу

термічну стабільність структури. Ці властивості дозволяють використати дані з'єднання в якості жароміцних і жаростійких матеріалів і покриттів.

3.4 Сігма-фази

Сігма-фази (σ -фази) — фази та споріднені до них з'єднання утворюються перехідними металами і мають тетрагональні або складні ромбоєдричні елементарні комірки, структура яких характеризується наявністю щільноупакованих шарів атомів, зміщених по відношенню один до іншого й розташованих на відносно більших відстанях.

Існування σ -фаз як і фаз Юм - Розери зв'язують з певними значеннями електронної концентрації. Вперше σ -фаза типу залізо-хром була виявлена в залізо-хромистих сплавах як крихка складова. Вона має тетрагональну ґратку з елементарною коміркою з 30 атомів, яка аналогічна ґратці урану.

Як для електронних з'єднань, так і для σ -фаз неможливо встановити певний склад, тому існування цих фаз звичайно зв'язують з певними значеннями електронної концентрації. В більшості відомих σ -фаз електронна концентрація становить 6.5-7.4 ел/ат., що дозволяє вважати ці фази певною групою електронних з'єднань. Встановлено, що σ -фази утворюються елементами при розходженні атомних радіусів R до 8% (в системі Co-Mo до 12%).

В промислових сталях і сплавах зустрічаються σ -фази як відносно простого складу (наприклад, в сталях типу X25 σ -фаза типу залізо-хром), так і складнолеговані композиції (наприклад, в складнолегованих сталях, що дисперсійно твердіють, σ -фази, що містять Fe, Cr, Mo, Ni). В жароміцних сплавах на нікелевій основі σ -фази мають склад $(Cr, Mo)_x(Ni, Co)_y$, де x та y можуть змінюватися від 1 до 7.

Виділення σ -фази відбувається при тривалих витримках в інтервалі температур 500–900°C є причиною сильного покрихчення сталей і сплавів, що знижує їх пластичність і міцність, а також тривалу міцність.

Кінетика утворення σ -фаз, як правило, описується С-образною кривою (рисунок 3.1), положення якої визначається складом сплаву і його передісторією (литий або деформований стан, режим попередньої термічної обробки, напружений стан).

Сіigma-фаза здійснює шкідливу дію на жароміцні сплави. Через присутність σ -фази різко знижується тривала міцність, тому що більша кількість тугоплавких елементів - зміцнювачів виводяться з матриці сплаву. Крім того, руйнування при підвищених температурах відбувається переважно вздовж меж σ -фази, які служать джерелами зародження та поширення тріщин, що ведуть до крихкого руйнування.

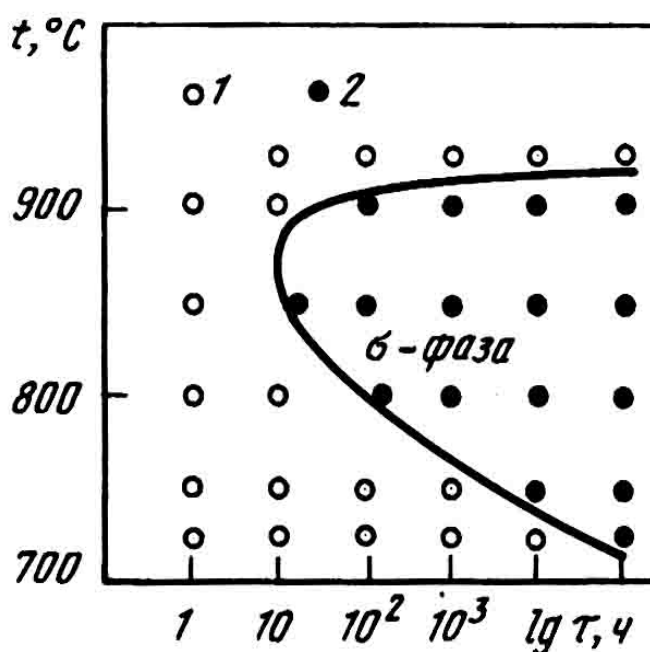


Рисунок 3.1 – Ізотермічна діаграма утворення σ -фази в жароміцному сплаві на нікелевій основі: 1 – σ -фаза відсутня; 2 – σ -фаза виділяється

Крім σ -фази, в сталях і сплавах виявлено багато інших подібних складних фаз, існування яких також визначається, в основному, електронною концентрацією, тобто відношенням числа валентних електронів до числа атомів в комірці. До них відносяться: μ -, χ -, P- і R-фази. Зазначені фази були виявлені в багатьох складнолегованих сталях і сплавах. Присутність їх в структурі шкідливо позначається на властивостях сплавів, що необхідно враховувати при розробці нових сплавів.

3.5 Фази Лавеса

Інтерметалідні з'єднання складу A_2B називають фазами Лавеса. Ці фази мають кубічну або гексагональну структуру. Вони можуть утворюватися компонентами, розташованими в будь-якому місці періодичної таблиці Д.І. Менделєєва.

Основним фактором, що визначає їх утворення, є співвідношення атомних розмірів компонентів. Незважаючи на головну роль розмірного фактора при утворенні фаз Лавеса, важливе значення в їх стабільності грає електронна концентрація, що визначає, яка з можливих структур утвориться, а також які розміри їх областей гомогенності, хоча останні, як правило, незначні.

Найбільш часто в сталях і сплавах утворюються наступні інтерметалідні фази Лавеса: Fe_2Al , Zr_2Al , Fe_2Mo , Co_2Ti , Ni_2Ta , $(Fe, Si)_2Al$, $Fe_2(Ni, Nb)$ і інші. Їх присутність в сплавах приводить до покрихчення при кімнатній температурі, а при підвищених температурах небезпека покрихчення знижується.

В багатьох теплостійких і жароміцних сплавах вдається використати фази Лавеса для зміцнення без істотного зниження в'язкості і крихкої міцності.

3.6 Геометрично щільноупаковані фази

Ці фази або сполуки типу A_3B являють собою виділення впорядкованих ГЦК - γ' , ОЦК - γ'' і ГЦУ - η - фаз з аустенітних матриць.

Виділення цих фаз сприятливо позначається на властивостях, забезпечуючи значне зміцнення, стабільне при високих температурах, без помітного покрихчення сплавів.

У сполуці типу A_3B елемента А відповідають більш електронегативні залізо, кобальт, нікель, а такі як алюміній, титан та ніобій - відповідають елемента В. Звичайно в нікелевих жароміцних сплавах основна зміцнююча γ' - фаза являє собою сполуку на основі Ni_3Al .

У цій фазі можуть розчинятися в значних кількостях різні легуючі елементи. На рисунку 3.2 представлений розтин потрійної системи нікелю й алюмінію з іншими елементами, що показує ступінь можливого заміщення й участі елементів в утворенні γ' -фази.

Кобальт заміщує нікель, титан, ніобій, ванадій; тантал - алюміній, а молібден, хром і залізо, очевидно, можуть заміщати як позиції нікелю, так і алюмінію, що відбивається на положенні відповідних фазових областей.

Далекий порядок γ' - фази зберігається майже до температури плавлення 1385°C , при цьому вона є впорядкованою. Унікальною властивістю γ' - фази є збільшення міцності з підвищенням температури в широкому інтервалі температур. Для нелегованої фази міцність зростає до 800°C , а для легованої – до більш високих температур (рисунок 3.3).

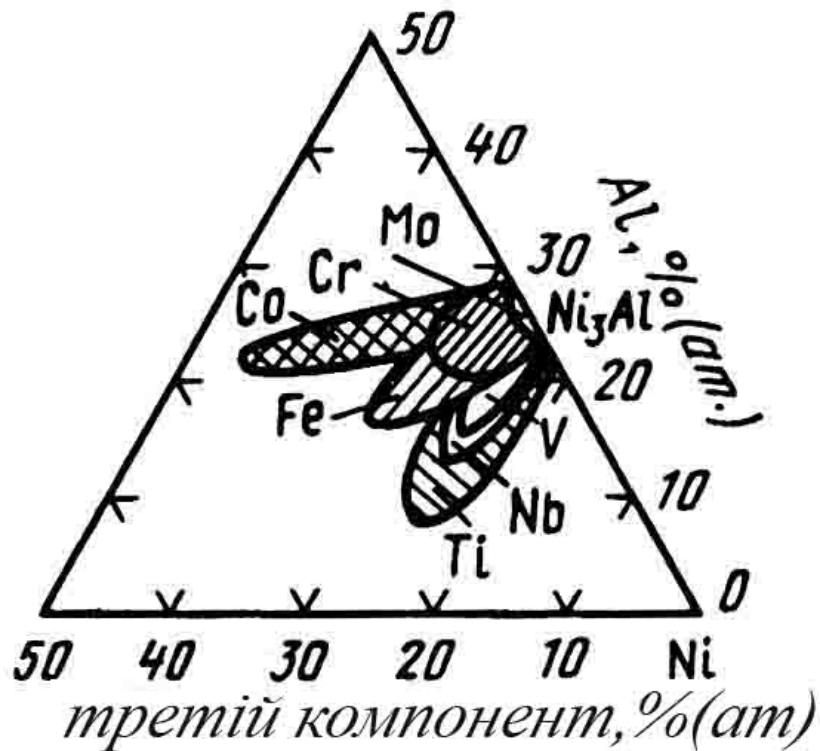


Рисунок 3.2 – Області твердого розчину на основі фази Ni_3Al при 1100°C для різних легуючих елементів

Сприятливий вплив Al_3V фаз на властивості сталей і сплавів зв'язують з їх високою пластичністю, когерентним зв'язком з основним твердим розчином і високою стабільністю при підвищених температурах.

Багато інтерметалічних сполук мають високі характеристики міцності, корозійної стійкості, жароміцності, зносостійкості. В останній час на їх основі розроблено матеріали для нових галузей техніки. При температурах вище 1000°C композиції на основі інтерметалідів мають більш високі міцнісні властивості, є більш пластичними і мають близьких до жароміцних матеріалів коефіцієнт термічного розширення. Інтерметалічні матеріали мають більш високу жаростійкість і зносостійкість, ніж жароміцний сплав ЖС6.

Таким чином, з інтерметалідних фаз найбільш сприятливий вплив на зміцнення сплавів здійснюють сполуки типу A_3B , а також деякі фази Лавеса. Виділення σ -фази та подібних до неї топологічно щільноупакованих фаз викликає різке покрихчення сплавів.

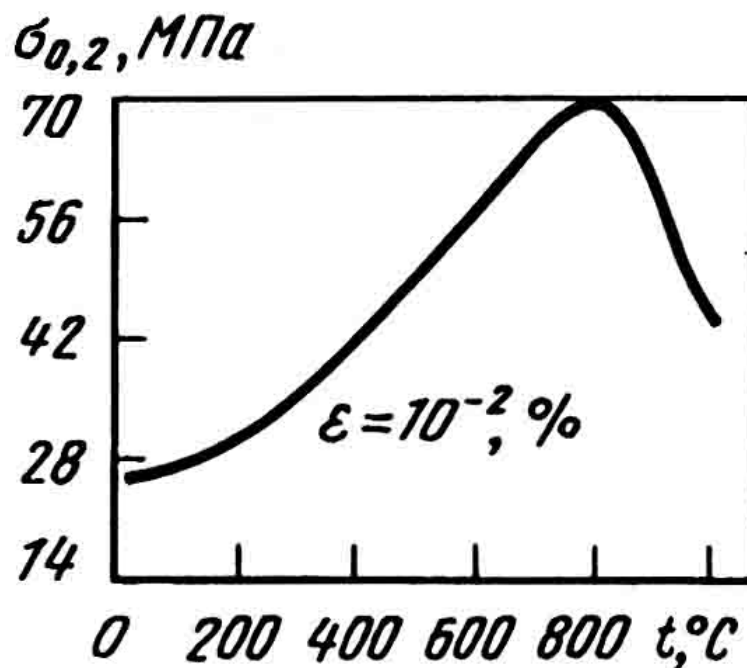


Рисунок 3.3 – Вплив температури випробування на межу текучості $\sigma_{0.2} \gamma'$ - фази типу $Ni_3(Ti, Al)$

4 ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

4.1 Утворення аустеніту при нагріванні

Процес аустенітизації при нагріванні легованих сталей складається з поліморфного $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворення, розчинення цементиту й спеціальних карбідів в аустеніті, рекристалізації аустеніту.

Перекристалізація сталі. Садовський В.Д. зі співробітниками вважають, що утворення аустеніту при нагріванні може проходити по двох конкуруючих механізмах фазових перетворень: кристалографічно неупорядкованому й упорядкованому.

При неупорядкованому механізмі утворення аустеніту, поліморфне $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворення супроводжується перекристалізацією, тобто зміною величини й орієнтації зерен γ -фази, що утворюються знову, стосовно вихідної α -фази. При впорядкованому механізмі перехід не супроводжується перекристалізацією, що протікає при більш високих температурах внаслідок первинної рекристалізації фазонагартованого при зсувному перетворенні аустеніту. Той або інший механізм перекристалізації визначається типом вихідної структури, її кристалографічною впорядкованістю. При вихідній неупорядкованій структурі (ферито-карбідна суміш - ФКС) має місце тільки неупорядкований механізм перекристалізації. При вихідній упорядкованій структурі (мартенсит, бейнит, відманштетовий ферит) може спостерігатися той або інший механізм перекристалізації. У цьому випадку реалізація одного з них буде визначатися легованістю сталі й швидкістю нагрівання.

Вихідна неупорядкована структура. У практиці термічної обробки конструкційних і інструментальних сталей найчастіше нагріванню для аустенітизації піддається сталь, що має вихідну кристалографічну неупорядковану структуру ферито-карбідної суміші (ферито-перлітна, перлітна, перлітна з надлишковими карбідами). Схема неупорядкованого (нормального) механізму утворення аустеніту представлена на рисунку 4.1.

При нагріванні сталі вище критичних точок, відбувається поліморфне перетворення, при цьому, як думають багато вчених, зародки аустеніту завжди утворюються за зсувним механізмом, але цей процес

збігається з рекристалізацією нагартованого при фазовому перетворенні аустеніту.

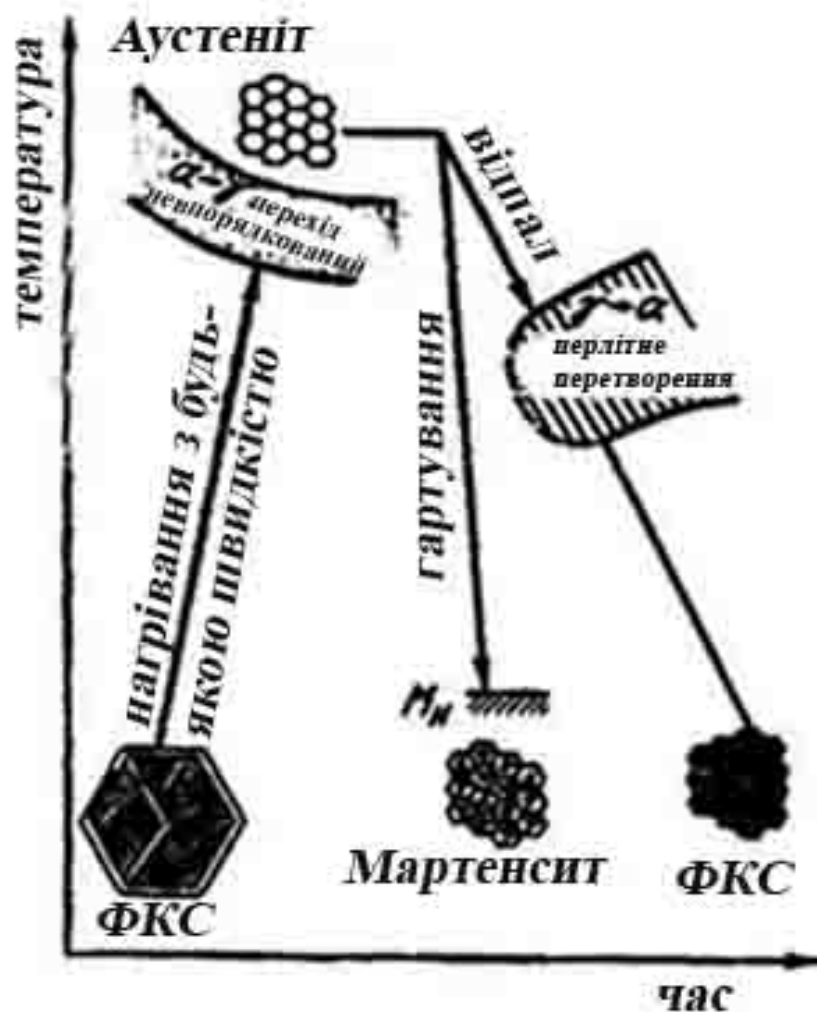


Рисунок 4.1 – Схема перекристалізації сталі з вихідною неупорядкованою структурою при нагріванні й охолодженні

По цьому при переході через критичну точку утворюється дрібне зерно аустеніту. Процеси фазового переходу й рекристалізації при такому механізмі збігаються. Подальше нагрівання в аустенітну область приведе до росту зерна аустеніту (збірної рекристалізації).

Процес фазової перекристалізації при неупорядкованій вихідній структурі ферито-карбідної суміші в вуглецевих і легованих сталях розрізняється мало. Зерно аустеніту, що утворилося, в усіх сталях дрібне. Істотне розходження між вуглецевими й легованими сталями проявляється

при підвищенні температури в аустенітній області, коли відбувається ріст зерна аустеніту, їх збірна рекристалізація.

Вихідна впорядкована структура. Структурна спадковість в сталі. Механізм фазової перекристалізації при нагріванні вихідної впорядкованої структури помітно складніший, ніж «нормальний» механізм перекристалізації.

За певних умов сталь втрачає здатність до перекристалізації при $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перетворенні. Нагрівання грубозернистої впорядкованої структури вище A_{C3} може викликати утворення зерен аустеніту тієї ж форми, розміру й орієнтації, що й вихідне зерно сталі. Відбувається відновлення вихідного зерна. Таке явище називається структурною спадковістю сталі. Вихідне крупне зерно перегрітої і загартованої сталі може залишитися після повторного загартування від нормальної температури $A_{C3}+(30...50^{\circ}\text{C})$, тобто відновлюється вихідне зерно, а перекристалізація сталі не відбувається (рисунок 4.2). Така картина спостерігається лише при певному легуванні сталі й певних швидкостях повторного нагрівання.

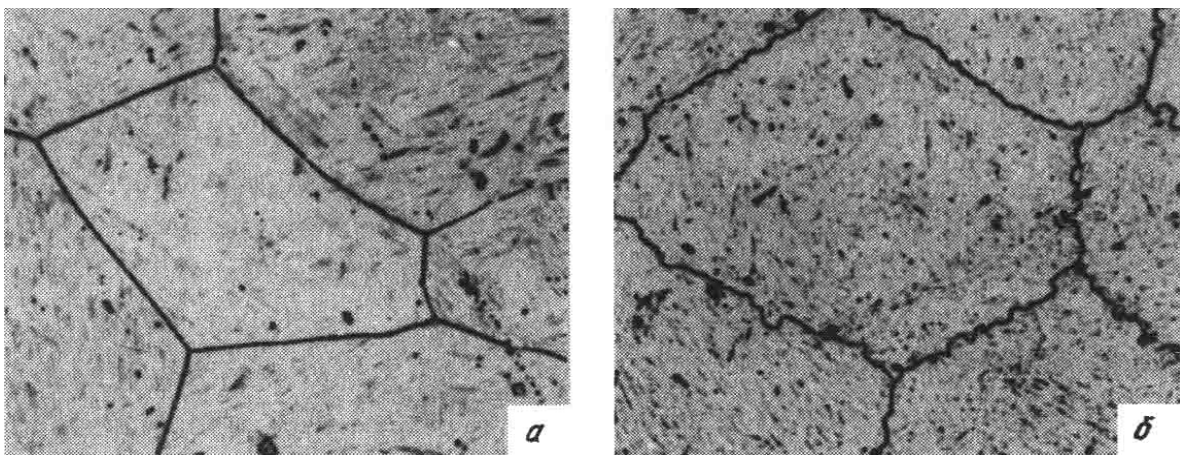


Рисунок 4.2 – Структурна спадковість в сталі 37ХН3Т, х300: *а* - вихідна впорядкована структура – мартенсит; *б* – відновлення крупного зерна аустеніту при повільному нагріванні ($2^{\circ}\text{C}/\text{хв}$) вище A_{C3}

В залежності від легування й швидкості нагрівання можна згрупувати сталі по ступеню прояву структурної спадковості. Нижче за даними В.І. Зельдовича показаний вплив легування й швидкості нагрівання на прояв структурної спадковості (знак «+» означає прояв структурної спадковості, а «-» її відсутність) в сталі (таблиця 4.1).

Таблиця 4.1 – Вплив швидкості нагріву на надструктурну спадковість

Тип сталі	Швидке нагрівання	Помірне нагрівання	Повільне нагрівання
Високолегована сталь	+	+	+
Легована сталь	+	-	+
Низьколеговані вуглецеві сталі	-	-	-

Чим більш легована сталь, тим ширше діапазон швидкостей нагрівання, при яких проявляється структурна спадковість.

Легування впливає на критичну швидкість нагрівання при якій спостерігається відновлення вихідного крупного зерна, при повторному нагріванні вище A_{C3} і не відбувається утворення дрібнозернистого аустеніту. Для легованої сталі на рисунку 4.3 наведена схема, що спрощено показує процес формування зерна при нагріванні й охолодженні сталі з вихідною впорядкованою структурою.

При швидкому нагріванні загартованої і невідпущеної сталі, реалізується особливий кристалографічно впорядкований механізм утворення аустеніту, у результаті чого відбувається відновлення зерна вихідної структури. По мірі зменшення швидкості нагрівання розвиваються процеси відпуску й нормальний, контрольований дифузією механізм утворення аустеніту, що супроводжується подрібненням зерна. При досить повільному (1...2 град/хв) нагріванні багатьох сталей аустеніт утворюється також за кристалографічно впорядкованим механізмом, у результаті чого при такому нагріванні спостерігається відновлення зерна вихідної структури, тобто різко виражена структурна спадковість.

Збільшення швидкості нагрівання веде до порушення впорядкованості в процесі формування аустенітної структури й подрібнення зерна. Аустеніт, що утворився при впорядкованому $\alpha \rightarrow \gamma$ -переході, є фазово нагартованим. При температурі нагрівання вище температури рекристалізації відбувається рекристалізація аустеніту і тільки тоді зерно аустеніту подрібнюється. При проміжних швидкостях нагрівання (100 – 150°C/хв.), коли встигає пройти повний розпад мартенситу до початку $\alpha \rightarrow \gamma$ -переходу, структурна спадковість сталі не

проявляється. При цьому $\alpha \rightarrow \gamma$ -перехід збігається з рекристалізацією й зерно відразу ж виходить дрібним, тобто реалізується нормальний неупорядкований механізм рекристалізації.

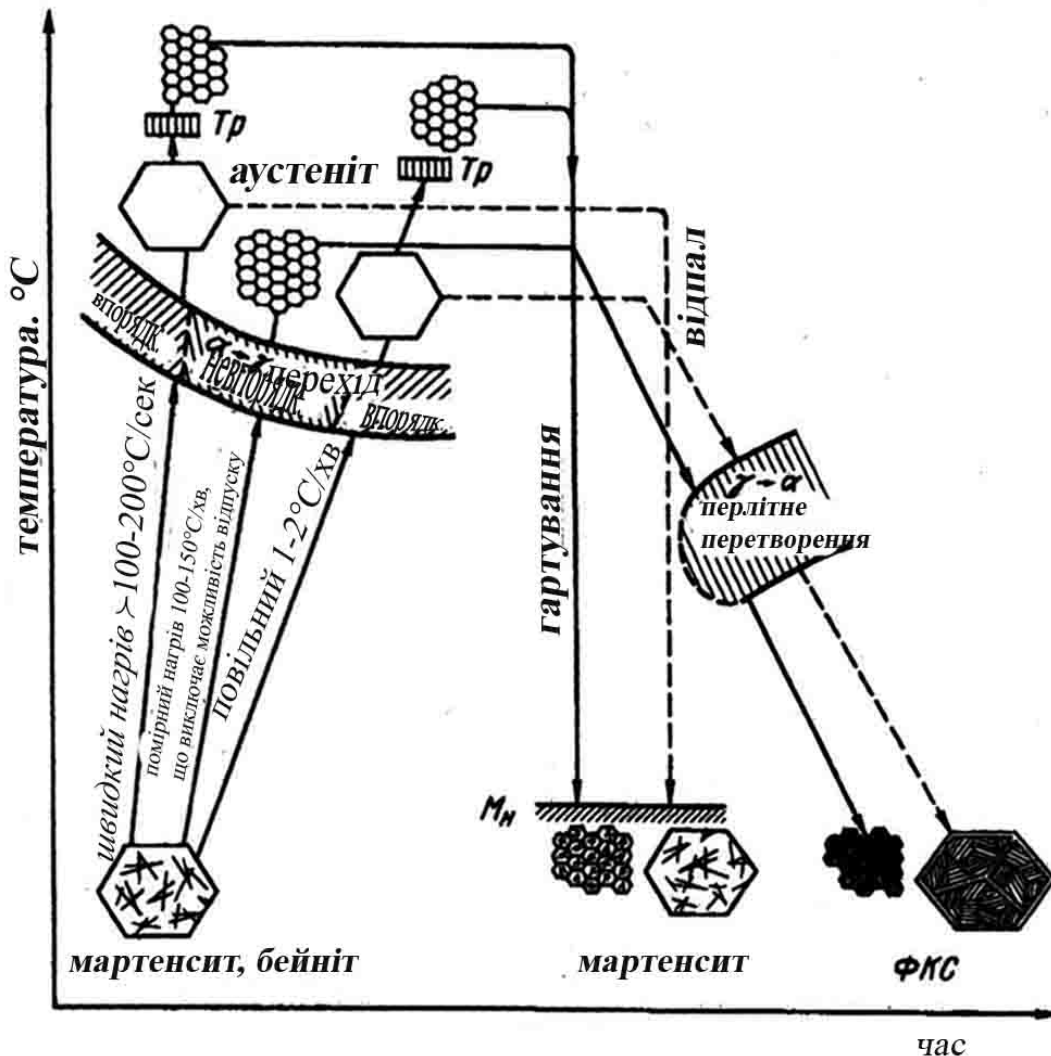


Рисунок 4.3 – Схема перекристалізації сталі з вихідною впорядкованою структурою при нагріванні й охолодженні

Спеціальні карбіди Cr, Mo, W, V, Ti, виділяючись при нагріванні по межах мартенситних кристалів, затримують процес рекристалізації до температури розчинення карбідів в аустеніті.

Структурна спадковість добре проявляється в конструкційних сталях 30ХГСА, 37ХН3А, 20Х2Н4А. У високолегованих сталях (швидкорізальні сталі, що мартенситостаріють, нержавіючі, мартенситні й ін.) структурна спадковість проявляється в широкому діапазоні швидкостей нагрівання,

тобто не тільки при швидкому й повільному нагріванні, але й при проміжних помірних швидкостях нагрівання. У таких сталях структурна спадковість спостерігається у звичайно прийнятих на практиці умовах нагрівання, тому що відновлене зерно аустеніту тривалий час не рекристалізується. Так, у швидкорізальних сталях, незалежно від швидкості нагрівання, при аустенітизації при повторному нагріванні під загартування відбувається відновлення вихідного зерна й спостерігається нафталінистий злам. В сталях, що мартенситостаріють, відновлення крупного зерна відбувається при звичайній технології їх термічної обробки.

4.2 Розчинення карбідів і нітридів в аустеніті

Розчинення карбідів, нітридів, карбо-нітридів при термічній обробці визначає багато властивостей сталі, наприклад: стійкість переохолодженого аустеніту, прогартуваність і загартуваність, розгартування при відпуску й дисперсійне зміцнення.

Розчинення фаз, зокрема карбідних і нітридних часток, здійснюється шляхом переходу атомів з нестабільної фази в стабільну при даній температурі твердий розчин — аустеніт. Для всіх елементів (особливо для титану) розчинність карбідів значно більша, ніж нітридів. Нітриди титану практично не розчиняються в аустеніті при всіх температурах. Важко розчинні в аустеніті — нітриди ніобію й алюмінію. При реальних температурах нагрівання під загартування розчиняються карбонітриди ванадію. Карбіди й нітриди хрому ще легше переходять до складу аустеніту при більш низьких температурах, ніж карбіди й нітриди ванадію. Великий вплив на розчинність карбіду здійснює вуглець. Підвищення температури розчинності карбідів в аустеніті зі збільшенням вмісту вуглецю обумовлене підвищенням активності вуглецю в аустеніті внаслідок росту його концентрації в твердому розчині й збільшення коефіцієнта термодинамічної активності.

4.3 Ріст зерна аустеніту

З підвищенням температури і збільшенням тривалості витримки в аустенітній області відбувається ріст зерна аустеніту. Рушійною силою збірної рекристалізації аустеніту є прагнення системи понизити поверхневу енергію шляхом зменшення довжини границь зерен. Необхідно отримувати дрібне зерно аустеніту, тому що чим менший розмір зерна, тим вище міцність опору крихкому руйнуванню й ряд інших властивостей сталей. Але є сталі, для яких необхідне крупне зерно (наприклад, трансформаторна сталь). Легування істотно впливає на розмір зерна аустеніту. Карбідо- і нітридоутворюючі елементи (Cr, Mo, W, V, Nb, Ti, Zr) гальмують ріст зерна аустеніту при нагріванні, причому тим сильніше, чим більш стійку фазу утворює елемент. Такий вплив карбідо- або нітридоутворюючих елементів пояснюється наявністю нерозчинених в аустеніті дисперсних карбідів і нітридів, які здійснюють бар'єрну дію на мігруючу межу зерен. Розчинення і коагуляція дисперсних фаз в аустеніті усувають або знімають ефект бар'єрної дії часток.

Максимальний розмір зерна аустеніту d залежить від розміру часток і їх кількості (формула Зінера і Сміта):

$$d = (4/3) \times (r/f), \quad (4.1)$$

де r – радіус часток; f – об'ємна доля часток.

Чим більша об'ємна доля нерозчинених часток зберігається в сталі при нагріванні та менший їх розмір, тим більш дрібнозернистим виходить аустеніт. Для одержання дрібнозернистої сталі в широкому діапазоні температур нагрівання найбільш ефективним є легування сталі двома або більшою кількістю карбідо- або нітридоутворюючих елементів, що мають різну температуру переходу відповідних фаз у твердий розчин.

Необхідно відзначити, що вуглець, азот і алюміній, що незв'язані в карбіди й нітриди, які знаходяться в твердому розчині — аустеніті, сприяють росту зерна. Також збільшують схильність до росту зерна бор, марганець та кремній.

5 ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ

При гартуванні, нормалізації та відпалі відбувається розпад переохолодженого аустеніту, при цьому можливі три типи перетворень: перлітне, проміжне, мартенситне. Легуючі елементи істотно впливають на кінетику й механізм цих перетворень.

5.1 Вплив легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту

Стійкість переохолодженого аустеніту до розпаду характеризується діаграмами ізотермічного перетворення аустеніту. Зміна вмісту вуглецю і легування аустеніту впливають на кінетику перлітного й проміжного перетворень та на температуру мартенситного перетворення.

На рисунку 5.1 наведені діаграми для вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю. Стійкість аустеніту характеризується С-образними кривими початку й кінця перетворень. В доєвтектоїдних і заєвтектоїдних сталях перед перлітним перетворенням є лінії виділення надлишкових фаз (фериту і цементиту відповідно).

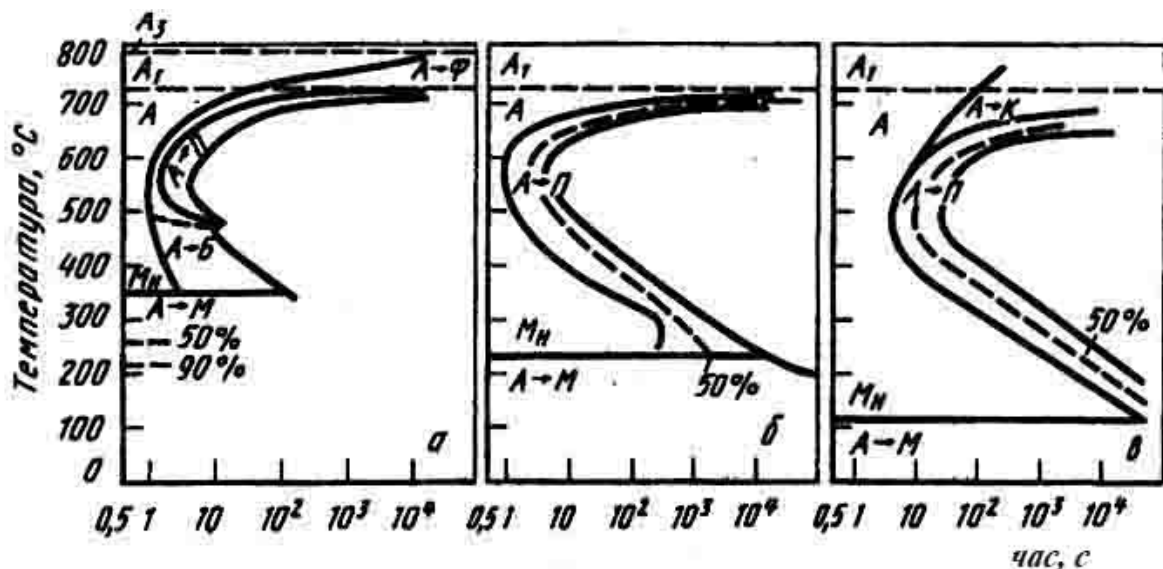


Рисунок 5.1 – Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в вуглецевих сталях: а – доєвтектоїдна сталь (0,45%С); б - евтектоїдна сталь (0,8%С); в - заєвтектоїдна сталь (1,2%С)

Елементи, що не утворюють карбідів (Ni, Al, Si, Cu), принципово не змінюють вид С - кривої, зміщують її по температурі перетворення і підвищують стійкість аустеніту, тобто збільшують інкубаційний період розпаду, зрушуючи лінії по діаграмі вправо. Виключення становить кобальт, який зменшує час до початку розпаду.

Карбідоутворюючі елементи (Cr, Mo, W, V) істотно змінюють вид діаграми і кінетику перетворення, спричиняючи чіткий поділ перлітного і бейнітного перетворень з появою області підвищеної стійкості аустеніту між ними.

Поділ перлітного і проміжного перетворень на діаграмі розпаду аустеніту взагалі властивий легованим сталям при наявності в їх складі декількох легуючих елементів незалежно від їх карбідоутворюючої здатності.

Легуючі елементи по-різному впливають на перлітне, проміжне і мартенситне перетворення. Усі легуючі елементи, за винятком кобальту, якщо вони переведені в аустеніт при нагріванні, збільшують стійкість переохолодженого аустеніту. Особливо ефективно збільшують інкубаційний період Мо і Мп, трохи слабкіше - Cr і Ni. Кобальт зменшує інкубаційний період. В доєвтектоїдних сталях легуючі елементи по-різному впливають на виділення надлишкового фериту і утворення ферито-карбідної суміші. Так, кремній і алюміній прискорюють процес утворення надлишкового фериту, але сповільнюють розпад на ферито-карбідну суміш. Марганець і нікель сповільнюють обидва процеси. Збільшення вмісту вуглецю істотно зменшує швидкість утворення надлишкового фериту в доєвтектоїдних сталях і підвищує швидкість утворення надлишкового карбиду в заєвтектоїдних сталях. Швидкість утворення ферито-карбідної суміші максимальна при його концентрації, близької до евтектоїдної.

В проміжній області температур найбільш ефективно збільшують стійкість аустеніту вуглець і азот. Легуючі елементи: марганець, хром, нікель, молібден, вольфрам та інші розширюють інкубаційний період початку проміжного перетворення, але істотно в меншому ступені впливають на перлітне перетворення.

Проміжне перетворення на відміну від перлітного перетворення не завершується повним розпадом аустеніту, частина аустеніту не розпадається. Легування збільшує кількість залишкового аустеніту при бейнітному розпаді. Після легування проміжне перетворення зміщується в область більш низьких температур, у результаті чого в високолегованих сталях воно може збігатися з мартенситним перетворенням.

Вплив легуючих елементів на стійкість аустеніту не сумарний, не адитивний, тобто при наявності в аустеніті декількох елементів їх дія не підсумовується, а може істотно змінюватися. Так, найбільш сильний ефект підвищення стійкості аустеніту спостерігається при легуванні наступними композиціями: Cr-Ni; Cr-Ni-Mo; Cr-Mn, Cr-Mn-V і ін., причому співвідношення легуючих елементів повинно бути приблизно Cr:Ni $\approx$ 2:3, а Cr:Mn $\approx$ 1,5:2.

Легуючі елементи здійснюють також сильний вплив на температуру початку мартенситного перетворення (M_H) (рисунок 5.2).

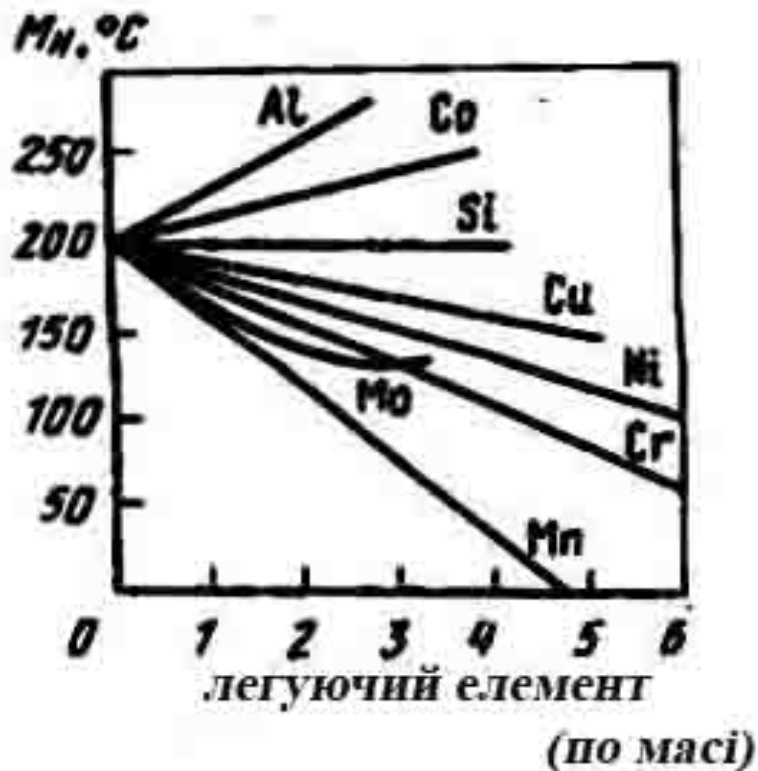


Рисунок 5.2 – Вплив вмісту легуючих елементів на температуру початку мартенситного перетворення M_H сталі з 0,9%С

Найбільш сильно знижують M_H марганець, трохи слабкіше діють хром, ванадій, нікель, молібден. Мідь і кремній у кількостях, що містяться в сталях, мало впливають на положення мартенситної точки. Кобальт і алюміній підвищують мартенситну точку. Вуглець і азот значно знижують температуру мартенситного перетворення. Легуючі елементи, знижуючи температуру мартенситного перетворення (Mn, Cr, Ni, Mo і ін.), збільшують кількість залишкового аустеніту після гартування, а кремній і вуглець, навпаки, зменшують його.

5.2 Діаграма розпаду переохолодженого аустеніту

Найбільш повною характеристикою перетворень аустеніту при охолодженні для кожної сталі є ізотермічні і термкінетичні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту.

Ізотермічні діаграми характеризують кінетику розпаду аустеніту при постійній температурі переохолодження. Такі діаграми наочні для порівняльної оцінки різних сталей, а так само для виявлення ролі легування та інших факторів (температури нагрівання, розміру зерна, пластичної деформації) на кінетику розпаду переохолодженого аустеніту.

Термкінетичні діаграми характеризують кінетику розпаду аустеніту при безперервному охолодженні. Ці діаграми менш наочні, але мають велике практичне значення, тому що при термічній обробці розпад аустеніту відбувається при безперервній зміні температури, а не в ізотермічних умовах. Якщо відомі швидкість охолодження в різних перетинах реальних виробів, то, наносячи відповідні криві швидкостей охолодження на термкінетичну діаграму, можна визначити температуру перетворення аустеніту та оцінити одержувану при цьому структуру. Термкінетична діаграма може бути побудована як експериментальним шляхом, так і розрахунковими методами, на підставі ізотермічних діаграм.

Порівняння розташування ліній розпаду аустеніту на обох діаграмах показує, що відповідні лінії на термкінетичній діаграмі знаходяться правіше й нижче тих же ліній ізотермічної діаграми. Отже, те ж

перетворення при безперервному охолодженні можливе при більш низькій температурі й впродовж більшого часу, ніж при ізотермічному розпаді аустеніту.

Залежно від легування сталей можна виділити шість основних різновидів діаграм ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту та відповідних їм термодинамічних діаграм (рисунк 5.3).

Для вуглецевих і деяких низьколегованих сталей, що містять в основному елементи, що не утворюють карбідів - нікель, кремній, мідь (рисунк 5.3, а), ізотермічний розпад аустеніту характеризується С-образними кривими з одним максимумом.

Перлітне і проміжне перетворення нероздільні. При безперервному охолодженні такої сталі, залежно від швидкості охолодження, можуть бути отримані три типи структур: мартенситу (швидкість охолодження вище критичної), мартенситу і ферито-карбідної суміші та тільки ферито-карбідної суміші. Для легованих сталей, що містять карбідоутворюючі елементи: хром, молібден, вольфрам, ванадій (рисунк 5.3, б, г), діаграми розпаду мають дві чітко роздільні між собою області перлітного і проміжного перетворень, для кожної з яких характерні свої С - образні криві.

При вмісті вуглецю 0,4 - 0,5% в конструкційних сталях (типу 20Х2Н4А, 45ХН2МФА, 30ХГСА, 38ХМЮА й ін.) перетворення по І сходинок зрушено вправо стосовно перетворення по II сходинок (рисунк 5.3, б), а при більшому вмісті вуглецю, навпаки, І сходинок зміщується вліво стосовно II сходинок (рисунк 5.3, г).

Для хромонікельмолібденових і хромонікельвольфрамових сталей, (наприклад, 12Х2Н4, 18Х2Н4МА, 25Х2Н4МА) при вмісті вуглецю в межах 0,13 – 0,25% (рисунк 5.3, в) характерна висока стійкість переохолодженого аустеніту в перлітній області, і мала його стійкість в бейнітній області, внаслідок чого І сходинок на діаграмі розпаду аустеніту відсутня.

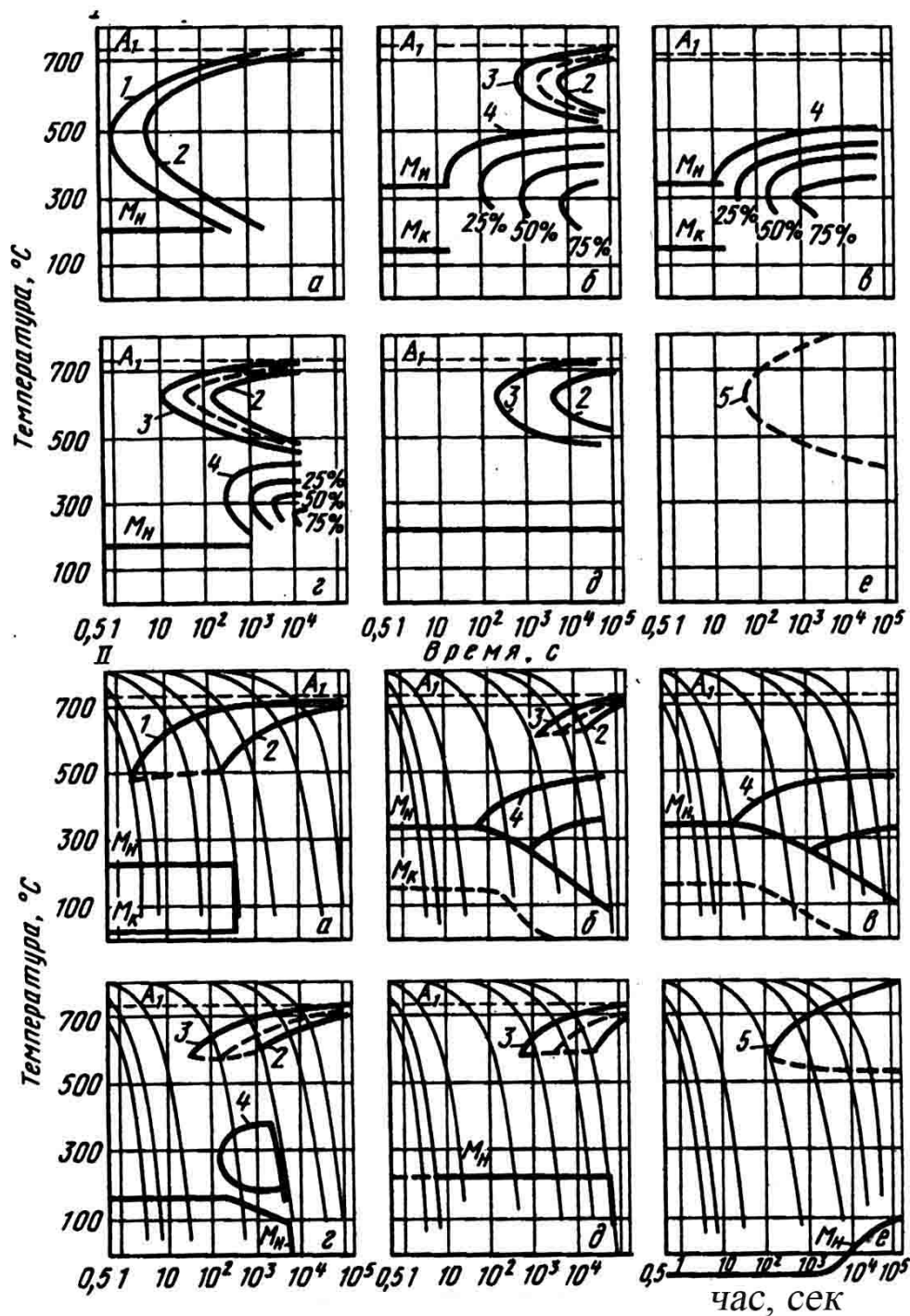


Рисунок 5.3 – Основні різновиди діаграм (І - ізотермічні, ІІ - термокінетичні) розпаду переохолодженого аустеніту: а - вуглецеві низьколеговані сталі, що не містять карбідоутворюючих елементів; б - леговані сталі, що містять карбідоутворюючі елементи; в - леговані хромом, нікелем, молібденом (вольфрамом) сталі з низьким вмістом вуглецю; г - леговані сталі, що містять карбідоутворюючі елементи; д - високолеговані сталі з високим вмістом хрому; е - високолеговані сталі. 1 - початок перетворення; 2 - кінець перетворення; 3 - початок утворення ферито-карбідної суміші; 4 - початок утворення продуктів проміжного перетворення; 5 - початок виділення карбідів

В високолегованих хромистих сталях типу 30X13, 40X13, 20X17 (рисунок 5.3. д) проміжне перетворення може бути сильно загальмовано та зрушено в область температур мартенситного перетворення, внаслідок чого на діаграмах розпаду аустеніту є лише перлітне перетворення, а проміжне відсутнє.

У сталях аустенітного класу типу 37X12H8M8МФБ (ЭИ481), 45X14H14У2М (ЭИ69) (рисунок 5.3, е) завдяки високому вмісту хрому, нікелю, марганцю і вуглецю температура початку мартенситного перетворення знаходиться нижче кімнатної, а розпад аустеніту по I і II сходах практично не спостерігається.

Слід відзначити, що вище описаний поділ діаграм є умовним, тому що вони не охоплюють усього різноманіття ізотермічних і термкінетичних діаграм розпаду переохолодженого аустеніту.

5.3 Перлітне перетворення

В легованих сталях перлітне перетворення складається з безпосередньо поліморфного ГЦК $\leftrightarrow$ ОЦК переходу, дифузійного перерозподілу вуглецю та легуючих елементів, в результаті чого утворюються спеціальні карбіди і ферито-цементитна суміш (перліт).

Поліморфний $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перехід в залізі при малому переохолодженні аустеніту здійснюється шляхом неупорядкованого переносу атомів на відміну від мартенситного перетворення, який здійснюється при великому переохолодженні і носить зсувний впорядкований характер. Легування істотно впливає на швидкість цього перетворення: воно сильно сповільнюється у випадку одночасного легування залізом, хромом і нікелем або в ще більшому ступені при додатковому введенні молібдену. Сповільнення $\gamma \leftrightarrow \alpha$ переходу при легуванні обумовлено підвищенням енергії активації процесу самодифузії заліза й, отже, посиленням міжатомної взаємодії в легованому γ -твердому розчині.

Карбідоутворення при перлітному перетворенні є наслідком перерозподілу вуглецю і легуючих елементів між фазами, що

утворюються: феритом і карбідом. При наявності карбідоутворюючих елементів в сталі крім цементиту можуть утворюватися спеціальні карбіди. Спеціальні карбіди при наявності в складі розчинених сильних карбідоутворюючих елементів (ніобію, ванадію, хрому і ін.) утворюються в переохолодженому аустеніті до початку $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворення; у надлишковому фериті (в евтектоїдній і заевтектоїдній сталях ця стадія відсутня). На кожній стадії утворюються спеціальні карбіди, тип яких залежить від складу аустеніту.

Якщо до складу сталі входять карбідоутворюючі елементи IV і V груп: ніобій, ванадій, титан, цирконій і при аустенітизації вони переходять до твердого розчину, то на всіх стадіях утворюється карбід одного типу – MeC (VC , TiC , ZrC).

Карбіди, що виділилися на різних стадіях, мають різну форму і характер розташування. Карбіди, що виділилися в переохолодженому аустеніті, розташовуються по межах зерен аустеніту і по дефектах кристалічної будови, наприклад дислокаціях, дефектах упаковки. Карбіди, що виділилися в надлишковому фериті, можуть бути безперервними та переривчастими.

Форма безперервних виділень того самого карбіду, який утворюється на перших етапах розпаду в аустеніті і фериті, різна і визначається орієнтаційним співвідношенням кристалічних ґраток матриці та карбіду.

Карбіди типу MeC утворюються безпосередньо з пересиченого твердого розчину незалежно від цементиту при вмісті в сталі $<0,1\%$ ванадію, ніобію, титану; у цементиті ці елементи практично не розчиняються.

У сталях, що містять карбідоутворюючі елементи VI групи (Cr , Mo , W), процес карбідоутворення ускладнюється. Залежно від вмісту легуючого елемента в аустеніті можуть утворюватися декілька типів карбідів. Наприклад: в сталях з хромом - легований цементит $(Fe,Cr)_3C$ і спеціальні карбіди $(Fe,Cr)_7C_3$, $(Fe,Cr)_{23}C_6$; в сталях з молібденом (вольфрамом) - карбіди $(Fe,Mo)_{23}C_6$, Mo , Mo_2C , $(Fe,Mo)_6C$ (аналогічні карбіди утворює вольфрам).

В хромистих сталях поряд з механізмом зародження карбідів безпосередньо у твердому розчині можливе утворення карбідів по механізму «на місці» (in situ), при цьому новий карбід зароджується з карбіду того ж елемента, що утворився раніше, але має будову іншого типу. Такий механізм можливий, якщо дві карбідні фази мають відхилення від стехіометричного складу в широких межах, що перекриваються. Тоді принципово можливий перехід одного карбіду в інший, трансформація ґратки в межах усієї карбідної частки або її частини. Так, в хромистих сталях з легованим хромом цементитом можливе утворення гексагонального карбіду хрому: $(\text{Fe,Cr})_3\text{C} \rightarrow (\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$.

Елементи, що не утворюють карбідів (Ni, Co, Si), особистої участі в процесах карбідоутворення спеціальних карбідів не приймають. Як правило, вони входять до складу цементиту в кількості, рівній їх середньому вмісту в сталі.

Таким чином, перлітне перетворення в легованих сталях контролюється швидкістю поліморфного $\alpha \leftrightarrow \gamma$ – перетворення і швидкістю дифузійного перерозподілу легуючих компонентів між вихідним твердим розчином і фазами, що утворюються, тобто процесом формування спеціальних карбідів.

Утворення спеціальних карбідів при дифузійному $\alpha \leftrightarrow \gamma$ – перетворенні істотно впливає на властивості сталей зі структурою ферито-карбідної суміші, яка властива великому колу конструкційних сталей у гарячекатаному стані, а так само після гартування в центрі великих виливків.

5.4 Проміжне перетворення

Проміжне (бейнітне) перетворення по своїх ознаках — кінетиці і механізму — носить риси як дифузійного, так і бездифузійного перетворення. Воно розвивається при температурах, коли швидкість дифузії металевих атомів заліза і легуючих елементів вкрай низька, а швидкість дифузії вуглецю ще значна.

Проміжне перетворення в легованих сталях складається з дифузійного перерозподілу вуглецю в аустеніті, бездифузійного $\alpha \leftrightarrow \gamma$ – переходу та карбідоутворення.

Кінетика проміжного перетворення має ряд особливостей:

- наявність інкубаційного періоду;
- неповне перетворення аустеніту в ізотермічних умовах і збереження деякої кількості залишкового аустеніту.

При поділі перлітного і бейнітного перетворень в легованих сталях можна встановити верхню температурну межу проміжного перетворення – температуру B_H .

Легування впливає на кінетику бейнітного перетворення, але в меншому ступені, ніж на кінетику перлітного перетворення. У деяких легованих сталях гальмування ізотермічного перетворення відбувається в усьому інтервалі проміжного перетворення, а в інших – лише при температурах верхньої частини цієї області. В сталях, легованих 2% кремнію або хрому, перетворення аустеніту припиняється по досягненню певної межі навіть при найнижчих температурах проміжного перетворення. При легуванні сталей нікелем або марганцем гальмування перетворення характерно лише при високих температурах проміжного перетворення, при більш низьких температурах аустеніт перетворюється повністю.

Марганець і хром істотно впливають на кінетику проміжного перетворення, збільшуючи тривалість інкубаційного періоду, і знижуючи температуру мінімальної стійкості аустеніту й максимальну швидкість перетворення.

Механізм і морфологія продуктів бейнітного перетворення істотно залежать від температури перетворення. В вуглецевих і деяких низьколегованих сталях в області підвищених температур на бейнітне перетворення може накладатися перлітне перетворення. При температурі нижче M_H у деяких сталях після закінчення мартенситного перетворення може відбуватися проміжне перетворення залишкового аустеніту.

Чим вища температура проміжного перетворення, тим вищий вміст вуглецю в залишковому аустеніті. Вміст вуглецю в α -фазі, навпаки, росте

зі зниженням температури проміжного перетворення. Різний вплив температури проміжного перетворення на вміст вуглецю в γ і α -фазах обумовлює різний характер карбідоутворення при проміжному перетворенні. При високих температурах бейнітного перетворення виділення карбідів походить з γ -фази, а при низьких — з пересиченої α -фази, причому при високих температурах з аустеніту виділяється карбід цементитного типу.

Можливість виділення карбідної фази зі збагаченого вуглецем аустеніту при проміжному перетворенні зростає в міру підвищення вмісту вуглецю в сталі, а так само при легуванні в послідовності: Si, Mn, Cr, Ni. В середньолегованих сталях, що містять алюміній і кремній (40XC, 60C2, 35ГXC2), процес проміжного перетворення при ізотермічній витримці носить двостадійний характер: спочатку утворюється суміш фериту і залишкового аустеніту, сильно збагаченого вуглецем, а потім при збільшенні тривалості ізотермічної витримки відбувається виділення карбідів з аустеніту.

В високовуглецевих легованих сталях виділення карбідів з аустеніту може відбуватися вже на початкових стадіях бейнітного перетворення, тому період гратки залишкового аустеніту інтенсивно зменшується.

Розрізняють верхній бейніт, що має пір'ясту будову й нижній бейніт, який характеризується наявністю голчастої будови. В низьковуглецевих легованих сталях при високих температурах бейнітного перетворення можливе утворення, так званих, зернистих структур.

При двостадійному проміжному перетворенні на першій стадії утворюється безкарбідний верхній бейніт, що складається з рейкового або глобулярного фериту й залишкового аустеніту.

Механічні властивості продуктів проміжного перетворення істотно залежать від структури. Як правило, верхній бейніт має несприятливе сполучення механічних властивостей, низький опір крихкому руйнуванню. Однак одержання структури безкарбідного бейніту забезпечує високу ударну в'язкість. Падіння ударної в'язкості спостерігається при переході до другої стадії перетворення з виділенням карбідів з аустеніту.

Нижній бейніт має гарний комплекс механічних властивостей, який у ряді випадків перевищує властивості тих же сталей, оброблених шляхом гартування і відпуску на ту ж міцність.

5.5 Мартенситне перетворення

Мартенситне перетворення в легованих сталях і сплавах розвивається при низьких температурах і більших ступенях переохолодження щодо рівноважної температури $\gamma \rightarrow \alpha$ – переходу. При температурах мартенситного перетворення повністю подавлені дифузійні переміщення як металевих атомів заліза і легуючих елементів, так і металоїдних атомів вуглецю і азоту. По цьому за своїм механізмом мартенситне перетворення в сталях і сплавах є бездифузійним.

Мартенситне перетворення може протікати як в легованих сталях, що містять вуглець, а так і в бінарних сплавах залізо – легуючий елемент. В результаті мартенситного перетворення, як правило, утворюється пересичений твердий розчин на основі α - Fe. В сталях, що містять вуглець, твердий розчин пересичений в основному вуглецем, а в безвуглецевих легованих сталях – легуючими елементами. Вміст вуглецю і легуючих елементів у мартенситі такий самий, як і в вихідному аустеніті.

В вуглецевих сталях спостерігається тетрагональність ґратки мартенситу внаслідок пересичення твердого розчину вуглецем. Ступінь тетрагональності ґратки мартенситу – відношення c/a – визначається вмістом у ньому вуглецю

$$c/a = 1 + \gamma \rho, \quad (5.1)$$

де ρ - вміст вуглецю, % (по масі); $\gamma = 0,046 \pm 0,001$ – коефіцієнт.

Кінетика мартенситного перетворення в більшості вуглецевих, а також в легованих конструкційних і інструментальних сталях носить атермічний характер. Атермічне мартенситне перетворення відбувається в

сталях, мартенситна точка (M_H) яких знаходиться вище кімнатної температури.

Різновидом атермічного мартенситного перетворення є вибухове мартенситне перетворення, при якому деяка кількість мартенситу утворюється миттєво при температурі M_H . Вибухове мартенситне перетворення спостерігається в Fe – Ni сплавах і сталях з M_H нижче кімнатної температури. Атермічний характер мартенситного перетворення обумовлений малою енергією активації перетворення, у результаті кооперативного характеру атомних переміщень і спряженості ґраток обох фаз у процесі перетворення. У сталях з атермічною кінетикою мартенситного перетворення спостерігається явище стабілізації аустеніту. Якщо при гартуванні сталі зробити проміжну витримку в мартенситному інтервалі температур, то загальна кількість мартенситу буде меншою, а кількість залишкового аустеніту більшою, ніж у випадку безперервного охолодження до точки M_K . Зі збільшенням тривалості витримки ця різниця буде зростати. Після ізотермічної витримки в мартенситному інтервалі утворення мартенситу при наступному охолодженні починається при більш низькій температурі. Чим нижча температура проміжної витримки, тим нижча температура M_H щодо початкової M_H ; це і є явище стабілізації аустеніту. Воно проявляється і при охолодженні сталі з безперервними, але різними швидкостями. Наприклад, в легованих сталях мартенситного класу, що гартуються на повітрі, кількість залишкового аустеніту значно більша, ніж після гартування в маслі або воді. Певну роль у стабілізації аустеніту може грати релаксація напруги (тому що відомо, що напруга сприяє мартенситному перетворенню), а так само деякий перерозподіл вуглецю і азоту на межах мартенситної і аустенітної фаз.

В сплавах на основі систем Fe-Cr-Ni, Fe-Ni-Mn, M_H яких знаходиться нижче кімнатної температури, мартенситне перетворення може бути повністю подавлено швидким охолодженням до температури рідкого азоту. Мартенситне перетворення в таких сплавах проходить при нагріванні до більш високих температур і носить ізотермічний характер. Ізотермічне мартенситне перетворення описують С-образними кривими. Однак, на відміну від дифузійного перлітного перетворення аустеніту,

мартенситне перетворення в ізотермічних умовах ніколи не проходить до кінця.

На рисунку 5.4 наведені криві ізотермічного мартенситного перетворення в сплаві з 23,2%Ni і 3,62%Mn.

В деяких сплавах спостерігається сполучення атермічної і ізотермічної кінетики мартенситного перетворення. Наприклад: при певній температурі спостерігається атермічне підривне утворення мартенситу, потім при наступній ізотермічній витримці спостерігається додаткове утворення мартенситу по ізотермічній кінетиці при наступній витримці.

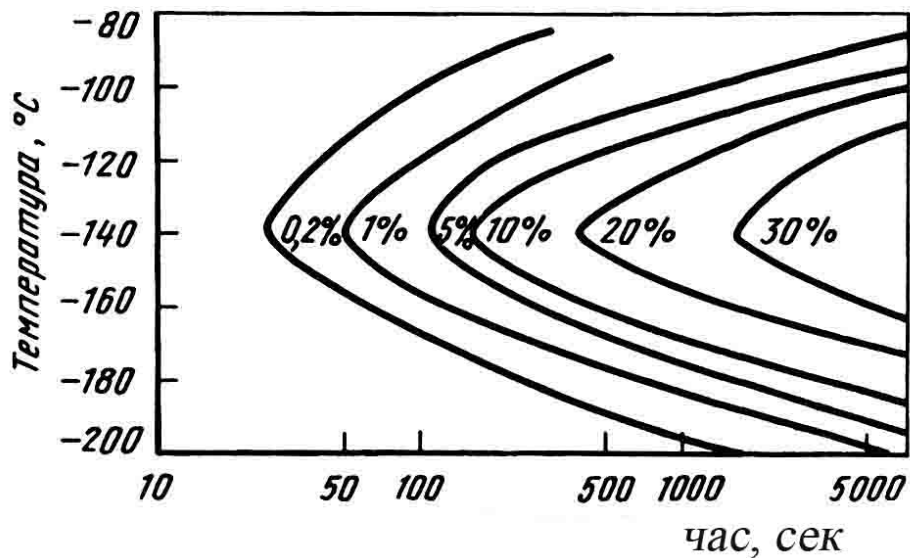


Рисунок 5.4 – Криві ізотермічного мартенситного перетворення в сплаві з 23,2%Ni і 3,62%Mn. Перші відчутні (0,2%) сліди мартенситу

Різного роду вплив на аустеніт може істотно змінювати кінетику мартенситного перетворення. Деформація аустеніту при температурах вище M_H приводить до утворення мартенситу як в пружній, так і в пластичній області. Мартенсит, що утворюється при деформації в пружній області, називають мартенситом напруги, а мартенсит, що виникає під дією пластичної деформації, – мартенситом деформації. На відміну від них мартенсит, що утворюється при охолодженні в мартенситному інтервалі температур, називається мартенситом охолодження.

Верхньою температурною межею утворення мартенситу при пластичній деформації є точка M_d , вище якої мартенсит не утворюється при будь-яких ступенях деформації.

Аустеніт, в якому при пластичній деформації спостерігається $\gamma \rightarrow \alpha$ - перехід, називається метастабільним аустенітом.

При пластичній деформації легованих Mn, Cr-Mn, Cr-Ni сталей може спостерігатися мартенситне перетворення $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$, при якому утворюється проміжний ε -мартенсит з гексагональною щільноупакованою ґраткою, що потім може переходити в α -мартенсит з ОЦК ґраткою. Таке перетворення спостерігається в тих випадках, коли сплави мають низьку енергію дефектів упаковки з сильним розщепленням дислокацій, які є зародками утворення ε -фази з гексагональною ґраткою.

Невелика пластична деформація може ініціювати мартенситне перетворення, навпаки, більший ступінь деформації приводить до гальмування мартенситного перетворення як при безперервному охолодженні, так і при ізотермічному. Такий вплив пластичної деформації аустеніту на мартенситне перетворення пояснюється, з однієї сторони, збільшенням числа дефектів кристалічної будови і появою локальних напруг, які сприяють мартенситному перетворенню, а з іншої сторони, зміною структури аустеніту, що ускладнює когерентне утворення й ріст мартенситної фази.

В простих вуглецевих сталях орієнтування мартенситу щодо вихідного аустеніту описується співвідношенням Курдюмова-Закса, згідно з яким:

$$(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma \text{ і } [111]_\alpha \parallel [101]_\gamma.$$

Співвідношення Курдюмова-Закса можуть бути отримані 24 можливими положеннями ґратки мартенситу щодо ґратки аустеніту.

Для Fe - Ni сплавів існує орієнтаційне співвідношення Нішіями

$$(011)_\alpha \parallel (111)_\gamma \text{ і } [011]_\alpha \parallel [211]_\gamma.$$

Існує декілька схем перебудови ГЦК ґратки в ОЦК, зокрема, по Курдюмову-Заксу та по Бейну.

У випадку розриву когерентного зв'язку між ґратками аустеніту та мартенситу зворотне мартенситне бездифузійне утворення аустеніту при $\alpha \rightarrow \gamma$ -переході можливо, але тільки при значно більш високих температурах в порівнянні з прямим $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворенням. Температура зворотного мартенситного перетворення повинна бути такою, при якій не відбувається дифузійних процесів, тому в сталях, що мають тверді розчини впровадження (вуглецеві сталі), зворотне мартенситне перетворення не спостерігається через високу рухливість вуглецю. Таке перетворення може відбуватися у високонікелевих сплавах, що мають тверді розчини заміщення. При цьому перетворення розвивається також при високих швидкостях нагрівання та у певному температурному інтервалі ($A_H - A_K$).

Структура кристалів мартенситу залежить від температури мартенситного перетворення. При низьких температурах мартенситного перетворення (високовуглецеві сталі, леговані Fe–Ni сплави з вмістом нікелю приблизно 30%) утворюється пластинчастий (голчастий) мартенсит, що має форму пластини або лінзи. Пластинчасті кристали мартенситу мають двійникову будову. В середній частині такої лінзи є так званий мідриб, що являє собою область паралельних двійникових прошарків. В більшості випадків кристали пластинчастого мартенситу двійниковані лише частково в мідрибі, а в периферійних зонах не містять двійників. Щільність дислокацій в периферійних зонах мартенситного кристалу відносно невелика ($10^9 - 10^{10} \text{ см}^{-2}$), вона порівнюється зі щільністю дислокацій після пластичної деформації на 15 – 30%.

Первинні кристали пластинчастого мартенситу ростуть у межах вихідного аустенітного зерна й, таким чином, їх довжина визначається розміром аустенітних зерен. Вторинні кристали мартенситу ростуть в аустенітному зерні, розділеному первинними кристалами на більш дрібні ділянки.

В більшості легованих конструкційних, а також вуглецевих сталей при вмісті менше 0,6%С утворюється пакетний мартенсит, який іноді називають рейковим або масивним. Пакетний мартенсит складається з тонких паралельних мартенситних пластин, які утворюють пакет, що має приблизно однакові лінійні розміри в усіх напрямках. Товщина в пакеті

для вуглецевих і нікелевих сталей коливається від 0,25 до 2,25 мкм. Співвідношення розмірів пластини становить 1:7:30. Пластини в пакеті розділяються малокутовими межами.

Щільність дислокацій в пластині пакетного мартенситу досить висока – $10^{11} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Пакетний мартенсит може бути частково двійникованим, однак, в меншому ступені, ніж пластинчастий (голчастий) мартенсит. Двійники в пакетному мартенситі утворюються при більш низьких температурах мартенситного перетворення, тобто поблизу точки M_K .

В хромонікелевих, марганцевих, хромомарганцевих і інших легованих сталях з низькою енергією дефектів упаковки формується гексагональний ϵ -мартенсит, що має вид пластин. У деяких легованих сталях спостерігається суміш із ϵ - та α -мартенситу. Приклад мікроструктури пластинчастого і пакетного мартенситу, а також ϵ -мартенситу наведений на рисунку 5.5.

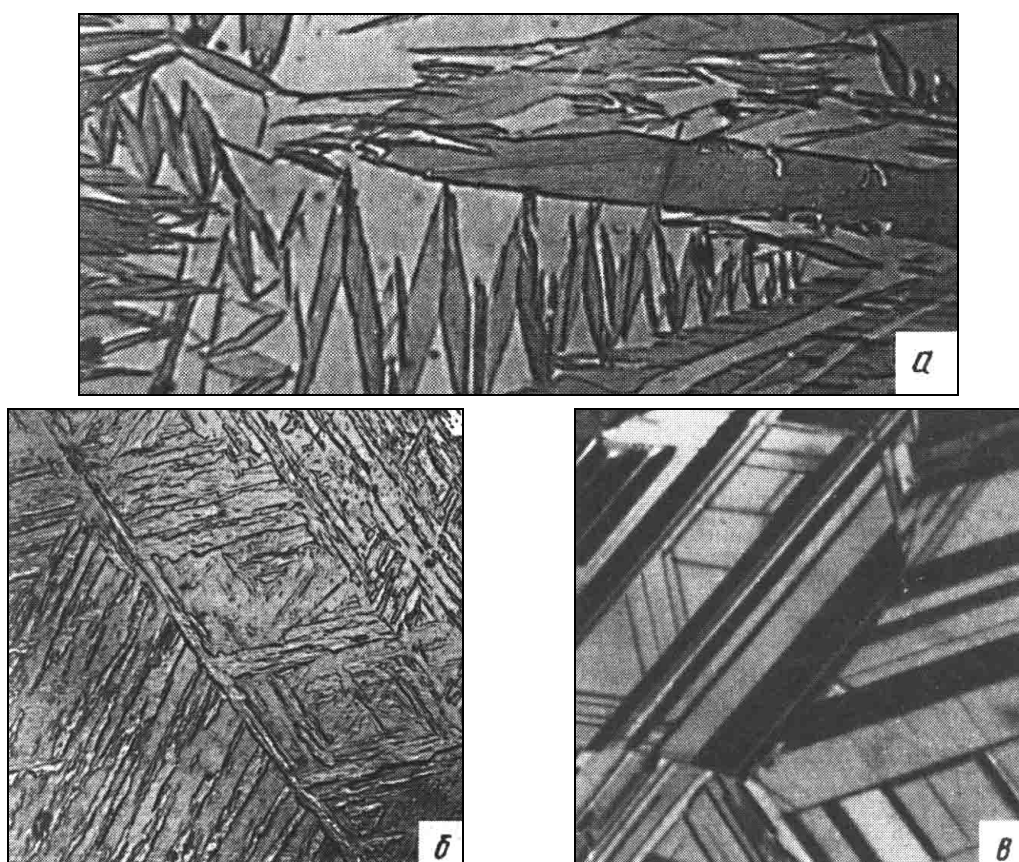


Рисунок 5.5 – Мікроструктура мартенситу: *а - пластинчастий; б - пакетний; в - ϵ -мартенсит, сталь Г20*

На думку деяких вчених, у формуванні пластинчастого мартенситу визначальну роль відіграє додаткова (акомодуюча) деформація двійникуванням, а пакетного – ковзанням. При зниженні температури опір ковзанню зростає більшою мірою, ніж опір двійникуванню, тому при низьких температурах мартенситного перетворення формується двійниковий мартенсит, а при більш високих – пакетний. В легованих сплавах по мірі зниження мартенситної точки морфологія мартенситу змінюється від пластинчастого до пакетного.

Таким чином, характерною особливістю мартенситного перетворення є його бездифузійний характер, орієнтовність кристалів і утворення при безперевному охолодженні в інтервалі M_H-M_K . характерною чертою мартенситу є його висока твердість і міцність, значення яких зростають зі збільшенням вмісту вуглецю в мартенситі. Часовий опір низьковуглецевого мартенсита (0,025%С) складає 1000 МПа, а мартенсит з вмістом 0,6-0,7% С має часовий опір 2600-2700 МПа. Однак, з підвищенням в мартенситі вуглецю зростає і його схильність до крихкого руйнування. Мартенсит, що містить більше 0,35-0,4% С, має низький опір до зародження та розповсюдження тріщини, а також низькі показники в'язкості руйнування K_{IC} . збільшення питомого об'єму при утворенні мартенситу є однією з головних причин виникнення при гартуванні напруг, які викликають деформацію та короблення виробів, а також появу гартівних тріщин.

6 ВІДПУСК ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ

6.1 Розпад мартенситу

Розпад мартенситу включає формування сегрегацій атомів вуглецю і легуючих елементів в твердому розчині у дефектів кристалічної будови, утворення передвиділень і виділення вуглецю і легуючих елементів у вигляді карбідної фази. При цьому мартенсит вуглецевих сталей, що має об'ємноцентровану тетрагональну (о.ц.т.) ґратку, переходить у ферит з о.ц.к. ґраткою. В легованій сталі початкові стадії розпаду мартенситу при температурі, яка дорівнює 150 – 200°C, протікають практично так само як і в вуглецевій сталі.

Легуючі елементи слабо впливають на кінетику розпаду мартенситу до температур відпуску 150 – 200°C й істотно змінюють її при більш високих температурах. Карбідоутворюючі елементи – Cr, Mo, W, V, Nb – сильно сповільнюють розпад мартенситу – виділення з нього вуглецю. Якщо в вуглецевій сталі практично весь вуглець виділяється з мартенситу при температурі 250 – 300°C, то в сталях з карбідоутворюючими елементами цей процес зрушується вбік більш високих температур (до 400 – 500°C). Такий вплив цих елементів, мабуть, пов'язаний зі збільшенням сил зв'язку між атомами вуглецю і карбідоутворюючого елемента в розчині.

6.2 Утворення спеціальних карбідів і їх коагуляція

При відпуску мартенситу, так само як і при перлітному перетворенні, можливі два механізми утворення спеціальних карбідів: через проміжний карбід - легований цементит (механізм «на місці»); шляхом безпосереднього зародження у твердому розчині.

В основі механізму зародження спеціальних карбідів з легованого цементиту знаходиться перебудова його ґратки у ґратку спеціального карбіду після насичення цементиту легуючим елементом до межі розчинності в ньому. Цей механізм передбачає досить високу розчинність

легуючого елемента в цементиті, необхідну для утворення відповідного спеціального карбіду. З усіх карбідоутворюючих елементів тільки хром має високу розчинність в цементиті (до 20%). Молібден і вольфрам розчиняються в цементиті в межах десятих долей відсотка, а елементи IV і V груп – V, Nb, Zr, Ti і ін. – практично не розчиняються в цементиті.

Наявні літературні дані показують, що по механізму «in situ» при відпуску загартованої сталі, може утворюватися карбід хрому типу $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$. В високохромистих сталях по механізму «in situ» може відбуватися перехід $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3 \rightarrow (\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$.

Другий механізм безпосереднього зародження спеціального карбіду у твердому розчині здійснюється для більшості карбідів при відпуску легованого мартенситу. По такому механізму формуються усі карбіди типу MeC (VC, Ti, Zr, і ін.), карбіди молібдену і вольфраму (MoC , WC , Mo_2C , W_2C), а також карбіди хрому – $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ (при вмісті в сталі 2–4% хрому).

При механізмі безпосереднього зародження у твердому розчині можливий складний перерозподіл вуглецю між твердим розчином і карбідною фазою. Цементит, що утворився при низьких температурах відпуску, з підвищенням температури відпуску буде знову розчинятися в α -розчині, що забезпечує необхідну кількість вуглецю для утворення спеціальних карбідів, що формуються при температурах відпуску 450–600°C.

Таким чином, з усіх карбідоутворюючих елементів тільки хром відноситься до елементів, карбіди якого можуть утворюватися в сталі як через легований цементит, так і безпосередньо з твердого розчину – відпущеного мартенситу. Карбіди усіх інших елементів зароджуються безпосередньо з α -розчину, тобто стадія утворення проміжного легованого цементиту в них відсутня.

З підвищенням температури відпуску карбіди починають коагулювати. Для кожної карбідної фази існує свій температурно-часовий інтервал коагуляції. В вуглецевій сталі коагуляція цементиту починається при температурах відпуску 350–400°C. В сталях, які леговані

карбідоутворюючими елементами, коагуляція починається при відпуску 450-600°C.

6.3 Розпад залишкового аустеніту

Після загартування поряд з мартенситом в сталі практично завжди є та або інша кількість залишкового аустеніту. В загартованих конструкційних сталях кількість аустеніту, як правило, становить до 3 - 5% (іноді 10 - 15%). У швидкорізальних сталях кількість залишкового аустеніту становить 20 - 40%, а в високохромистих, напівтеплостійких інструментальних сталях (типу X18М) кількість залишкового аустеніту після загартування може сягати 60-80%.

При відпуску легованих сталей залишковий аустеніт може розпадатися по проміжній сходінці або перетворюватися в мартенсит при охолодженні від температури відпуску.

При розпаді залишкового аустеніту на бейніт легуючі елементи (Mn, Cr, Ni, Si, W) підвищують температуру відпуску, при якій протікає це перетворення. Якщо в вуглецевій сталі залишковий аустеніт розпадається на бейніт при температурах відпуску 200–300°C, то в легованих сталях залежно від складу та вмісту легуючих елементів для цих цілей необхідний відпуск при температурі 400– 600°C. Кінетика розпаду залишкового аустеніту значно відрізняється від кінетики ізотермічного розпаду «первинного» аустеніту. Це обумовлено тим, що залишковий аустеніт в структурі розташований у вигляді тонких прошарків між кристалами мартенситу й, отже, перебуває в напруженому стані; перетворення його в бейніт відбувається при малому інкубаційному періоді. Бейніт, що виникає, за структурою і властивостями близький до продуктів розпаду мартенситу при відпуску на цю температуру.

Перетворення залишкового аустеніту в мартенсит при охолодженні після відпуску може проходити в високолегованих сталях, для яких характерна діаграма ізотермічного розпаду аустеніту з лінією виділення надлишкових спеціальних карбідів (рисунок 6.1).

У цьому випадку в процесі витримки при температурі відпуску 500–600°C із залишкового аустеніту виділяються спеціальні карбіди типу Me_{23}C_6 і ін., залишковий аустеніт збіднюється вуглецем і легуючим елементом, його мартенситна точка стає вище кімнатної температури й при охолодженні в ділянках залишкового аустеніту утворюється мартенсит. Іноді (наприклад, у випадку швидкорізальної сталі) для повного перетворення залишкового аустеніту в мартенсит потрібно 2–4-кратний відпуск.

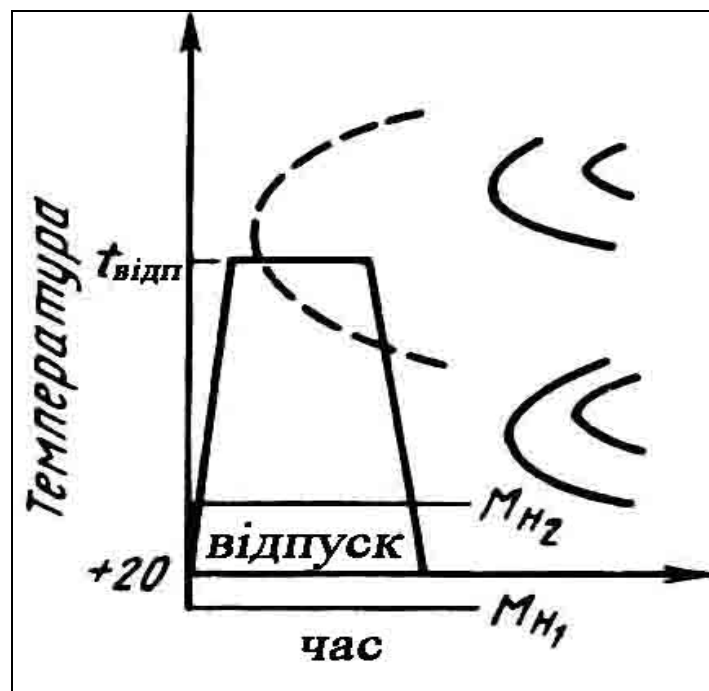


Рисунок 6.1 – Схема перетворення залишкового аустеніту в мартенсит у високолегованих сталях. M_{H1} – мартенситна точка залишкового аустеніту до відпуску; M_{H2} – те ж, після відпуску

Після такого відпуску твердість сталей може бути більш високою, ніж вона була після загартування внаслідок появи невідпущеного мартенситу. Тому таке явище іноді називають вторинним гартуванням або вторинною твердістю. Залишковий аустеніт може перетворюватися в мартенсит і при охолодженні відразу ж після загартування нижче кімнатної температури, тобто до температури M_K . Таке охолодження проводиться, як правило, у твердій вуглекислоті (-78°C) або в рідкому азоті (-196°C).

6.4 Явище повернення й рекристалізація матриці

При відпуску загартованої сталі проходять процеси повернення й рекристалізації, аналогічні тим, які проходять при нагріванні холоднодеформованої сталі. Розходження між ними обумовлено різницею вихідної структури. Щільність дислокацій загартованої сталі, як і холоднодеформованої висока – 10^{10} – 10^{12} см⁻², однак в мартенситі відсутня комірчаста структура, а дислокації розподілені відносно рівномірно, до того ж для загартованої структури характерна велика кількість меж розподілу між мартенситними кристалами.

По мірі підвищення температури відпуску загартованої сталі у тонкій структурі відбувається перерозподіл і анігіляція дислокацій, вибудовування дислокацій в стабільні стінки, утворення субзерен, полігональної субструктури та початок рекристалізації. Температурний інтервал кожного з цих процесів і ступінь його реалізації перебуває у прямому зв'язку зі стійкістю сегрегацій атомів домішок, типом, кількістю та характером виділення карбідних (нітридних) фаз при відпуску і їх впливі на блокування дефектів кристалічної будови.

При виділенні цементиту висока щільність дефектів у структурі зберігається до температур відпуску 350-400°C, для хромистого карбіду (Fe, Cr)₇C₃ до 450-500°C, для часток Mo₂C и VC до 500-550°C и для NbC до 550-570°C.

6.5 Дисперсійне зміцнення

При відпуску загартованої легованої сталі протікають два протилежних по впливу на міцність процеси: розгартування внаслідок розпаду мартенситу і зміцнення в результаті виділення дисперсних часток спеціальних карбідів. Дисперсні карбідні частки підвищують межу текучості сталі (твердість, тимчасовий опір), тому що є ефективними перешкодами на шляху руху дислокацій. Ефективність зміцнення

обумовлюється кількісним співвідношенням процесів зміцнення та розгартування.

На рисунку 6.2 наведена схема, яка ілюструє співвідношення процесів розгартування та зміцнення при відпуску легованого карбідоутворюючими елементами мартенситу. Якщо підвищення міцності ($+\sigma_{\text{дч}}$) в результаті виділення дисперсних часток карбідів (рис. 6.2, кр. 1) перевищує розгартування ($-\sigma_{\text{тр}}$) твердого розчину при відпуску (рис. 6.2, кр. 2) при підвищенні температури від t_1 до t_2 , тобто $|+\Delta\sigma_{\text{дч}}| > |-\Delta\sigma_{\text{тр}}|$, то сумарна зміна міцності сталі (рис. 6.2, кр. 3) буде характеризуватися наявністю максимуму підвищення міцності (рис. 6.2, а). У випадку, коли ефект зміцнення буде меншим, ніж ефект розгартування, тобто $|+\Delta\sigma_{\text{дч}}| < |-\Delta\sigma_{\text{тр}}|$, то на сумарній кривій зміни міцності максимуму не буде, а буде лише спостерігатися уповільнення процесу розгартування (рис. 6.2, б).

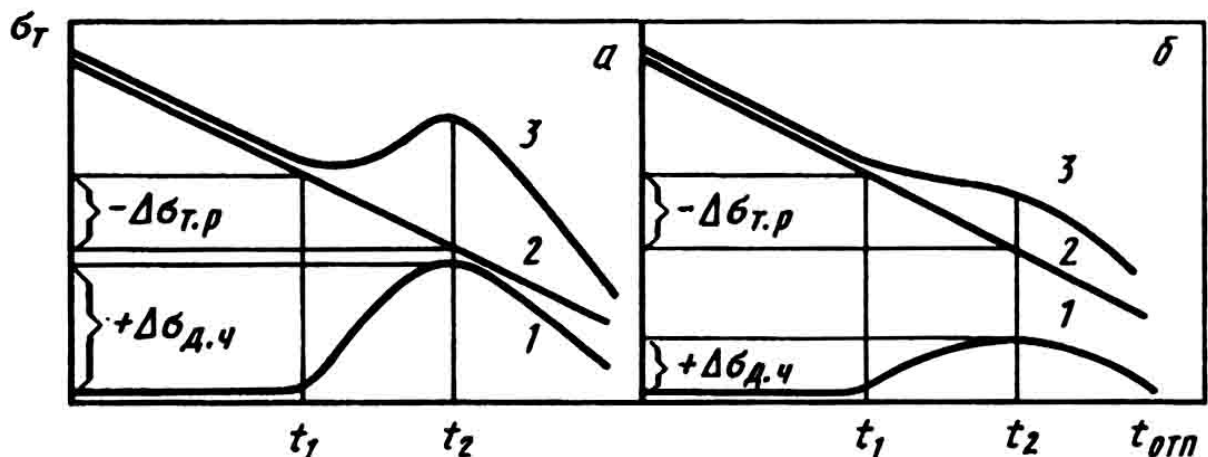


Рисунок 6.2 – Зміна міцності внаслідок розпаду мартенситу (1) через виділення дисперсних карбідних часток (2) і сумарне (3) при відпуску загартованої сталі

Для дисперсних часток певного фазового складу співвідношення між зміцненням та розгартуванням залежить від вмісту легуючого елемента, який утворює дисперсну зміцнюючу фазу. Чим більше такого елемента виділяється у вигляді дисперсної фази (при збереженні її розмірів), тим більше зміцнення переважає над розгартуванням. На рисунку 6.3 показано вплив вмісту ванадію на міцність (твердість) сталі 40 після гартування і відпуску. В сталі без ванадію зміцнення завдяки виділенню карбиду

ванадію відсутнє. При більшому вмісті ванадію (0,47; 0,99; і 1,7%) на кривих спостерігається підвищення міцності, що називається піком вторинної твердості.

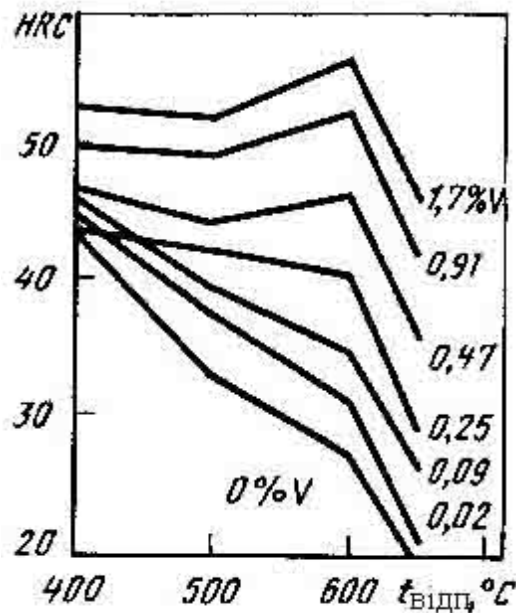


Рисунок 6.3 – Вплив температури відпуску на твердість сталі 40 з різним вмістом ванадію

Мінімальна концентрація карбідоутворюючого елемента, при якій зміцнення переважає над розгартуванням, залежить від вмісту вуглецю і типу утвореного карбіду. Так, наприклад, в низьковуглецевій сталі (0,1-0,15% C) пік вторинної твердості з'являється при вмісті 0,1-0,2%V або 0,08-0,12%Nb, або 2,5-3,0%Cr.

З наведених прикладів видно, що при різному вмісті елементів, які утворюють дисперсну зміцнюючу фазу, криві зміни міцності однотипні. Вони розрізняються тільки тим, що при великій кількості дисперсних часток на кривих спостерігається максимум вторинної твердості, а при малій кількості він відсутній, але при цьому відбувається падіння міцності. У першому випадку явище підвищення міцності, як правило, характеризують терміном дисперсійне твердіння, а в другому – терміном дисперсійне зміцнення. Термін «дисперсійне зміцнення» є загальним, тому його використовують для процесів, при яких виділяється будь-яка кількість дисперсних зміцнюючих часток, тоді як термін «дисперсійне

твердіння» – відноситься лише до процесів з такою кількістю часток, при якій з'являється пік вторинної твердості.

Явище дисперсійного зміцнення при відпуску реалізується в сталях, легованих сильними карбідоутворюючими елементами: хромом, молібденом, вольфрамом, ванадієм, ніобієм, титаном, цирконієм, а також в сталях, у яких зміцнюючими фазами є також нітриди та інтерметаліди.

Найчастіше пік вторинної твердості може бути обумовлений і дисперсійним зміцненням і вторинним загартуванням. Таке явище спостерігається, наприклад, при відпуску швидкорізальних сталей.

6.6 Відпускна крихкість сталі

Конструкційні сталі, які піддають гартуванню та відпуску, мають схильність до відпускної крихкості. Після відпуску при певних температурах і умовах спостерігається підвищення температури в'язко-крихкого переходу (рисунк 6.4). Розрізняють два роди відпускної крихкості (рисунк 6.5). Відпускна крихкість I роду, або необоротна, проявляється при відпуску близько 300°C, і відпускна крихкість II роду, або оборотна, виявляється після відпуску вище 500°C. Необоротна відпускна крихкість першого роду властива практично усім сталям, вуглецевим і легованим, після відпуску в області температур 250–400°C.

Повторний відпуск при більш високій температурі 400–500°C знімає крихкість, і сталь стає до неї не схильною навіть при відпуску знову в район небезпечних температур. У зв'язку з цим ця крихкість одержала назву необоротної. Цей вид крихкості не залежить від швидкості охолодження після відпуску.

Легуючі елементи, за винятком кремнію, не впливають істотно на розвиток крихкості першого роду. Кремній зсуває інтервал розвитку крихкості в область більш високих температур відпуску (250–450°C). Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) зменшує схильність сталі до відпускної крихкості (рис. 6.5). На практиці для виключення покрихчення сталі, уникають проведення відпуску в області небезпечних

температур. Імовірною причиною покрихчення є виділення карбідних фаз по межах зерен на початкових стадіях розпаду мартенситу. В результаті створюється неоднорідний стан твердого розчину, виникають піки, і опір руйнуванню по межах помітно менший, ніж по тілу зерна, відбувається міжкристалітне руйнування.

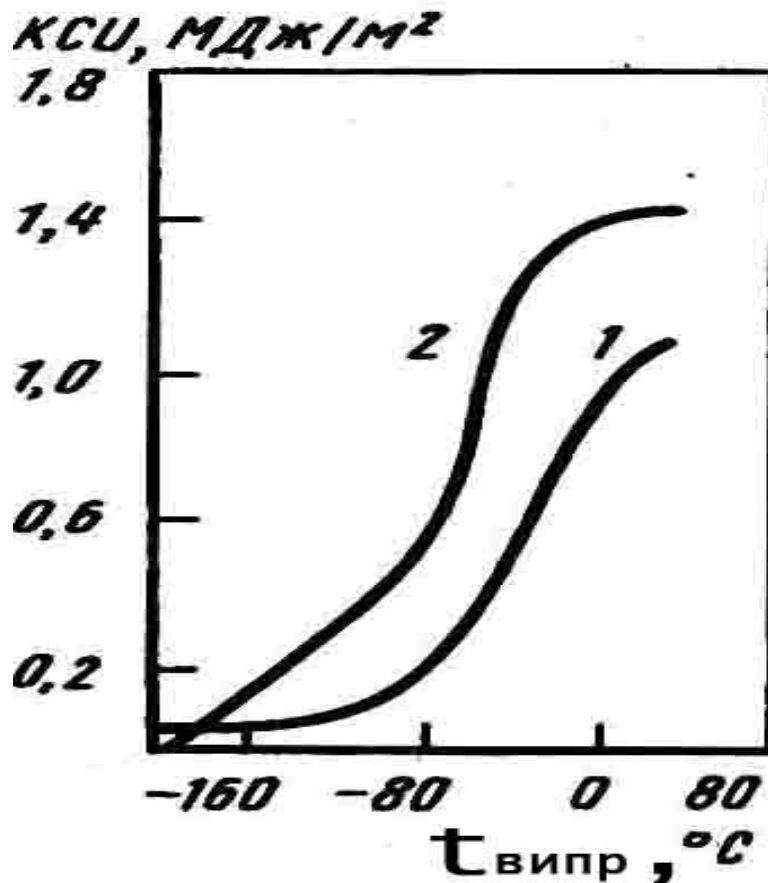


Рисунок 6.4 – Вплив температури випробування на перехід сталі 37ХН3А з в'язкого стану в крихкий: 1 - гартування, сталь схильна до відпускної крихкості; 2 - ВТМО, сталь, що не схильна до відпускної крихкості

Оборотна відпускна крихкість другого роду найбільшою мірою властива легованим сталям після високого відпуску при температурі 500-600°C та повільного охолодження від температур відпуску. При швидкому охолодженні після відпуску (у воді) в'язкість не зменшується, а монотонно зростає з підвищенням температури відпуску. Відпускна крихкість підсилюється, якщо сталь тривалий час (8-10 год) витримується в небезпечному інтервалі температур.

Відпускна крихкість другого роду може бути усунута повторним високим відпуском зі швидким охолодженням і викликана знову високим відпуском з наступним повільним охолодженням. Тому таку відпускну крихкість називають оборотною.

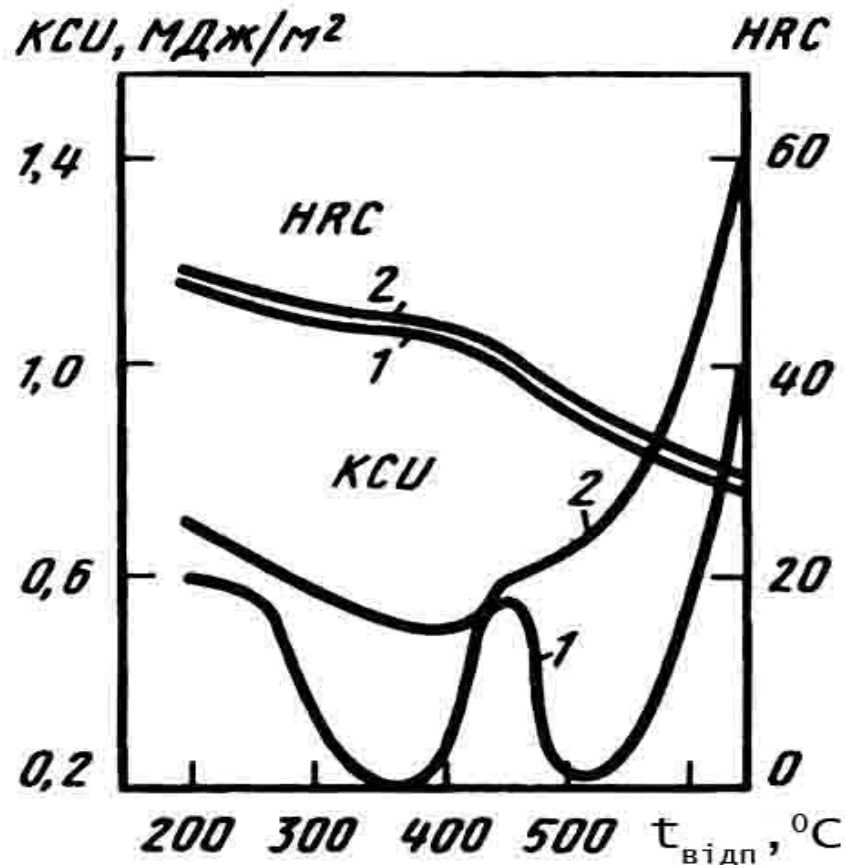


Рисунок 6.5 - Вплив температури відпуску сталі 37ХН3А на ударну в'язкість і твердість: 1 - гартування, сталь схильна до відпускнуї крихкості; 2 - ВТМО, сталь не схильна до відпускнуї крихкості

Легування сталі хромом, нікелем, марганцем підсилює відпускну крихкість. Особливо сильно покрихчується сталь при спільному легуванні $\text{Cr}+\text{Ni}$, $\text{Cr}+\text{Mn}$ і $\text{Cr}+\text{Mn}+\text{Si}$ і ін. Введення до 0,4 - 0,5% молібдену і до 1,2 - 1,5% вольфраму зменшує, а іноді повністю нівелює схильність сталі до оборотної відпускнуї крихкості; при більш високому вмісті цих елементів крихкість знову підсилюється.

В останні роки вірогідно встановлений зв'язок оборотної відпускнуї крихкості зі збагаченням меж зерен домішками, в першу чергу, фосфором і

його хімічними аналогами: сурмою, миш'яком, а також оловом. По ступеню впливу на покрихчення елементи розташовуються в наступний ряд Sb, P, Sn, As, де найбільш сильний вплив здійснює сурма. Відомо, що в промислових Cr-Ni, Cr-Mn-Si сталях встановлено, що в приграничному шарі сегрегацій глибиною 0,5 - 1 нм концентрація Sb, P і As може досягати від 5 - 20% проти сотих часток відсотка в тілі зерна.

Розроблені та знайшли широке практичне застосування методи боротьби з оборотною відпускною крихкістю:

1. Легування сталі молібденом (0,2 - 0,4%) або його аналогом вольфрамом в кількості, більшій у три рази (0,6 - 1,2%).
2. Прискорене охолодження (вода або масло) після високого відпуску.
3. Зниження вмісту шкідливих домішок, особливо фосфору.

Застосування замість звичайного гартування високотемпературної термомеханічної обробки (ВТМО) дозволяє нівелювати схильність як до необоротної, так і оборотної відпускної крихкості. Причина такого впливу ВТМО полягає в тому, що при такій обробці збільшується довжина границь завдяки утворенню зубчастих великокутових меж і розвиненої субструктури, внаслідок чого зменшується сегрегація домішок і зростає міцність міжзеренного зчеплення.

7 КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ

7.1 Загальна характеристика

До конструкційних сталей, з яких виготовляють найрізноманітніші деталі машин для різних галузей промисловості, пред'являють вимоги високих механічних властивостей, технологічності в обробці та дешевизни. Конструкційна сталь повинна мати високу міцність та в'язкість, гарний опір ударним навантаженням та втомленню. У зв'язку з використанням у сучасному виробництві таких методів, як швидкісне різання, безпосереднє гартування з газової цементаційної печі, високочастотний нагрів та інших методів обробки до конструкційних сталей пред'являються підвищені вимоги у відношенні оброблюваності, однорідності структури, прогартуваності та однорідності фізико-механічних властивостей в заданих перетинах. За останній час використання в промисловості високолегованих сталей, які містять дефіцитні елементи, значно зменшилось завдяки сталям, що не містять дефіцитних елементів, а по якості не поступаються першим. З таких сталей найбільше значення мають сталі з присадкою невеликої кількості титану (хромомарганцевотитанові, наприклад, 18ХГТ), які є високоміцними, добре піддаються куванню та механічній обробці, мають спадкову дрібнозернистість і досить гарно прогартовуються.

Якщо не треба отримати підвищені властивості серцевини деталі, а досить тільки отримати зносостійку поверхню, то високолеговані конструкційні сталі слід замінити звичайними середньовуглецевими сталями (наприклад, сталлю 45) при умовах наступного гартування деталей струмами високої частоти. Використання легованих конструкційних сталей обумовлене тим, що вуглецева конструкційна сталь, хоча і має досить високі механічні властивості, іноді не може задовольнити вимог, що до них пред'являються. Тому для відповідальних деталей використовують леговані конструкційні сталі, більш високі механічні властивості яких в порівнянні з вуглецевими сталями пов'язані з позитивним впливом легуючих елементів, що поглиблюють гартування,

ускладнюють виділення карбідів при відпуску, подрібнюють зерно та зміцнюють ферит.

Найбільш розповсюдженими легованими конструкційними сталями є сталі перлітного класу (за структурною класифікацією в нормалізованому стані) й дуже обмежене розповсюдження мають сталі мартенситного та аустенітного класів.

За вмістом вуглецю конструкційні сталі розділяють на низьковуглецеві, що цементуються (0,10-0,25% C) та середньовуглецеві, що покращуються (0,30-0,50% C).

Леговані сталі, що цементуються, доцільно використовувати для крупних та важконавантажених деталей, яким необхідно мати, окрім високої твердості поверхні, досить міцну серцевину. В легованих сталях, що цементуються, незважаючи на невеликий вміст вуглецю внаслідок наявності значної кількості легуючих домішок, значно легше отримати при термічній обробці більш високу міцність серцевини. Тому з них виготовляють деталі відповідального призначення. Сталі, що цементуються, повинні бути досить чистими (за вмістом сірки та фосфору), повинні мати добру оброблюваність на станках, гарно гартуватися та забезпечувати мінімальну деформацію при термічній обробці. Для покращення легованої сталі, її піддають гартуванню з наступним високим відпуском на сорбіт. Таку сталь використовують для виготовлення навантажених деталей, що працюють при перемінних навантаженнях. Леговані сталі, що покращуються, у рідких випадках оброблюють, використовуючи після гартування низький відпуск.

Розрізняють наступні види конструкційних сталей:

- 1) вуглецеві конструкційні сталі (автоматні);
- 2) будівельні сталі;
- 3) машинобудівні сталі: а) сталі, що цементуються; б) сталі, що поліпшуються; в) високоміцні сталі; г) ресорно-пружинні сталі; д) підшипникові сталі; є) зносостійкі сталі.

7.2 Вуглецеві конструкційні сталі

Сплави заліза з вуглецем до 2,14% С (точка Е на діаграмі стану системи Fe-C) при малому вмісті інших елементів називають **вуглецевими сталями**. Вуглецеві сталі завершують кристалізацію утворенням аустеніту. В їх структурі відсутня евтектика (ледебуритна), вони мають високу пластичність та добре деформуються. Вуглецеві сталі виплавляють в електропечах, мартенівських печах та кисневих конверторах. Найкращі властивості має електросталь, більш чиста по вмісту шкідливих домішок — сірки та фосфору, а також газів та неметалевих включень. Вона використовується для виготовлення найбільш відповідальних деталей. По способу розкислення розрізняють киплячі, напівспокійні та спокійні сталі. При однаковому вмісті вуглецю киплячі, напівспокійні та спокійні сталі мають близькі величини міцностних властивостей та розрізняються значеннями характеристик пластичності.

Властивості вуглецевих сталей залежать від вмісту вуглецю, а також від вмісту постійних та прихованих домішок. Вуглець є найважливішим елементом, який визначає структуру та властивості вуглецевої сталі. Навіть мала зміна вмісту вуглецю здійснює помітний вплив на властивості сталі. Зі збільшенням вуглецю в структурі сталі збільшується вміст цементиту. В конструкційних вуглецевих сталях вміст вуглецю складає до 0,8%, структура цих сталей складається з фериту та перліту. Ферит має низьку міцність, але він відносно пластичний. Цементит, який міститься у перліті, характеризується високою твердістю, але він крихкий. Через це зі збільшенням вмісту вуглецю збільшується твердість та міцність, та зменшується в'язкість і пластичність сталі.

Зменшення пластичності здійснюється при вмісті в сталі до 0,8-1,0% С. При вмісті вуглецю більше 0,8% зменшується не тільки пластичність, але й міцність сталі. Це пов'язано з утворенням сітки крихкого цементиту навколо перлітних зерен, яка легко руйнується при навантаженні.

Вуглець здійснює суттєвий вплив на технологічні властивості сталі: зварюваність, оброблюваність тиском та різанням. Зі збільшенням вмісту

вуглецю погіршується зварюваність, а також спроможність деформуватися в гарячому та, особливо, в холодному станах.

Краще всього оброблюються різанням середньовуглецеві сталі, які містять 0,3-0,4% С. Низьковуглецеві сталі при механічній обробці дають погану поверхню та стружку, яка важко видаляється. Високівуглецеві сталі мають підвищену твердість, що знижує стійкість інструменту у зв'язку з посиленням крихкості.

Постійними домішками у вуглецевих сталях є марганець, кремній, сірка, фосфор, а також приховані домішки — гази: кисень, азот, водень.

Корисними домішками є марганець та кремній, їх вводять у сталь у процесі виплавки для розкислення. У вуглецевій сталі міститься до 0,8% Mn. Марганець у цих кількостях повністю розчиняється у фериті та зміцнює його, збільшує прогартовуваність сталі, а також зменшує шкідливий вплив сірки, зв'язуючи її: $\text{FeS} + \text{Mn} \rightarrow \text{MnS} + \text{Fe}$. У повністю розкисленій вуглецевій сталі міститься до 0,4% Si. Кремній ефективно розкислює сталь та, повністю розчиняючись у фериті, сприяє його зміцненню.

Шкідливими домішками в сталі є сірка й фосфор. Основне джерело сірки в сталі — вихідна сировина (чавун). Сірка знижує пластичність та в'язкість сталі, а також надає сталі червоноламкість при деформуванні. Марганець видаляє червоноламкість, тому що сульфіди марганцю не утворюють сітки по границях зерен та мають температуру плавлення біля 1620°C , що вище температури гарячої деформації.

Сульфіди марганцю, як і інші неметалеві включення, також знижують в'язкість та пластичність, зменшують міцність сталі від стомленості. Через це вміст сірки в сталі повинен бути як можна меншим.

Підвищений вміст сірки (до 0,2%) допускається лише в автоматних сталях для виготовлення кріпильних деталей невідповідального призначення. Сірка покращує обробку сталі.

Основне джерело фосфору — руди, із яких виплавляється вихідний чавун. Фосфор є шкідливою домішкою, спроможною розчинятись у фериті до 1,2%. Розчиняючись у фериті, фосфор зменшує його пластичність. Фосфор різко відрізняється від заліза по кристалічній ґратці, діаметру

атомів та їх будові. Фосфор сприяє покрихченню зерен, тому що розташовується поблизу границь зерен, підвищуючи температурний поріг холодноламкості.

Приховані домішки — кисень, азот, водень — знаходяться в сталі або у виді твердого розчину у фериті, або утворюють хімічні сполуки (нітриди, оксиди), або присутні у вільному стані в порах металу. Кисень та азот забруднюють сталь крихкими неметалевими включеннями, сприяючи зниженню в'язкості та пластичності. Водень знаходиться у твердому розчині та особливо сильно покрихчує сталь. Підвищений вміст водню, особливо в хромистих та хромонікелевих сталях, приводить до утворення внутрішніх тріщин-флокенів.

Навіть невеликі концентрації газів здійснюють різко негативний вплив на властивості, погіршуючи пластичні та в'язкі характеристики сталі. Через це вакуумування є важливою операцією для поліпшення властивостей сталі.

Вуглецеві сталі класифікують по структурі, способу виробництва та розкислення, по якості.

По структурі розрізняють: а) доевтектоїдну сталь, яка містить до 0,8% С, структура її складається з фериту та перліту; б) евтектоїдну, яка містить біля 0,8% С, структура складається тільки з перліту; в) заевтектоїдну, яка містить 0,8-2,14% С, структура складається із зерен перліту і вторинного цементиту, який звичайно розташований по границях перетвореного аустеніту.

По якості розрізняють сталі звичайної якості та якісні сталі. Сталі звичайної якості містять не більше 0,05% S та не більше 0,04% P. Якісні сталі містять не більше 0,04% S та не більше 0,035% P, вони менш забруднені неметалевими включеннями та газами. В особливо відповідальних випадках ці сталі містять менше 0,02% S та 0,03% P. Через це при однаковому вмісті вуглецю якісні сталі мають більш високі пластичність та в'язкість, особливо при низьких температурах. Якісним сталям віддають перевагу при виготовленні виробів, які експлуатуються при низьких температурах, а саме, в умовах Півночі та Сибіру.

Сталі звичайної якості виготовляють по ГОСТ 380-88. Позначають їх літерами “Ст” та цифрами від 0 до 6 (Ст0, ... Ст6). Літери “Ст” позначають “сталь”, цифри — умовний номер марки сталі в залежності від її хімічного складу. Наприкінці позначення марки стоять букви “КП”, “СП”, “ПС”, які вказують на спосіб розкислення: “КП” — кипляча, “СП” — спокійна, “ПС” — напівспокійна.

Чим більше цифра умовного номера сталі, тим вищий вміст вуглецю. Вміст сірки в сталях усіх марок, крім Ст0, повинен бути не більше, ніж 0,050%, фосфору не більше 0,040%, у сталі марки Ст0 сірки не більше 0,060%, фосфору — не більше 0,070%.

Якісні вуглецеві сталі виготовляють по ГОСТ 1050-88. Якісні сталі поставляють по хімічному складу і по механічних властивостях. До них пред'являють більш жорсткі вимоги щодо вмісту шкідливих домішок (сірки не більше 0,04%, фосфору не більше 0,035%). Для сталі марок Ст11КП та Ст18КП, які використовують для плакування, вміст сірки не повинен перевищувати 0,035%, фосфору — 0,030%.

Якісні вуглецеві сталі маркують двозначними цифрами 05, 10, 15, ... 60, які вказують середній вміст вуглецю в сотих долях відсотка. По вмісту вуглецю якісні вуглецеві сталі ділять на низьковуглецеві (до 0,25% С), середньовуглецеві (0,3-0,5% С) та високовуглецеві конструкційні сталі (до 0,65% С). При позначенні киплячої або напівспокійної якісної сталі ступінь розкислення не вказують.

Вуглецеві конструкційні сталі використовують як будівельні та машинобудівельні матеріали.

7.2.1 Автоматні сталі

Автоматними сталями є сталі з підвищеним вмістом сірки та фосфору (таблиця 7.1). Маркують автоматні сталі літерою А та двома цифрами, які вказують середній вміст вуглецю в сотих долях відсотка (наприклад, А12, А20, А30...).

Автоматні сталі використовують для масового виготовлення кріпильних деталей на автоматичних станах. Основні вимоги, що пред'являються до автоматних сталей: гарна оброблюваність різанням, яка досягається за рахунок збільшення вмісту сірки та фосфору до 0,1-0,2% та за рахунок легування свинцем та селеном. Домішки сірки та фосфору покращують оброблюваність сталі і підвищують стійкість ріжучого інструменту в 2-2,5 рази. Добра оброблюваність автоматних сталей пов'язана з наявністю в структурі сталі великої кількості неметалевих включень сірчистого марганцю, який порушує суцільність металу, й більш крихкого зміцненого фосфором фериту. Тому при обробці автоматних сталей різальними інструментами утворюється крихка стружка, що особливо важливо при роботі на швидкохідних станках-автоматах.

Таблиця 7.1 – Хімічний склад автоматних сталей

Марка сталі	Вміст легуючих елементів, %				
	C	Mn	Si	S	P
A12	0,08-0,16	0,6-0,9	0,15-0,35	0,08-0,20	0,08-0,15
A15	0,10-0,20	0,7-1,0	0,15-0,35	0,08-0,15	≤0,06
A20	0,15-0,25	0,6-0,9	0,15-0,35	0,08-0,15	≤0,06
A30	0,25-0,35	0,7-1,0	0,15-0,35	0,08-0,15	≤0,06
A35	0,30-0,40	0,8-1,2	0,15-0,35	0,08-0,15	≤0,06

Недоліком автоматних сталей є їх знижена динамічна міцність, у зв'язку з чим їх використовують для виготовлення маловідповідальних деталей (кріпильних та інших виробів).

7.2.2 Будівельні сталі

До будівельних сталей відносять конструкційні сталі, які використовуються для виготовлення металевих конструкцій та споруд, а також для арматури та залізобетону. Будівельні сталі використовують для виготовлення металоконструкцій будинків, споруд, мостів, кранів, вагонів,

машин, естакад, бункерів, резервуарів. Ці сталі повинні мати певні сполучення міцностних та пластичних властивостей, високу в'язкість, корозійну стійкість, малу схильність до крихкого руйнування, а також мати гарні технологічні властивості: зварюваність, оброблюваність різанням, здатність до згинання, правка та ін.

Будівельні сталі для металічних конструкцій ділять по категоріях міцності на декілька класів. Кожний клас міцності характеризується мінімально гарантованими значеннями часового опору розриву (чисельник) та межі текучості (знаменник): до класу міцності С380/230 відносять сталі нормальної міцності, до класів С460/330 та С520/400 прийнято відносити будівельні сталі підвищеної міцності, а до класів С600/450, С700/600, С850/750 — сталі високої міцності. Арматурні будівельні сталі в залежності від механічних властивостей ділять на класи від А-I до А-VII. Часовий опір при розтягуванні та межа текучості є основними розрахунковими характеристиками при проектуванні металоконструкцій та споруд. Від їх значень залежить перетин елементів конструкцій, а, відповідно, і їх вага.

Не менш важливим критерієм, який визначає експлуатаційну надійність будівельних конструкцій, є їх схильність до крихкого руйнування, яка найбільш часто характеризується температурою переходу з в'язкого в крихкий стан (поріг холодноламкості).

По холодостійкості будівельні сталі ділять на сталі без гарантованої холодостійкості, сталі холодостійкі до -40°C та сталі для металоконструкцій, які експлуатуються нижче -40°C (сталі “північного виконання”).

Зварюваність — одна з головних технологічних вимог, які пред'являються до будівельних сталей. Одним із найважливіших технологічних показників зварюваності є вуглецевий еквівалент:

$$C_{\text{ЕКВ}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14 + \text{Cu}/13 + \text{P}/2, \quad (7.1)$$

де вміст відповідних елементів викладений у відсотках (% ваг).

Вуглецевий еквівалент будівельних сталей не повинен перевищувати 0,45-0,48%. Найбільший вміст вуглецю в низьколегованих будівельних сталях, як правило, не перевищує 0,18%, і встановлюється тим нижче, чим більш легована сталь.

Будівельні вуглецеві сталі звичайної якості. В будівництві широко використовують вуглецеві сталі звичайної якості, як найбільш дешеві, технологічні, які мають комплекс властивостей, достатніх для багатьох металоконструкцій масового призначення. В основному ці сталі використовують у гарячекатаному стані без додаткового термічної обробки. Як правило, вони мають ферито-перлітну структуру. У ряді випадків прокат піддають термічному зміцненню.

Крім будівництва, вуглецеві сталі звичайної якості використовують у машинобудуванні та інших галузях народного господарства.

1. Гарячекатані сталі. Вуглецеві гарячекатані сталі звичайної якості (ГОСТ 380-71) у залежності від призначення та властивостей, що гарантуються при поставці, підрозділяють на три групи: А, Б, В.

Сталі групи А поставляють із регламентованими механічними властивостями. Їх хімічний склад не нормується. Тому сталі цієї групи використовують у конструкціях та вузлах, що не піддають штампуванню та гарячій обробці.

Сталі групи Б поставляють із регламентованим хімічним складом, без гарантії механічних властивостей. Тому їх використовують для виробів, що піддають гарячій обробці, технологія якої залежить від складу сталі, а кінцеві механічні властивості визначаються саме обробкою.

Сталі групи В поставляють з регламентованими механічними властивостями та хімічним складом. Такі сталі використовують для виготовлення зварних металоконструкцій, тому що зварюваність сталі визначається складом сталі, а механічні властивості поза зоною зварювання визначаються в стані поставки. Сталі групи В дорожчі, ніж сталі групи А та Б, їх використовують для відповідальних виробів.

Кожна марка будівельної сталі може мати різну категорію, в залежності від кількості нормованих показників.

Позначаються будівельні вуглецеві сталі звичайної якості літерами “Ст”, за якими стоїть цифра, що вказує на порядковий номер марки сталі. Групи Б та В указують попереду марки. Група А в позначенні марки не вказується. Для позначення ступеня розкислення після номера марки додають один з індексів “СП”, “ПС”, “КП”, а категорію нормованих властивостей (крім категорії 1) вказують наступною цифрою. Напівспокійні сталі можуть мати підвищений вміст марганцю (до 1,2%). У цьому випадку після номера сталі ставлять букву “Г”.

Так, 1) ВСтЗсп5 означає, що сталь СтЗ спокійна, групи В, категорії 5 (нормованими для цієї групи показниками є: хімічний склад, часовий опір при розтягуванні, межа текучості, відносне подовження, вигин у холодному стані, ударна в'язкість при -20°C та після механічного деформаційного старіння);

2) Ст2кп означає, що це сталь Ст2, кипляча, групи А, категорії 1 (нормовані показники: часовий опір при розтягуванні та відносне подовження);

3) БСт5Гпс2 означає, що це сталь Ст5, напівспокійна, з підвищеним вмістом марганцю, групи Б, категорії 2 (нормується вміст С, Мп, Si, Р, S, As, N, Cr, Ni, Cu).

Найбільше використання в будівництві для виготовлення зварних металоконструкцій знаходить СтЗ. Порівняно з нею сталі марок від Ст4 до Ст6 значно гірше зварюються, а сталі Ст0 до Ст2 — менш міцні.

Як арматурна з числа вуглецевих найбільше використання знаходить Ст5.

Суттєвим недоліком вуглецевих сталей є їх мала міцність та низька холодостійкість при експлуатації зварних металоконструкцій в умовах Півночі. Підвищення міцності та збільшення холодостійкості здійснюється шляхом термічного зміцнення вуглецевих сталей та використанням низьколегованих сталей.

2. Термозміцненні сталі. Термозміцнення є ефективним методом підвищення міцності вуглецевих сталей.

Сутність методу зміцнення прокату складається з того, що по закінченню деформування сталь з аустенітного стану охолоджується

прискорено, що суттєво впливає на будову продуктів розпаду аустеніту, і концентрацію в них дефектів атомної структури.

Помітна зміна структури сталі в результаті термозміцнення в порівнянні з гарячекатаною викликає суттєву зміну механічних властивостей сталі (табл. 7.2).

Таблиця 7.2 - Механічні властивості гарячекатаної (чисельник) та термозміцненої (знаменник) вуглецевої сталі

Марка сталі	Вид прокату	Режим термозміцнення	σ_B	σ_T	δ	γ	K*
			МПа		%		
Ст3сп	швелер №19	з прокатного нагріву із само відпуском	<u>440</u> 640	<u>340</u> 470	<u>28,5</u> 15,2	<u>56,5</u> 53,5	1,45
Ст3сп	кутик 200х200х16,5	—	<u>410</u> 580	<u>240</u> 380	<u>33,5</u> 15,5	<u>57,0</u> 56,5	1,14
Ст3кп	лист 16 мм	—	<u>420</u> 550	<u>260</u> 360	<u>32,5</u> 21,5	—	1,30
Ст5сп	арматура №14	електронагрів із самовідпуском при 400 ⁰ С	<u>610</u> 1120	<u>390</u> 1050	<u>24,7</u> 9,8	—	1,84
Ст5сп	—	те ж, при 500 ⁰ С	<u>610</u> 920	<u>390</u> 730	<u>24,7</u> 14,7	—	1,51
Ст5сп	—	те ж, при 600 ⁰ С	<u>610</u> 790	<u>390</u> 630	<u>24,7</u> 20,0	—	130
Ст5сп	—	те ж, при 680 ⁰ С	<u>610</u> 670	<u>390</u> 470	<u>24,7</u> 21,7	—	1,10

K*= $\sigma_{B \text{ тзмц}}/\sigma_{BГК}$. — ступінь зміцнення

Термозміцнення вуглецевих будівельних сталей дозволяє підвищити міцнісні характеристики сталі в 1,3-1,5 і більше раз, знизити поріг холодноламкості, при цьому характеристики пластичності сталі залишаються відповідними нормам стандартів. У результаті використання термозміцненого прокату в будівництві досягається економія металу від 15 до 60% та підвищується надійність металоконструкцій та споруд.

Термозміцнення з прокатного нагріву дозволяє одержати в металургії велику економію капіталовкладень, палива та енергії, зменшити втрати металу в окалину. Термозміцнена вуглецева сталь для зварних металевих конструкцій позначається ВСтТсп, ВСтТпс, ВСтТкп. У відповідності з ГОСТ 14637-79 така сталь містить 0,10-0,21% С та 0,4-0,65% Мп. Для листів з товщиною 10-40 мм гарантуються наступні механічні властивості: σ_B 430 МПа, σ_T 295 МПа, δ 16%, КСЧ 0,3 МДж/м².

Термозміцненню піддають арматуру, лист, сортовий та фасонний профіль, катанку, труби, рейки та ін.

7.2.3 Арматурні сталі

Арматурна сталь у виді гладких та періодичного профілю стержнів використовується для армування залізобетонних конструкцій, які бувають ненапруженими або попередньо напруженими. Арматурні стержні в попередньо напруженій залізобетонній конструкції працюють на розтягування та зазнають великих навантажень. В залежності від напруги використовують сталь різних класів міцності. Арматурні сталі гарячекатані поставляють по ГОСТ 5781-82, а термомеханічно і термічно зміцнені по ГОСТ 10884-81. В таблиці 7.3 наведені гарантовані механічні властивості для семи класів арматурних сталей.

Вуглецеві та низьколеговані сталі класів А-I, А-II, А-III використовують для ненапружених конструкцій, а більш високоміцні сталі класу А-IV та вище використовують для армування попередньо напруженого залізобетону. Гарячекатані сталі задовольняють вимогам класів від А-I до А-V. По мірі збільшення класу міцності зростає ступінь легування сталей.

На металургійних заводах для покращення властивостей широко використовують термічне зміцнення арматури. Технологія термозміцнення подібна технології термозміцнення з прокатного нагріву сталей для будівельних металоконструкцій.

Таблиця 7.3 - Механічні властивості (не менше) деяких арматурних сталей

Клас сталі	σ_B	σ_T	δ_5	δ_F	Випробування на вигин в холодному стані		Рекомендована сталь	
	МПа		%		кут. град.	діаметр оправки (d - діаметр стержня)	гарячекатаний стан	термомеханічно та термічно зміцнений стан
A-I	380	240	25	—	180	0,5d	ВСт3сп; ВСт3нс; ВСт3кп; Ст3сп; Ст3нс; Ст3кп	—
A-II	500	300	19	—	180	3d	ВСт3сп; ВСт3сп; 18Г2С; 10ГТ;	—
A-III	600 (600)	400 (450)	14 (14)	—	90 (90)	3d (3d)	35ГС; 25Г2С;	БСт5сп; БСт5нс;
A-IV	900 (800)	600 (600)	6 (9)	2 (2)	45 (45)	5d (5d)	80С; 20Х2ГЦ;	25Г2С; 10Г2С; 20ХГС2; 08Г2С;
A-V	1050 (1000)	800 (800)	7 (7)	2 (2)	45 (45)	5d (5d)	23Х2ГЦ	20ХГ; 10Г2С; 20ГС2; 08Г2С;
A-VI	(1200)	(1000)	(6)	2	(45)	(5d)	—	20ГС; 20ГС2; 20ХГС2;
A-VII	(1400)	(1200)	(5)	(1,5)	(45)	(5d)	—	20ГС2; 20ХГС2; 23Х2Г2Т;

Термічне зміцнення стержневої арматури проводять на виході стержня з прокатної кліті. На спеціальних пристроях здійснюється перерване охолодження, яке забезпечує самовідпуск сталі.

Технологія, що використовується, дозволяє здійснювати високотемпературну термомеханічну обробку. В результаті термообробки отримують дрібнозернисту структуру з дисперсною ферито-карбідною сумішшю, яка забезпечує необхідну міцність у сполученні з високими характеристиками пластичності. Термомеханічне зміцнення дозволяє підвищити на один-два класи міцності рівень властивостей певної сталі порівняно з гарячекатаним станом, що забезпечує економію легуючих елементів та знижує собівартість арматури. Термічне зміцнення арматури сталі дозволяє отримати економію металу в середньому на 22%.

7.2.4 Машинобудівельні сталі

До машинобудівельних відносять конструкційні сталі, призначені для виготовлення різних деталей машин, механізмів та окремих видів виробів.

В машинобудуванні споживається біля 40% обсягу сталі, що виробляється. По числу марок машинобудівельні сталі є найчисленнішими. До конструкційних машинобудівельних сталей пред'являють цілий ряд вимог, основними з яких є висока конструктивна міцність, яка визначається оптимальним співвідношенням міцності, в'язкості та пластичності; необхідні технологічні властивості — гарна оброблюваність тиском, різанням, та зварюваність, мала схильність до утворення тріщин, короблення, знеуглецювання при термічній обробці, а також іноді і спеціальні властивості: зносостійкість, теплостійкість, певні фізичні властивості та ін. Існує декілька ознак класифікації машинобудівельних сталей: по складу (вуглецеві, леговані), по обробленню (сталі, що поліпшуються, нормалізовані, цементовані, азотовані, мартенсито-старіючі та ін.), по призначенню (пружинні, шарикопідшипникові, кріогенні та ін.).

Машинобудівельні вуглецеві якісні сталі. В машинобудуванні використовують вуглецеві якісні сталі, що поставляються по ГОСТ 1050-88. Крім того, використовують вуглецеві сталі звичайної якості по ГОСТ 380-88.

Якісними вуглецевими сталями можуть бути сталі марок 08, 10, 15, 20, 25...75, 80, 85. До вуглецевих сталей відносять також сталі з підвищеним вмістом марганцю (0,7-1,0%) марок 15Г, 20Г, 25Г, 65Г, які мають підвищену прогартуваність (критичний діаметр до 25-30 мм).

Низьковуглецеві сталі марок 08, 08кп, 08пс відносяться до м'яких сталей, які використовують частіше всього у відпаленому стані для виготовлення деталей та виробів методом холодного штампування — глибокої витяжки. Сталі марок 10, 15, 20, 25, як правило, використовують як цементовані, а високовуглецеві сталі 60, 65, 70, 75, 80 та 85 в основному використовують для виготовлення пружин, ресор, високоміцної проволочи та інших виробів із високою пружністю та зносостійкістю. Середньовуглецеві сталі 30, 35, 40, 45, 50 та аналогічні сталі з підвищеним вмістом марганцю 30Г, 40Г, 45Г, 50Г використовують для виготовлення найрізноманітніших деталей машин. Механічні властивості сталі можуть змінюватись в широкому діапазоні в залежності від режиму термічної обробки. Для кожної конкретної деталі, враховуючи умови її експлуатації, повинен бути вибраний оптимальний комплекс механічних властивостей та відповідна обробка.

Достоїнством вуглецевих сталей є їх дешевизна, доступність через відсутність дефіцитних легуючих елементів, гарна технологічність при обробці різанням, мала схильність до відпускнуї крихкості. Однак, через малу прогартуваність вуглецеві сталі не забезпечують необхідних вимог по властивостях в деталях із перетином більше 10-20 мм, вони також непридатні для використання у відповідальних деталях будь-яких перетинів, де вимагаються підвищені механічні властивості.

7.2.5 Сталі для холодного штампування

Сталі для холодного штампування повинні мати високу здатність до штампування при виготовленні деталей складної форми та високу якість поверхні для наступного нанесення покриттів. Для деяких деталей (крил, дверей капота та інших основних деталей кузова автомобіля) міцність готових виробів не має істотного значення. У цьому випадку використовують м'які низьковуглецеві нестаріючі холоднокатані сталі. Ряд інших деталей (лонжерони, стійки корпуса та інші деталі автомобіля, які перебувають під навантаженням) потребують підвищену міцність виробів. Для цих цілей найбільш перспективні двофазні ферито-мартенситні сталі.

1. Нестаріючі холоднокатані сталі. Нестаріючі сталі для холодного штампування повинні мати мінімально можливий вміст усіх домішок (C, N, Mn, Si, Cr, Ni, S, P та інші), низьку твердість та міцність, високе відносне та рівномірне подовження, велику витяжку (проба по Еріксену), холоднокатаний лист із них повинен мати високу якість поверхні та не бути схильним до деформаційного старіння.

Тонколистову сталь до холодного штампування виготовляють у відповідності до ГОСТ 9045-80.

Для виробів із відносно невеликою витяжкою використовують сталь 08кп. Більш складні вироби виготовляють із сталі 08Ю (0,02-0,05% Al) та нечасто зі сталі 08Фкп (0,02-0,04% V). Сталь 08кп схильна до деформаційного старіння, а сталі 08Ю та 08Фкп нестаріючі. Після відпалу холоднокатаний лист піддають дресировці. Перед штампуванням лист має низьку міцність ($\sigma_T=190-210$ МПа, $\sigma_B=260-360$ МПа) та високу пластичність ($\delta=42-50\%$), що забезпечує гарну здатність до штампування. Використання нестаріючої сталі дозволяє виключити брак у виді смуг — стрічок ковзання — при штампуванні виробів із надскладною витяжкою.

2. Двофазні сталі. Для штампованих деталей та виробів, які повинні мати підвищену міцність, в останній час використовують двофазні низьколеговані сталі з ферито-мартенситною структурою. Ці сталі мають низький опір малим пластичним деформаціям, високі значення часового опору, рівномірного та загального подовження, швидкості деформаційного

зміцнення, що визначає їх гарне штампування та високу міцність у відштампованих виробах. Двофазна ферито-мартенситна (чи ферито-бейнітна) структура сталі формується при охолодженні з певною швидкістю з міжкритичного інтервалу температур (між A_{C1} та A_{C3}) після спеціального нагріву чи після гарячої прокатки. Після загартування утворюється ферито-мартенситна структура, яку можна розглядати як композиційний матеріал, яка складається з м'якого пластичного фериту та міцного мартенситу. Властивості сталі визначаються кількістю мартенситу та розміром зерна фериту.

Як двофазні сталі для холодного штампування частіш усього використовують маловуглецеві низьколеговані сталі з 0.06-0.12% C, 1-2% Mn, 0.5-1.5% Si із невеликими добавками ванадію або 0.5% хрому та 0.1-0,4% молібдену. Легування сталей необхідно для отримання при термічній обробці мартенситу та дрібного зерна фериту. Після термічної обробки сталі мають наступні механічні властивості: $\sigma_T=300-450$ МПа, $\sigma_B=600-850$ МПа, а після штампування $\sigma_T=450-600$ МПа.

Використання двофазних ферито-мартенситних сталей в автомобілебудуванні для виготовлення штампованих деталей, що несуть навантаження (наприклад, обод колеса), дозволяє економити більше 25% сталі та є рентабельним, незважаючи на ускладнення технології.

7.3 Леговані конструкційні сталі

У конструкційних сталях ферит — основна структурна складова, яка визначає їх властивості. Легуючі елементи, розчиняючись у фериті, зміцнюють його. Найбільш сильно підвищують твердість повільно охолодженого фериту кремній, марганець, нікель, тобто елементи, що мають відмінну від Fe_α кристалічну ґратку. Слабкіше впливають молібден, хром, вольфрам, ізоморфні Fe_α . Чим більша різниця в атомних розмірах заліза та легуючого елемента, тим більше викривлення кристалічної ґратки, тим вище твердість, міцність, але нижче пластичність та особливо в'язкість фериту (рисунок 7.1).

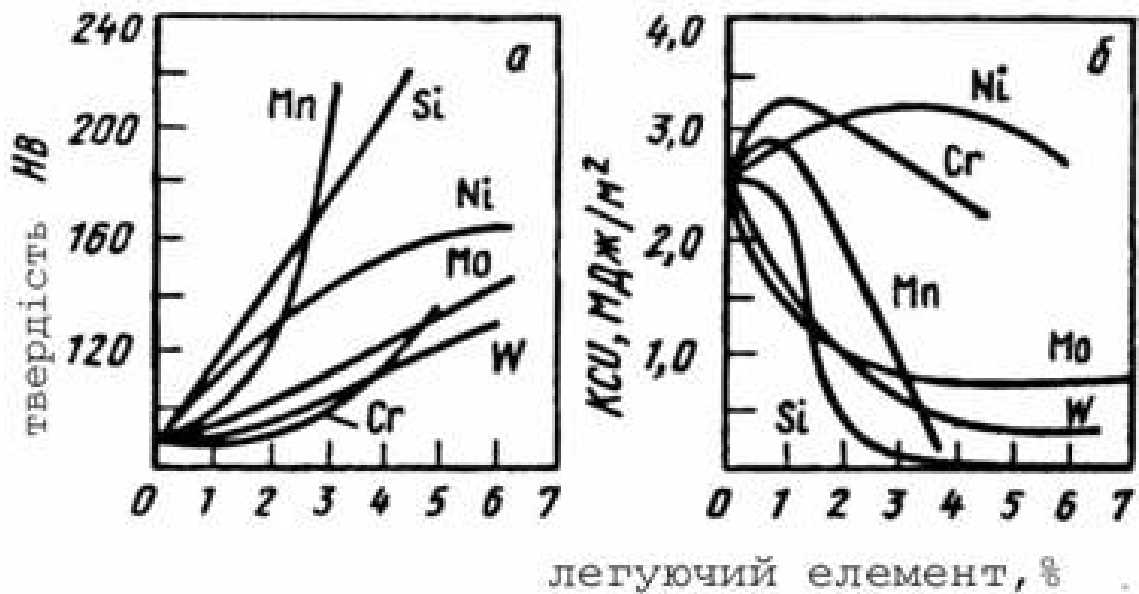


Рисунок 7.1 - Вплив легуючих елементів на властивості повільно охолодженого (нормалізованого) фериту

Рисунок 7.1 свідчить, що всі основні легуючі елементи підвищують твердість фериту. При цьому хром та особливо нікель майже не зменшують в'язкості сталі. Нікель найбільш сильно знижує поріг холодноламкості. Крім того, нікель, хром, марганець та деякі інші елементи, які добре розчинюються в аустеніті, підвищують його стійкість при охолодженні, тим самим збільшуючи прогартуваність сталі. Найбільш ефективно нікель і хром збільшують прогартуваність сталі при одночасному введенні в сталь, при так названому **комплексному легуванні**.

Можливість досягнення високої міцності, пластичності, в'язкості, прогартуваності робить нікель та хром найважливішими легуючими елементами в конструкційних сталях.

При комплексному легуванні (Cr+Mo, Cr+Ni, Cr+Ni+Mo) високі механічні властивості можна отримати практично в будь-якому перетині, тому комплексне легування сталі використовують для великих деталей складної форми. Для забезпечення високої конструктивної міцності кількість легуючих елементів в сталі повинна бути раціональною.

Конструкційні леговані сталі підрозділяють на будівельні та машинобудівельні, до яких відносять цементуємі (азотуємі), сталі, що

покращуються, високоміцні, ресорно-пружинні, шарикопідшипникові та зносостійкі сталі.

7.3.1 Сталі, що цементуються

Для виготовлення деталей, які працюють під дією динамічних навантажень в умовах поверхневого зносу, використовують низьковуглецеві сталі, які містять не більше 0,2% С, що піддають цементації, гартуванню та низькому відпуску (рисунок 7.2). Твердість поверхні готової деталі повинна складати біля 20-40 HRC. На відміну від слабопрогартованих вуглецевих сталей при цементації та термічній обробці легованих сталей відбувається додаткове зміцнення серцевини. Це зміцнення тим більше, чим більш легована сталь.

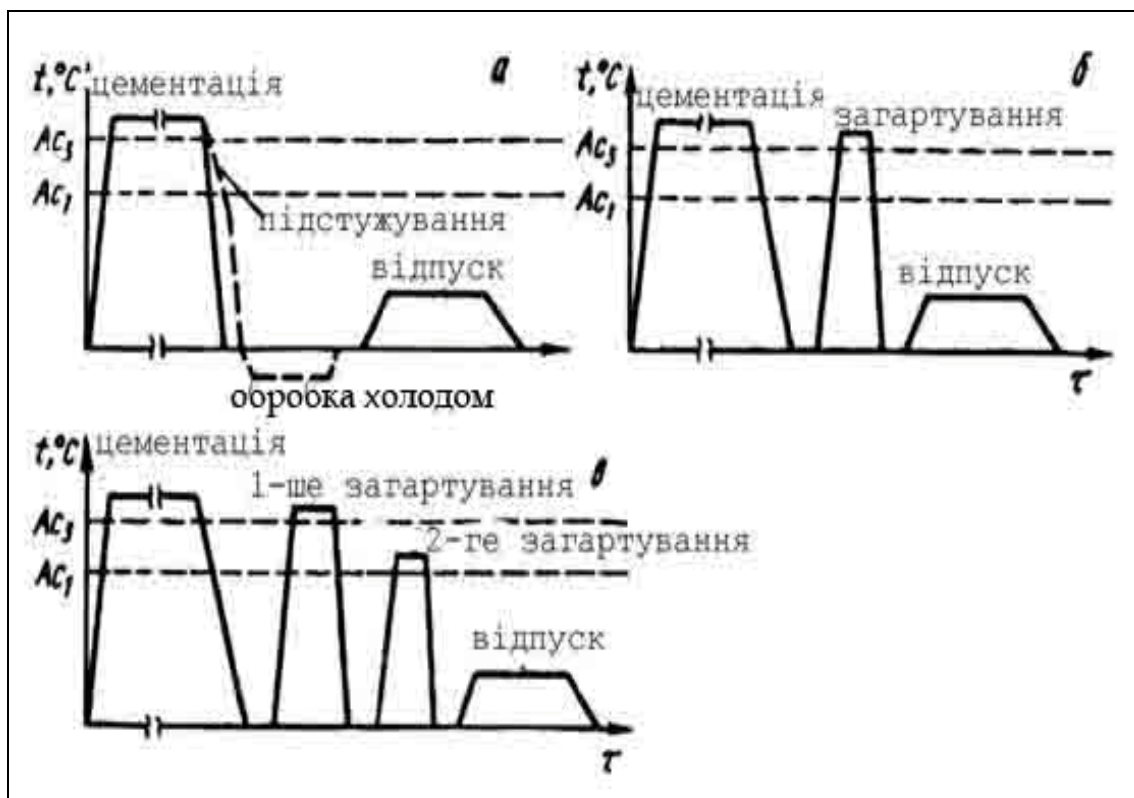


Рисунок 7.2 - Режими термічної обробки сталі після цементації

В залежності від ступеня зміцнення серцевини розрізняють три групи цементуємих сталей: із незміцнюємою, слабо- та сильно зміцнюємою серцевиною (таблиця 7.4).

Таблиця 7.4 - Характеристика цементуємих сталей після загартування
та низького відпуску (ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71)

Марка сталі	Вміст легуючих елементів, %					$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, мДж/м ²
	С	Mn	Ni	Cr	інші					
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
10*	0,07-0,14	0,35-0,65	-	≤0,15	-	205	330	31	55	-
20*	0,07-0,14	0,35-0,65	-	≤0,25	-	245	410	25	55	-
15X	0,12-0,18	0,4-0,7	-	0,7-1,0	-	490	690	12	45	0,7
20X	0,17-0,23	0,5-0,8	-	0,7-1,0	-	635	780	11	40	0,6
15XΦ	0,12-0,18	0,4-0,7	-	0,8-1,1	0,06-0,12V	540	740	13	50	0,8
20XH	0,17-0,23	0,4-0,7	1,0-1,4	0,45- 0,75	-	590	780	14	50	0,8
18XГТ	0,17-0,23	0,8-1,1	-	1,0-1,3	0.03-0.09Ti	885	980	9	50	0,8
12XH3A	0,09-0,16	0,3-0,6	2,75-3,15	0,6-0,9	-	685	930	11	55	0,9
12X2H4A	0,09-0,15	0,3-0,6	3,25-3,65	1,25- 1,65	-	930	1130	10	50	0,9

* Властивості наведені для нормалізованого стану

До першої групи відносять вуглецеві сталі марок 10, 15, 20. Їх використовують для маловідповідальних деталей з незміцнюємою серцевиною та деталей невеликих розмірів. Під цементованим шаром при загартуванні аустеніт перетворюється в ферито-перлітну суміш.

Другу групу утворюють низьколеговані хромисті сталі марок 15Х, 20Х, які мають серцевину, що слабо зміцнюється. Додаткове легування малими добавками ванадію (сталь 15ХФ) дозволяє отримати більш дрібне зерно, що покращує пластичність та в'язкість сталі.

Сталі третьої групи використовують для виготовлення деталей, які зазнають значного ударного навантаження, мають великий перетин чи складну конфігурацію, або працюють в умовах дії великих знакоперемінних навантажень. До складу цих сталей вводять нікель: 20ХН, 12ХН3А, 12Х2Н4А. Внаслідок його дефіцитності нікель іноді замінюють марганцем, крім того, вводять невелику кількість титану або ванадію для подрібнення зерна (18ХГТ).

Легування хромонікелевих сталей вольфрамом чи молібденом (сталь марки 18Х2Н4ВА або 18Х2Н4МА) додатково стабілізує переохолоджений аустеніт, а отже, ще більше збільшує прогартовуваність сталі. В результаті загартування в олії серцевина деталей здобуває структуру мартенситу. Такі сталі використовують для великих важконагружених деталей типу зубчастих колес, осей та ін. Ці деталі стійкі до динамічних навантажень.

7.3.2 Сталі, що поліпшуються

Конструкційними сталями, що поліпшуються, називають середньовуглецеві сталі, які містять 0,3-0,5% С та легуючі елементи в кількості не більше 5%. Сталі використовують після операції так званого **поліпшення**, яка складається із загартування та високого відпуску. Загартування таких сталей, як правило, проводять в олії. Температура відпуску складає 550-650⁰С. Після термічної обробки сталі, що поліпшуються, мають структуру сорбіту, який добре сприймає ударні навантаження.

Сталі, що поліпшуються, мають високу міцність, в'язкість, малу чутливість до концентраторів напруги та гарну прогартовуваність.

У випадку наскрізної прогартовуваності після однакової термічної обробки властивості різноманітних марок сталей майже однакові. Тому вибір тієї або іншої марки сталі, що поліпшується, у кожному окремому випадку обумовлюється прогартовуваністю сталі, перетином деталі та складністю її конфігурації, наявністю концентраторів напруги.

Сталі, що поліпшуються, можуть бути умовно розділені на 5 груп. Зі збільшенням номера групи росте ступінь легування та розмір перетину, в якому досягається наскрізна прогартовуваність (таблиця 7.5).

Звичайний вміст кремнію в сталі, що поліпшується, складає 0,17-0,37%, марганцю 0,5-0,8%, фосфору та сірки менше 0,035%.

До групи I відносять вуглецеві сталі марок 35, 40, 45, які мають критичний діаметр D_{95} до 10 мм, при якому досягається наскрізна прогартовуваність. У структурі цих сталей міститься не менше 95% мартенситу.

В групу II входять хромисті сталі марок 30X, 40X. Критичний діаметр $D_{95}=15-20$ мм. Недоліком сталі цієї групи є схильність до відпускнуї крихкості другого роду. Для них необхідне швидке охолодження після відпуску.

У групу III входять хромисті сталі, додатково леговані ще одним або двома елементами: 30XM, 40XГ, 30XГТ ($D_{95}=20-25$ мм). Для збільшення прогартовуваності в хромисті сталі додатково вводять марганець (40XГ) та бор (40XP); молібден (30XM) вводять для зниження відпускнуї крихкості.

Сталі, які належать до цієї групи, та мають високі властивості, називають, відповідно переліку легуючих елементів **хромансилями** (20XГС, 30XГС). Ці сталі добре зварюються при високій міцності $\sigma_B=1200$ МПа та $KCU=0.4$ Дж/м². Їх недоліком є схильність до відпускнуї крихкості другого роду.

До групи IV відносять хромонікелеві сталі, які містять до 1,5% нікелю: 40ХН, 40ХНМ. Їх критичний діаметр $D_{95}=40$ мм. Ці сталі при низькій температурі експлуатації мають більший запас в'язкості, ніж сталі попередніх груп.

Таблиця 7.5 - Характеристика конструкційних сталей, що поліпшуються,
після термічної обробки (ГОСТ 4543-71)

Група	Марка сталі	Вміст легуючих елементів, %						Поріг холодно-ламкості, T ₅₀ , °C	Критичний діаметр D ₉₅ , мм
		C	Mn	Si	Cr	Ni	інші легуючі елементи		
I	40	0,37-0,44	-	-	-	-	-	-20	10
II	40X	0,36-0,44	-	-	0,8-1,1	-	-	-40	15
III	30XM, 40XГ, 30XГC	0,26-0,34	-	-	0,8-1,1	-	0,15-0,25Mo	-50	25
		0,36-0,45	0,9-1,2	-	0,9-1,2	-	-	-20	25
		0,28-0,35	0,8-1,1	0,9-1,2	0,8-1,1	-	-	-20	25
IV	40XH	0,36-0,44	-	-	0,45-1,75	1,0-1,4	-	-60	35-40
	40XHM	0,37-0,44	-	-	0,6-0,9	1,2-1,6	0,15-0,25Mo	-70	50
V	38XH3MΦ	0,30-0,42	-	-	1,2-1,5	3,0-3,4	0,15-0,25Mo 0,1-0,2V	100	100

Групу V складають комплекснолеговані сталі, які містять 3-4% нікелю: 38ХНЗМ, 38ХНЗМФА. Ці сталі відносяться до кращих марок сталей, що поліпшуються. Критичний діаметр D_{95} складає 100 мм та більше при низькій схильності до крихкого руйнування. Зі сталей цієї групи виготовляють складні по конфігурації деталі, які піддаються ударним навантаженням. Їх недоліком є схильність до флокеноутворення та труднощі при обробці різанням.

7.3.3 Високоміцні сталі

Високоміцними називають сталі з часовим опором більше 1500 МПа. Високоміцний стан може бути досягнутий при використанні середньо- та високовуглецевих комплекснолегованих сталей після загартування та низького відпуску. Однак при цьому знижується пластичність та в'язкість сталі, що може привести до крихкого руйнування деталей та конструкцій. Використання низьковідпущених високоміцних сталей можливе лише у тих випадках, коли за умовами роботи відсутні динамічні навантаження.

Сучасними напрямками досягнення високоміцного стану без зниження працездатності конструкцій є такі методи зміцнюючої обробки сталі, як термомеханічна обробка та використання таких нових високоміцних матеріалів, як мартенситостаріючі сталі (МСС) та ПНП-сталі (ПНП — пластичність, наведена перетворенням).

Високоміцні мартенситостаріючі сталі характеризуються високими значеннями міцності у сполученні з високою в'язкістю та пластичністю ($\sigma_B=2000$ МПа, $\sigma_{0,2}=1200$ МПа). Небезпека крихких руйнувань зменшується завдяки мінімальному вмісту вуглецю (не більше 0,03%).

Зміцнення сталей досягається сполученням двох механізмів зміцнення: мартенситного $\gamma \leftrightarrow \alpha$ перетворення, яке супроводжується фазовим нагартуванням, та старіння мартенситу. Основним легуючим елементом є нікель, вміст якого складає 17-26%. Для більш ефективного

протікання процесу старіння мартенситу сталі додатково легують титаном, алюмінієм, молібденом, ніобієм, а також кобальтом.

Широке розповсюдження має сталь 03Н18К9М5Т, яка містить: не більше 0,03% С, 17-19% Ni, 7-9% Со, 4-6% Мо, 0,5% Ti.

Сталь 03Н18К9М5Т піддають гартуванню на повітрі при 800-850⁰С. Після гартування сталь має структуру безвуглецевого мартенситу з наступними властивостями: $\sigma_B=1200$ МПа, $\sigma_{0,2}=1000$ МПа, $\delta=20\%$, $\psi=75\%$, $KCU=2,0$ МДж/м². В загартованому стані сталь добре оброблюється тиском, різанням та добре зварюється.

Мартенситостаріюча сталь зміцнюється при старінні, тобто відпуску при температурі 450-500⁰С. Зміцнення при старінні зв'язане з виділенням із мартенситу дисперсних часток інтерметалідів типу Ni₃Ti, Fe₂Mo, Ni₃(Ti, Al). Якщо інтерметалідні фази знаходяться на стадії передвиділення, коли вони ще когерентно зв'язані з твердим розчином та мають дуже малі розміри, то у цьому випадку досягається найбільше зміцнення. Легування кобальтом збільшує ефект старіння. Механічні властивості після старіння: $\sigma_B=2000$ МПа, $\sigma_{0,2}=1800$ МПа, $\delta=12\%$, $\psi=50\%$, $KCU=0,50$ МДж/м². При високій міцності сталь зберігає високий опір крихкому руйнуванню. В'язкість руйнування K_{IC} мартенситостаріючих сталей складає 50-70 МПа*м^{1/2}. При тому ж значенні межі текучості в'язкість руйнування звичайних легованих сталей не перевищує 30 МПа*м^{1/2}. При температурі -196⁰С сталь має наступні властивості: $\sigma_B=2400$ МПа, $\delta=10\%$, $KCU=0,30$ МДж/м². Сталь 03Н18К9М5Т теплостійка до 450⁰С.

Мартенситостаріючі сталі використовують в літакобудуванні, ракетобудуванні, тобто в тих галузях, в яких важлива питома міцність, а також в кріогенній техніці, де вони знайшли застосування завдяки високій пластичності та в'язкості при низьких температурах.

Високоміцні ПНП-сталі відносяться до класу аустенітних. Одна з марок, що використовується, містить: 0,3% С, 8-10% Cr, 8-10% Ni, 4% Мо, 1-2.5% Mn, до 2% Si. Після гартування від 1000⁰С-1100⁰С та отримання при кімнатній температурі аустенітної структури (точки M_d та M_n знаходяться нижче 0⁰С) сталь піддають деформації при 450-600⁰С. При деформації відбувається нагартування аустеніту, виділення з нього

вуглецю та легуючих елементів з утворенням дисперсних карбідів (дисперсне зміцнення). Внаслідок збіднення аустеніту цими елементами точка M_d зміщується в область позитивних температур, а точка M_n залишається нижче кімнатної температури. В результаті такої обробки ПНП-сталі здобувають високу міцність ($\sigma_B=1800$ МПа, $\sigma_{0,2}=1400$ МПа) при високій пластичності ($\delta=30\%$).

Висока пластичність обумовлена різницею температурних рівней початку мартенситного перетворення M_n та початку утворення мартенситу деформації M_d . Завдяки тому, що ПНП-сталі мають точку M_n нижче, а M_d вище кімнатної температури, то при випробуваннях на розтягування відбувається локалізація деформації, аустеніт тільки на цій ділянці перетворюється в мартенсит та зміцнюється, внаслідок чого деформація зосереджується в сусідніх об'ємах. Перетворення аустеніту в мартенсит не дає локалізуватися деформації, шийка в зразку при випробуваннях на розтягування не утворюється, завдяки чому реалізується висока пластичність сталі.

7.3.4 Ресорно-пружинні сталі

Основними вимогами, які пред'являють до ресорно-пружинних сталей, є високий опір малим пластичним деформаціям (висока межа пружності), висока межа витривалості та підвищена релаксаційна стійкість із збереженням пружних властивостей впродовж тривалого часу. В пружинах та ресорах деформація не допускається, тому високі значення пластичності та в'язкості менш суттєві.

Високі пружні властивості забезпечуються при вмісті 0,5-0,7% С та отриманні трооститної структури за рахунок гартування та середнього відпуску при температурі 350-450⁰С. Вуглецеві пружинні сталі (Ст 65, Ст 70) після термічної обробки на троостит мають $\sigma_{0,2}=800$ МПа.

Сталі для пружин та ресор легують, звичайно, кремнієм та марганцем (65Г, 60С2, 70С3А, 60СГ), іноді сумісно з іншими елементами (40ХФА, 50ХФА, 3Х2В8Ф). Введення кремнію затримує розпад

мартенситу при відпуску. Кремній та марганець зміцнюють ферит та збільшують прогартовуваність сталі.

Ресорно-пружинні сталі повинні мати добру загартовуваність та прогартовуваність. Присутність після гартування в структурі продуктів перлітного перетворення чи залишкового аустеніту погіршує пружні властивості сталі. Для підвищення опору пластичним деформаціям важливу роль відіграє отримання дрібнозернистої структури.

Середні властивості вуглецевих ресорно-пружинних сталей після термообробки: $\sigma_B=800-1000$ МПа, $\sigma_{0,2}=1000-1200$ МПа, $\delta=5-8\%$, $\psi=25-30\%$, межа витривалості при згинаючому навантаженні 500-650 МПа, при крученні 300 МПа. Величина межі витривалості зменшується при наявності поверхневих дефектів та знеуглецювання. Після дробоструменної обробки в поверхневих шарах створюються залишкові стискуючі напруження, що збільшує витривалість. Межа стомленості в результаті поверхневого нагартування підвищується у 1.5-2.0 рази.

При легуванні ресорно-пружинних сталей кремнієм та іншими елементами міцність збільшується до $\sigma_B=1300-1800$ МПа, $\sigma_{0,2}=1100-1600$ МПа при $\delta=5-8\%$, $\psi=20-35\%$. Пружини з вуглецевих, марганцевих, кремнієвих сталей працюють при температурах не більше 200°C . При нагріванні до 300°C використовують пружини зі сталі 50ХФА, а при більш високих температурах — з більш теплостійких сталей: до 500°C — зі сталі 3Х2В8Ф, понад 500°C — із сталі Р18.

Для роботи в агресивних середовищах пружини виготовляють із хромистих корозійностійких сталей типу 40Х13, 95Х18 та інших. В деяких випадках для роботи в агресивних середовищах та в кріогенних умовах необхідно використовувати мартенситостаріючі сталі.

7.3.5 Шарикопідшипникові сталі

Деталі підшипників кочення (шарики, ролики, обойми) працюють в умовах високих питомих знакозмінних навантажень. Сталі для підшипників повинні мати високу твердість та зносостійкість в сполученні

з високою межею контактної стомленості. До сталей пред'являються вимоги по мінімальному вмісту неметалевих включень, розвитку карбідної неоднорідності та пористості, тому що дефекти, які знаходяться в поверхневому шарі, стають концентраторами напруги та викликають передчасні руйнування від стомленості.

Сталі маркують літерою Ш — шарикопідшипникова, Х — хромиста та цифрою, яка вказує на вміст хрому в десятих долях відсотка. Вміст вуглецю в підшипникових сталях складає біля 1%.

Термічна обробка складається з гартування від 830-840⁰С в олії та низького відпуску при температурі нижче 200⁰С. Після термообробки твердість повинна бути не менше 62 HRC.

Сталь ШХ4 має наступний склад: 0.95-1.05% С, 0.35-0.55% Cr, 0.9-1.2% Mn, 0.40-0.65% Si. При виготовленні роликів більшого діаметра використовують сталь ШХ20СГ, яка містить 0.90-1.00% С, 1,4-1,7% Cr, 1,4-1,7% Mn, 0.55-0.85% Si. Підшипники, які використовують для роботи в агресивних середовищах, виготовляють із нержавіючої сталі 95Х18. Довготривалість сферичних підшипників в значній мірі визначається відхиленням від сферичної форми, яке призведе до биття. Ці відхилення ретельно контролюють.

7.3.6 Зносостійкі сталі

Знос — це одна з найважливіших проблем довговічності машин та приладів.

До основних видів зносу відносять окисний та абразивний знос. При окисному зносі на поверхні тертя утворюються нові окисні фази, після чого вони видаляються з поверхні тертя. Це найбільш поширений вид зносу, що виникає як при сухому терті, так і в присутності мастил.

Абразивний знос обумовлений наявністю твердих порошкоподібних матеріалів у зоні тертя, він спостерігається в широкому колі машин.

Для боротьби зі зносом машин необхідно правильно підбирати матеріали й технологію обробки тертьових поверхонь.

Ступінь зносу тертьових поверхонь залежить від часу зносу:

I — початковий період приробки;

II — період сталого зносу, який характеризується постійною швидкістю зносу;

III — період посиленого зносу, що приводить до утворення великих зазорів у тертьових деталях.

Зменшення початкового та сталого зносу досягається раціональним вибором матеріалів тертьової пари. Припрацювання полегшується, коли сполучені деталі мають різну твердість (твердий вал — м'який підшипник). Для полегшення припрацювання твердих матеріалів застосовують покриття з м'яких металів (Pb, Sn, Zn), а також фосфатні, сульфідні та інші.

До зносостійких відноситься сталь 110Г13Л, яка називається **сталлю Гадфільда**. Ця сталь є аустенітною високомарганцевою, із якої литтям (або іноді ковкою) виготовляють деталі, від яких вимагають високу зносостійкість в умовах ударних навантажень.

До таких деталей відносять залізничні хрестовини, траки гусеничних машин, щоби дробарок, зубця ковшів екскаваторів та інше.

Сталь 110Г13Л містить: 0.9-1.4% С, 11.5-15.0% Мп, 0.5-1.0% Si. Після лиття структура складається з аустеніту та надлишкових карбідів (Fe, Mn)₃C. При нагріванні карбіди розчинюються в аустеніті, тому після гартування від температури 1100⁰С у воді отримують чисто аустенітну структуру з малою твердістю 200 НВ.

Аустеніт, легований марганцем, добре нагартується, особливо при ударних навантаженнях, і після деформації в процесі експлуатації набуває твердість до 50-55 HRC.

Недоліком сталі 110Г13Л є погана оброблюваність різанням, тому деталі з неї частіше всього виготовляють литтям без механічної обробки. До того ж при чисто абразивному зносі у відсутності ударних навантажень (наприклад, тертя по піску) ефективного нагартування сталі 110Г13Л не спостерігається, що призводить до підвищеного зносу деталей.

Через те, що на знос працює тільки поверхня деталі, для збільшення зносостійкості широко застосовують різні види поверхневого зміцнення:

поверхнєве загартування, різні методи хіміко-термічної обробки й нанесення металевих покриттів.

До найбільш дешевого й поширеного методу поверхневого зміцнення деталей відносять поверхнєве загартування струмами високої частоти. Біля 60% усіх деталей, що поверхнєво зміцнюються, піддають високочастотному загартуванню, біля 40% — піддають ХТО (цементация, ціанування, азотування).

Методи дифузійної металізації (борування, берилізація та ін.) дозволяють одержати дуже високу твердість і зносостійкість у сполученні з високою корозійною стійкістю і структурною стабільністю при підвищених температурах.

Для підвищення зносостійкості деталей машин широко застосовують електролітичне хромування, зокрема, для збільшення зносостійкості поршневих каблучок. Для поліпшення приробки поршнєві каблучки покривають тонким шаром олова (4-8 мкм), що добре адсорбує і добре воложить мастило, забезпечує щільне прилягання каблучок до поверхні циліндра і низький коефіцієнт тертя. Для цих же цілей застосовують фосфатування, графітизацію (плівки графіту) і сульфидування.

Значне підвищення зносостійкості можна одержати шляхом електроіскрового зміцнення в результаті зміни хімічного складу поверхні тертя. При іскровому розряді з позитивного електрода (графітовий або інший матеріал) вириваються частки електрода і переносяться на поверхню деталі, зарядженої негативно.

Наприклад, при переносі часток з вугільного електрода на поверхню заліза, яка при цьому сильно розігрівається, утворюється шар карбідів із високою твердістю.

Для зменшення зносу використовують внутрішнє окислювання шляхом створення твердих окислів унаслідок дифузії кисню в поверхневий шар. Використовується і плазмове напилювання для одержання на поверхні тугоплавких твердих карбідів вольфраму, титану й інших елементів.

7.3.7 Високоміцні сталі з високою пластичністю (ТРІП- або ПНП-сталі)

Метастабільні високоміцні аустенітні сталі називають ТРІП-сталями або ПНП-сталями. Ці сталі містять 8-14% Cr, 8-32% Ni, 0.5-2.5% Mn, 2-6% Mo, до 2% Si (30X9H8M4Г2С2 і 25H25M4Г1).

Механічні властивості ПНП-сталей: $\sigma_B=1500\div1700\text{МПа}$, $\sigma_{0.2}=1400\div1550\text{МПа}$, $\delta=50\div60\%$. Характерним для цієї групи сталей є високе значення в'язкості руйнування та межі витривалості.

Широкому використанню ПНП-сталей перешкоджає їх висока легуваність, необхідність використання міцного обладнання для деформації при порівняно низьких температурах, важкість зварювання. Ці сталі використовують для виготовлення високонагружених деталей, проволочи, тросів, кріпильних деталей і ін.

7.3.8 Кріогенні сталі

Кріогенні сталі мають достатню міцність при нормальній температурі у сполученні з високим опором крихкому руйнуванню при низьких температурах. До цих сталей пред'являють високі вимоги по корозійній стійкості. В якості кріогенних сталей використовують низьковуглецеві нікелеві сталі і сталі аустенітного класу, які не схильні до холодноламкості. Для зварних конструкцій, що працюють при температурі до -196°C , використовують сталі з 6-7% Ni (ОН6А) и 8.5-9.5% Ni (ОН9А), які мають низький поріг холодноламкості.

З кріогенних сталей виготовляють циліндричні або сферичні резервуари для зберігання та транспортування зріджених газів при температурі не нижче -196°C .

Сталь 10X14Г14Н4Т: $\sigma_B=620\text{МПа}$, $\sigma_{0.2}=280\text{МПа}$, $\delta=45\%$, $\psi=60\%$.

8 ЛЕГОВАНІ ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ

Інструментальні сталі використовують для виготовлення трьох основних груп інструменту: ріжучого, вимірювального та штампів. В зв'язку з умовами роботи інструменту до інструментальних сталей пред'являють певні вимоги.

До різальних інструментів відносять: різці, мітчики, фрези, свердла, протяжки та т. ін. В процесі різання різальна (робоча) частина інструменту впроваджується в деталь, що обробляється, та відриває матеріал у вигляді стружки. Для виконання такої роботи необхідна висока твердість сталі, з якої виготовляють різальний інструмент, що перевищує твердість матеріалу, що оброблюється. В процесі роботи різальна частина інструменту увесь час знаходиться у стиканні зі стружкою, що знімається, тобто проходить безперервне тертя та знос поверхні різальної кромки інструменту. Тому сталь для різального інструменту, крім високої твердості, повинна мати високу зносостійкість. В процесі різання механічна енергія перетворюється в теплову, і, внаслідок цього, інструмент, деталь, що оброблюється, та стружка нагріваються. При обробці з малими швидкостями різання м'яких матеріалів і при знятті стружки невеликого перетину різальна кромка інструменту нагрівається дуже незначно. При обробці з великими швидкостями різання твердих матеріалів і при знятті стружки великого перетину різальний інструмент нагрівається до високої температури. Тому різальний інструмент, який працює у важких умовах, слід виготовляти зі сталі, що має червоноламкість, тобто здатність зберігати високу твердість при нагріві до високої температури.

Вимірювальний інструмент служить для перевірки розмірів деталей, що виробляються, та класифікується на круглий вимірювальний інструмент (гладкі та різьбовидні калібри та кільця) та плоский вимірювальний інструмент (скоби, шаблони). При вимірі поверхня вимірювального інструменту безпосередньо дотикається до поверхні деталі, яку перевіряють, та зношується. Вимірювальний інструмент високої точності не повинен деформуватися при гартуванні, і тому такий

інструмент виготовляють зі сталі, що забезпечує в процесі термічної обробки мінімальну деформацію.

Хімічний склад деяких легованих сталей наведений в таблиці 8.1.

Таблиця 8.1 – Хімічний склад легованих інструментальних сталей

Марка сталі	Вміст легуючих елементів, %					
	C	Mn	Si	Cr	W	V
1	2	3	4	5	6	7
X	0,95-1,10	≤0,45	≤0,35	1,3-1,6	-	-
XГ	1,30-1,50	0,45-0,70	≤0,35	1,3-1,6	-	-
XВГ	0,90-1,05	0,80-1,10	0,15-0,35	0,9-1,2	1,2-1,6	-
9ХС	0,85-0,95	0,30-0,60	1,2-1,6	0,95-1,25	-	-
ХВ5	1,25-1,50	≤0,30	≤0,30	0,4-0,7	4,5-5,5	-
X12Φ1	1,45-1,70	≤0,40	≤0,40	11,0-12,5	-	0.7-0.9
X12М	1,45-1,70	≤0,35	≤0,40	11,0-12,5	0,4-0,6Mo	0.15-0.3
7Х3	0,60-0,75	0,20-0,40	≤0,35	3,2-3,8	-	-
5ХНМ	0,50-0,60	0,50-0,80	≤0,35	0,5-0,8	1,4-1,5Ni	0.15-0.3Mo
5ХНТ	0,50-0,60	0,50-0,80	≤0,35	0,9-1,25	1.4-1.8Ni	0.08-0.15Ti
4ХВ2С	0,35-0,44	0,20-0,40	0,6-0,9	1,0-1,3	2.0-2.5	-
5ХВ2С	0,45-0,54	0,20-0,40	0,5-0,8	1,0-1,3	2.0-2.5	-
50ХГС	0,45-0,55	0,90-1,20	1,2-1,5	1,6-2,0	-	-
4Х8В2	0,35-0,45	0,20-0,40	≤0,35	7,0-9,0	2.0-3.0	-
3Х2В8	0,30-0,40	0,20-0,40	≤0,35	2,2-2,7	7.5-9.0	0.2-0.5

Легована інструментальна сталь має в порівнянні з інструментальною вуглецевою сталлю більшу зносостійкість та прогартуваність.

Інструмент охолоджують в маслі, і, тому немає небезпеки виникнення тріщин. Основним легуючим елементом є хром в кількості близько 1,5% (сталь Х), який значно збільшує прогартуваність сталі.

Сталі, що леговані хромом, використовують для виготовлення інструменту, від якого вимагається висока твердість та зносостійкість при глибокій прогартуваності (свердла, розгортки, мітчики, витяжні, обрізні штампи і т. ін.).

Сталі, що леговані окрім хрому ще й іншими елементами: кремнієм (9ХС), марганцем (ХГ), марганцем і вольфрамом (ХВГ), характеризуються більшою прогартуваністю, ніж хромиста сталь, і, окрім того, зберігаючи після гартування велику кількість залишкового аустеніту, зменшують деформацію при гартуванні, тобто є сталями, що мало деформуються. З перерахованих вище, сталлю, що найбільш мало деформується, є сталь ХВГ. Наявність в сталі залишкового аустеніту дозволяє відновлювати розміри вимірювального інструменту (наприклад, калібри) після їх зносу шляхом додаткового відпуску, при якому розпадається залишковий аустеніт. Зменшення ступеня деформації досягається також при покращенні інструменту, яке заключається в гартуванні з наступним відпуском. В результаті покращення отримують структуру сорбіту, наявність якої зменшує деформацію інструменту при наступному гартуванні на мартенсит внаслідок меншої різниці в об'ємах між мартенситом і сорбітом, ніж між мартенситом та перлітом.

Сталі ХГ, ХВГ, 9ХС використовують для виготовлення свердел, фрез, плашок, калібрів для штамів, які деформують метал в холодному стані.

Сталь ХВ5 інакше називають алмазною сталлю, використовують для оздоблювального інструменту, для різців і фрез при обробці твердих матеріалів. Сталь Х12Ф1 є заміником більш дефіцитної сталі Х12М, вона містить велику кількість хрому (11-12%), утворює велику кількість карбідів хрому; відноситься до сталей карбідного класу та має дуже високу зносостійкість. На твердість та зносостійкість цієї сталі великий вплив здійснює температура гартування. З підвищенням температури гартування збільшується розчинність в аустеніті карбідів хрому, внаслідок чого отриманий аустеніт є більш легованим і більш стійким, тому що чим вища температура гартування, тим більше зберігається залишкового аустеніту.

8.1 Сталі для вимірювального інструменту

Основні властивості, які повинні мати сталі цього призначення, – висока зносостійкість і постійність розмірів і форми впродовж тривалого строку служби. До додаткових вимог відносяться можливість отримання високої поверхні (до 14 класу) і мала деформація при термічній обробці.

Найбільш широко використовують евтектоїдні низьколеговані сталі Х, ХГ, ХВГ, 9ХС, що оброблюються на високу твердість ($HRC=60 - 64$). На відміну від різального інструменту термічна обробка проводиться таким чином, щоб виключити процес старіння, який проходить в загартованій сталі і викликає об'ємні зміни, що недопустимі для інструментів високих класів точності.

Причинами старіння служать частковий розпад мартенситу, перетворення залишкового аустеніту і релаксація внутрішніх напруг. Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з як можна більш низької температури. Крім того, інструмент підвищеної точності піддають обробці холодом при температурі $50 - 80^{\circ}C$. Відпуск проводять впродовж 24 – 48 годин при $120 - 140^{\circ}C$. Більш високий нагрів не використовують через зниження зносостійкості. Інструмент високого класу точності піддають неодноразовому чередуванню обробки холодом і короткочасового (2 – 3 г) відпуску

Плоскі інструменти (скоби, лінійки, шаблони) нерідко виготовляють з листових цементуємих сталей 15, 20, 15Х, 20Х, 12ХН3А або зі сталей 50, 55, що гартують з поверхні токами високої частоти. Оскільки нерівномірна структура в цих сталях утворюється тільки в поверхневому шарі, то об'ємні зміни, що в них проходять, мало відображаються на розмірах усього інструменту.

Для інструментів великого розміру і складної форми використовують сталь 38ХМЮА, що азотується.

8.2 Сталі для штамів холодного деформування

Сталі для штамів і іншого різновиду інструментів холодної обробки тиском повинні мати високі міцність, твердість, зносостійкість, задовільну або підвищену при роботі з ударами в'язкість. Для великих швидкостей деформування, які викликають нагрів робочої кромки інструменту до 450°C , сталям повинна бути властива достатня теплоємність. Для штамів зі складною гравюрою важливо забезпечити мінімальні об'ємні зміни при гартуванні.

В зв'язку з різноманітністю умов деформування, форми і розмірів штамів використовують різні сталі.

1. Низьколеговані сталі X, 9XC, XBГ, XBГC, а також і вуглецеві У10, У11, У12 використовують переважно для витяжних та висадкових штамів, які через нескрізну прогартуваність мають твердий зносостійкий шар і в'язку серцевину, яка дозволяє працювати при невеликих ударних навантаженнях.

2. Високохромисті сталі X12, X12M, X12Ф1 мають високу зносостійкість, глибоку прогартуваність (150 – 200 мм). Їх широко використовують для крупних інструментів складної форми: вирубних, обрізних, чеканочних штамів підвищеної точності, штамів видавлювання, калібровочних волочильних дощок и ін. За своєю природою ці сталі близькі до швидкорізальних, за структурою відпалу відносяться до ледебуритного класу, за структурою нормалізації – до мартенситного. Їх висока зносостійкість в значній мірі обумовлена великою кількістю карбідів Cr_7C_3 , які зберігаються в структурі після гартування. Разом з тим, велика кількість карбідної фази (приблизно 15–17% в сталях X12M, X12Ф1 і біля 30% в сталі X12) приводить до підвищеної карбідної неоднорідності, що викликає зниження міцності і в'язкості. Найбільш сильно цей недолік виражений в сталі X12, тому частіше використовують сталі X12M, X12Ф1.

Структура і властивості високохромистих сталей в значному ступені залежать від температури гартування, тому що з її підвищенням

збільшується розчинність карбідів і концентрація С і Cr в аустеніті, що викликає зниження інтервалу температур мартенситного перетворення.

Зміна твердості сталі Х12Ф1 характеризується кривою з максимумом. Підвищення твердості при нагріві до 1075⁰С викликане збільшенням твердості мартенситу, зниження твердості при гартуванні з більш високої температури – інтенсивним збільшенням в структурі залишкового аустеніту. Зберігання залишкового аустеніту обумовлює найбільш об'ємні зміни при гартуванні, яка проводиться в олії, а для невеликих інструментів на повітрі.

3. Хромисті сталі 4ХС, 6ХС і 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С утворюють групу сталей підвищеної в'язкості для ударного інструменту (зубила, згинальні штампи, обжимні матриці і ін.). Підвищення в'язкості сталі досягається зниженням вмісту вуглецю до 0,4-0,6% С і збільшенням температури відпуску.

8.3 Сталі для штамів гарячого деформування

Сталі для штамів гарячого деформування працюють в умовах ударного навантаження і періодичного нагріву і охолодження поверхні. Крім достатньої міцності, зносостійкості, в'язкості і прогартуваності, ці сталі повинні характеризуватися також теплостійкістю, окалиностійкістю та розпалостійкістю. Під розпалостійкістю розуміють стійкість проти поверхневих тріщин, викликаних об'ємними змінами в поверхневому шарі при різкій зміні температур. Ця властивість забезпечується зниженням вмісту С в сталі для підвищення пластичності, в'язкості, а також теплопровідності, що зменшує розігрів шару і термічні напруги у ньому.

У відповідності до вказаних вимог для штамів гарячої обробки тиском використовують леговані сталі з 0,3-0,6% С, які після гартування піддають відпуску при 550– 680⁰С на троостит. Серед них слід відзначити декілька груп, які мають в найбільшому ступені ті властивості, які необхідні для певних умов експлуатації.

8.4 Сталі для молотових штамів

Молотові штампи мають великі розміри, працюють з ударними навантаженнями при відносно невисоких нагрівах поверхні ($400\text{--}500^{\circ}$). Для цих штамів використовують низьколеговані сталі високої прогартуваності з підвищеною ударною в'язкістю і розпалостійкістю. Серед легуючих елементів вони містять молібден або вольфрам, необхідні в конструкційних сталях для попередження розвитку відпускнуї крихкості, яку на великих перетинах неможливо усунути швидким охолодженням. Сталь 5ХНМ – краща в цій групі завдяки високій прогартуваності (400 мм).

8.5 Інструментальні сталі і сплави

Для забезпечення зносостійкості інструментальні сталі повинні мати високу твердість, а для збереження форми інструменту високу міцність при задовільній в'язкості. Важливими властивостями інструментальних сталей є теплостійкість, або стійкість проти відпуску. Окрім службових властивостей інструментальні сталі повинні мати гарні технологічні властивості: прогартуваність, оброблюваність тиском та різанням, шліфуємість. В промисловості використовують велику кількість інструментальних вуглецевих та легуваних сталей.

8.5.1 Вуглецеві інструментальні сталі

Ці сталі найбільш дешеві, їх використовують для виготовлення молівідповідального різального інструменту, який працює при малих швидкостях різання і не піддається розігріву у процесі експлуатації. Сталі регламентуються ГОСТ 5950 – 73, 1435 – 74. Їх поставляють після відпалу на зернистий перліт з гарантією на хімічний склад та твердість. Їх випускають якісними У7, У8, У9 ... У13 і високоякісними У7А ... У13А. Твердість інструментальних сталей у стані поставки повинна відповідати

HB=187–217, тому вони гарно оброблюються різанням і деформуються. Це дозволяє використовувати накатку, насічку и т.ін. на інструменті. У зв'язку з низькою прогартовуваністю вони призначені для дрібного інструменту, перетин, якого не більший 25 мм з незагартованою серцевиною (розгортки). Нескрізне гартування підвищує стійкість інструменту до ударів і вібрації. Сталі У7 – У9 піддають повному, а У10 – У13 неповному гартуванню.

Перевагами вуглецевої сталі є те, що при гартуванні в малих перетинах до 15–20 мм досягається висока твердість в поверхневому шарі (HRC=150–180).

В цих сталях після відпалу легко формується структура зернистого цементиту, який забезпечує гарну їх оброблюваність. Ці сталі мають низьку температуру гартування, що легко здійснюється технологічно. Після гартування вуглецеві сталі мають малу кількість залишкового аустеніту (5–8 %), що не зменшує їх твердість та виключає необхідність проведення обробки для розпаду залишкового аустеніту.

До недоліків вуглецевих інструментальних сталей відносять чутливість до перегріву і відсутність теплоємності.

Інструмент з цієї сталі відпускається та втрачає твердість при нагріві вище температури 200⁰С, тому він використовується для обробки при порівняно невеликих швидкостях різання і деформування.

8.5.2 Вплив легуючих елементів на властивості інструментальних сталей

Легуючі елементи в невеликій кількості (5 %) в інструментальні сталі вводять для збільшення прогартовуваності, зменшення деформації і небезпеки розтріскування інструменту. Легуючі елементи дозволяють проводити гартування в олії або гарячих середовищах.

Основним легуючим елементом є хром. Для покращення властивостей легованих сталей, в них додатково вводять марганець, нікель, кремній, вольфрам.

Mn – 1 – 2 % - вводять для забезпечення мінімальних змін розмірів при гартуванні. Він знижує інтервал температур мартенситного перетворення і сприяє збереженню підвищеної кількості залишкового аустеніту.

Si – 1 – 1,5 % - вводять для підвищення опору відпуску та утворенню окалини.

Ni - до 1,5 % - вводять в сталі, що штампуються, для підвищення в'язкості.

Для забезпечення теплостійкості вводять Cr, W, Mo у великих кількостях. Їх введення приводе до утворення спеціальних карбідів, які важко коагулюють при відпуску.

Cr – 6 – 12 % - утворює карбід M_7C_3 . Гальмує розпад мартенситу при температурі 400 – 450⁰C.

Більш істотно підвищує теплостійкість вольфрам або молібден, які утворюють стійкі до коагуляції карбіди M_6C в присутності хрому.

Виділення спеціальних карбідів підвищує твердість після відпуску при температурі 500 – 600⁰C — так звана вторинна твердість.

Підвищенню теплостійкості сприяє кобальт, він не утворює спеціальних карбідів, але ускладнює коагуляцію існуючих, збільшує їх дисперсність. Для забезпечення високої зносостійкості використовують леговані сталі з великою кількістю надлишкових карбідів. Це заевтектоїдні і ледебуритні сталі. Завдяки надлишковим карбідам вони зберігають дрібне зерно і підвищену міцність і в'язкість в широкому інтервалі гартувочних температур 1000 – 1300⁰C. Але велика кількість надлишкових карбідів погіршує оброблюваність тиском та різанням, створює карбідну неоднорідність. Скопичення карбідів, залишкові карбіди, карбідна полощатість посилює крихкість і викликає передчасне викрашування робочих кромek. Для рівномірного розподілу карбідів сталі піддають багатократному ретельному куванню заготівок.

8.6 Леговані сталі і тверді сплави для різального інструменту

Матеріал для різального інструменту повинен мати високу зносостійкість і теплостійкість – це здатність матеріалу зберігати високу «гарячу» твердість при тривалому нагріві, тобто в процесі різання. Теплостійкість якісно характеризує продуктивність різання. По теплостійкості сталі ділять на три класи:

1. Низьколеговані (не теплостійкі).
2. Високолеговані (теплостійкість зберігається до $600 - 640^{\circ}\text{C}$).
3. Тверді сплави (теплостійкість зберігається до $800 - 1000^{\circ}\text{C}$).

Низьколеговані сталі містять вуглецю $0,3-0,9\%$, а також до 5% легуючих елементів. По структурі – це заевтектоїдна сталь перлітного класу. Її піддають неповному гартуванню від температури вище A_{C1} і низькому відпуску. Після гартування структура являє собою мартенсит і надлишкові карбіди (легований цементит). Ці сталі мають твердість після гартування $HRC=62-69$, а також високу зносостійкість, але вони не теплостійкі, також як і вуглецеві інструментальні сталі. Їх використовують для інструменту, який працює при малих швидкостях різання.

Марки: ХВ4, 9ХС, ХВСГ.

До високолегованих сталей відносяться швидкорізальні сталі (Р9, Р18, Р6М5, Р6М5К5). Основними легуючими елементами, які забезпечують високу теплостійкість, є вольфрам, молібден, ванадій, а також хром до 4% , та іноді кобальт. Вуглець в цих сталях міститься до 1% . Карбідоутворюючі елементи утворюють в сталі спеціальні карбіди M_6C на основі молібдену і вольфраму; MC на основі ванадію; $M_{23}C_6$ на основі хрому. Частково атоми металів в указаних карбідах заміщаються атомами заліза або інших елементів. Інструмент зберігає високу твердість при температурах $699-640^{\circ}\text{C}$ і допускає в $3-5$ разів більш продуктивні режими різання. По структурі вони відносяться до сталей ледебуритного класу. В литому стані сталі мають ледебуритну евтектику, яка зберігається гарячою деформацією шляхом подрібнення евтектичних карбідів. Для зниження твердості деформовану сталь перед механічною обробкою піддають ізотермічному відпалу. Загальна кількість карбідів в сталі Р18

складає 28%; Р9 – 17%; в сталі Р18 основним карбідом є карбід типу M_7C_3 , який розчиняє ванадій і хром. В карбідах присутні від 80 до 95% вольфраму і ванадію, присутніх в сталях і половина вмісту хрому. Хром, який залишився, розчинений у фериті.

Термічна обробка швидкорізальних сталей включає в себе пом'якшуючий відпал поковок перед виготовленням інструменту. Заключна термічна обробка полягає у гартуванні та трикратному відпуску. Попередня термічна обробка швидкорізальних сталей включає відпал для поковок і зливків.

Метою пом'якшуючого відпалу є зниження твердості до 250–300 НВ і підготовка структури для гартування. Метою заключної термічної обробки отримати теплостійкість, зносостійкість, твердість і міцність інструменту. Швидкорізальні сталі – це вториннотвердіючі сталі, максимальна твердість яких досягається при температурі відпуску 550–570⁰С, в процесі відпуску з мартенситу і залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди. За різальними властивостями швидкорізальні сталі ділять на сталі нормальної та підвищеної продуктивності. До сталей нормальної продуктивності відносять: Р18, Р12, Р9, Р9Ф5.; до сталей підвищеної продуктивності — вольфрамо-молібденові сталі Р6М3, Р6М5. Легше піддаються обробці сталі Р6М5, Р6М3. Сталі Р9, Р9Ф5 погано шліфуються. До сталей підвищеної продуктивності відносять також сталі з кобальтом та ванадієм (Р18Ф2, Р14Ф4, Р6М5К5). Вони перевищують сталі нормальної продуктивності по теплостійкості, твердості і зносостійкості, але по міцності та пластичності поступаються їм.

8.7 Тверді сплави

Металокерамічні сплави або спечені сплави – матеріали, до складу яких входять високотверді та тугоплавкі карбіди вольфраму, титану, танталу і пластична металічна зв'язка. Інструмент з них характеризується високою твердістю $HRA=80-97$, зносостійкістю та теплостійкістю. Їх

виготовляють методом порошкової металургії. Порошки карбідів змішують з порошком кобальту, пресують і спікають при температурі близько 1400 – 1550⁰С. Тверді сплави отримують у вигляді пластин, які напаяють на основу з вуглецевої сталі. Їх використовують для різців, фрез, свердл. Тверді сплави ділять на:

- WC + Co маркіровка ВК – однокарбідна група;
- TiC+WC+Co маркіровка ТК – двокарбідна група;
- TaC+TiC+WC+Co маркіровка ТТК – трикарбідні сплави

Швидкість різання твердих сплавів у 5–10 разів вища, ніж при використанні швидкорізальних сталей.

Маркіровка металокерамічних твердих сплавів.

1. ВК, ВК1, ВК3. Цифра вказує на вміст Co в в сплаві у відсотках, наприклад ВК3 – 3 % Co и 97 % WC. Сплави ВК в порівнянні з іншими твердими сплавами мають максимальну міцність, їх теплостійкість зберігається при температурі 800⁰С. Їх використовують для обробки чавунів, сплавів кольорових металів та різних неметалевих матеріалів.

2. ТК, Т15К6. Цифра після літери Т означає вміст TiC в сплаві у відсотках, після К – вміст Co у відсотках. Залишок відповідає вмісту WC. Теплостійкість ТК зберігається при температурі до 900–1000⁰С. При спіканні WC взаємодіє з TiC, створюючи при цьому твердий розчин (TiW)C, який має більш високу твердість, ніж WC. Сплави ТК використовують для високошвидкісної обробки сталі.

3. ТТК. Цифра після ТТ вказує сумарний вміст TiC та TaC в сплаві у відсотках %, а після К – вміст Co в сплаві у відсотках. Наприклад, ТТ7К12 – 4% TiC, 3% TaC, 12% Co, 81 %WC. Структура ТТК являє собою твердий розчин (Ti, Ta, W)C+WC. Загальним їх недоліком є висока крихкість та дефіцит вольфраму. Сплави ТТК більш міцні, ніж ТК. У зв'язку з дефіцитом вольфраму на Україні особливо перспективними є розробки без твердих сплавів без вольфраму, в яких в якості зв'язки використовується Ni, Mo і Fe. Висока твердість забезпечується наявністю TiC. Наприклад, TiC+Ni(Mo, Fe). Маркується КТС і ТН. Існують сплави, розроблені на Україні: КТС – 1, КТС – 2, ТН – 20, ТН – 25, ТН – 30. Вони в якості зв'язки містять Ni в кількості 16 – 30%, Mo – 5 – 9 %, залишок –

ТiС. Сплави КТС i ТН характеризуються високою твердiстю HRA=87-94, високою зносостiйкiстю i корозiйною стiйкiстю.

8.8 Надтверді інструментальні матеріали

Тверді сплави є спеченими порошковими матеріалами на основі твердих тугоплавких сполук перехідних металів. Основою більшості твердих сплавів є карбід вольфрама, поряд з них використовується карбід і карбонітрид титану та карбід титану. В якості зв'язуючого матеріалу, головним чином, використовують кобальт, а у ряді сплавів нікель з молібденом.

Тверді сплави мають значно більш високу червоностійкість (вище 800-1000°C), твердість та зносостійкість, ніж швидкорізальна сталь. Однак їх в'язкість менша й вони досить чутливі до дії ударних нагрузок.

Надтверді сплави виготовляють методами порошкової металургії, при змішуванні порошків карбіду та зв'язуючого матеріалу, при пресуванні їх у форми та при спіканні при високих температурах (1250-1500°C). Такий інструмент не піддається термічній обробці, а лише наточується. В таблиці 8.2 наведені найбільш типові тверді сплави та їх властивості.

Таблиця 8.2 – Склад та властивості деяких надтвердих сплавів

Марка сплаву	Склад, %				ρ , 10^{-3} кг/м ³	σ_L , МПа	HRA
	WC	TiC	TaC	Co			
Вольфрамові							
1	2	3	4	5	6	7	8
BK3	97	-	-	3	15-15.3	1100	89.5
BK4	96	-	-	4	14.9-15.2	1400	89.5
BK6	94	-	-	6	14.6-15	1500	88.5
BK8	92	-	-	8	14.4-14.8	1600	87.5
BK10	90	-	-	10	14.2-14.6	1650	87
Титановольфрамові							

Продовження табл. 8.2

1	2	3	4	5	6	7	8
T30K4	66	30	-	4	9.5-9.8	950	92
T15K6	79	15	-	6	11.1-11.6	1150	90
T5K12	83	5	-	12	13.1-13.5	1650	87
Титанотанталовольфрамові							
TT7K12	81	4	3	12	13-13.3	1650	87
TT8K6	84	8	2	6	12.8-13.3	1250	90.5
TT20K9	71	8	12	9	12-13	1300	89
Безвольфрамові							
TN20	-	80	-	(Ni+Mo)-20	5.5-6	1100	90
KNT16	-	84-Ti(C,N)	-	(Ni+Mo)-16	5.6-6.2	1350	89

Надтверді інструментальні матеріали створені на основі нітридів титану і кремнію, без пластичної металічної зв'язки. Вироби з цих матеріалів виготовляють за допомогою вибуху або в умовах надвисоких тисків і високих температур. Вироби з нітриду титану або кремнію використовують для виготовлення інденторів, з допомогою яких вимірюють твердість тугоплавких матеріалів при температурах 700–1800⁰С. Нітриди титану та кремнію використовують в якості абразивного матеріалу, а також як вихідний матеріал для виготовлення надтвердих матеріалів, які використовують для обробки загартованих сталей, твердих сплавів, кольорових металів, склопластиків.

В марках твердих сплавів літери означають: В – карбід вольфраму; Т – карбід титану; ТТ – карбіди титану і танталу; КНТ – карбонітрид титану; К – кобальт; Н – нікель. Цифри після літер вказують на вміст наведених вище елементів у відсотках, а для літер ТТ – суму вмісту карбідів титану та танталу. Вміст карбіду вольфраму не вказують, він через віднімання. В безвольфрамових сплавах в якості зв'язуючого металу використовують нікель в суміші з 20-25% молібдену.

Надтверді сплави широко використовують для обробки матеріалів різанням, для оснащення гірничого інструменту, деталей машин, що швидко зношуються, вузлів штампів, інструменту для волочіння,

калібровки, пресування і т. ін. Твердосплавний інструмент є дуже дорогим, тому з нього виготовляють лише різальну частину інструменту, або частину інструменту, що швидко зношується. Державки інструменту виготовляють зі звичайної конструкційної або інструментальної сталі. Безвольфрамові надтверді сплави є дуже перспективними. Ці сплави за основними властивостями не поступаються надтвердим сплавам, що містять вольфрам. Використовують їх замість сплавів BK6, T30K4, T15K6, T14K8, що дозволяє економити дефіцитні вольфрам і кобальт.

В перспективі в якості інструментальних матеріалів будуть використовувати речовини з переважно хімічним зв'язком між атомами, які мають внаслідок цього найбільш високими значеннями твердості та теплостійкості: металокераміку (Al_2O_3), нітриди, борида та інші надтверді матеріали. Перспективним є використання способів зміцнення поверхневих шарів інструменту шляхом нанесення покриттів з нітридів титану, молібдену та інших твердих сполук.

ПИТАННЯ

1. Поясніть, на які дві основні групи поділяють всі сучасні матеріали.
2. Назвіть метали та сплави, які відносять до чорних металів.
3. Поясніть, чим обумовлена широка поширеність сталей.
4. Поясніть, які метали відносять до кольорових металів.
5. Виробництво якого кольорового металу буде інтенсивно розвиватися в найближчому майбутньому? Поясніть, з чим це пов'язано.
6. Назвіть пріоритетні напрямки розвитку виробництва матеріалів у ХХІ сторіччі.
7. Назвіть нові перспективні джерела енергії.
8. Назвіть матеріали, необхідні для розвитку нових джерел енергії.
9. Перерахуйте найбільш поширені неметалеві матеріали.
10. Як класифікують металеві сплави по способу отримання виробів із них?
11. Перелічте, на які групи підрозділяють сталі й сплави чорних металів по хімічному складу.
12. Яка сумарна частка легуючих елементів в сплавах на основі заліза та сталях:
 - а) низьколегованих; б) легованих; в) високолегованих.
13. Перелічте, на які групи підрозділяють сталі по призначенню.
14. Поясніть, які сталі називають конструкційними.
15. Поясніть, які сталі називають інструментальними.
16. Поясніть, як поділяють сталі за структурою в рівноважному стані.
17. Поясніть, як підрозділяють сталі по якості.
18. Вкажіть вміст домішок (S та P, %) в сталях:
 - а) звичайної якості;
 - б) якісних;
 - в) високоякісних;
 - г) особлиовисокоякісних.
19. Назвіть вміст вуглецю в сталях звичайної якості.
20. За якою технологією виплавляють сталі звичайної якості.

21. Поясніть, як змінюються властивості сталей звичайної якості з підвищенням вмісту вуглецю.
22. Поясніть, за якими показниками поставляють сталі звичайної якості.
23. Поясніть, як підрозділяють сталі звичайної якості по способу виробництва.
24. Назвіть елементи, якими розкисляють спокійні сталі.
25. Назвіть вміст кремнію в спокійних сталях.
26. Назвіть вміст кремнію в киплячих сталях.
27. Порівняйте властивості (межу текучості σ_T , межу міцності σ_B) спокійних і киплячих сталей.
28. Назвіть вміст вуглецю в киплячих сталях, який забезпечує підвищення пластичності (δ).
29. Назвіть вміст кремнію в напівспокійних сталях.
30. Назвіть області використання спокійних, киплячих та напівспокійних сталей.
31. Поясніть, які сталі по хімічному складу відносяться до якісних.
32. Назвіть способи виплавлення якісних сталей.
33. Назвіть вміст сірки й фосфору в якісних сталях.
34. Назвіть способи виплавлення високоякісних сталей.
35. Назвіть вміст сірки й фосфору у високоякісних сталях.
36. Назвіть граничні коливання вмісту вуглецю в межах марки сталі.
37. Поясніть вплив низького вмісту газів на поріг холодноламкості особливовисокоякісних сталей.
38. Дайте визначення легуючих елементів.
39. Перерахуйте основні легуючі елементи в сталях.
40. Назвіть легуючі елементи, які можуть бути також і домішками в сталі.
41. Дайте визначення домішок в сталі.
42. Вкажіть вміст основних домішок в сталі (Mn, Si, P, S).
43. Дайте визначення легованих сталей.
44. Дайте визначення мікролегованих сталей.
45. Перерахуйте сталі, які відносять до спеціальних.
46. Поясніть різницю між спеціальними й легованими сталями.
47. Поясніть, які легуючі елементи-метали відносять до групи заліза.

48. Перерахуйте легуючі елементи — тугоплавкі метали.
49. Перерахуйте легуючі елементи — легкі метали.
50. Перерахуйте легуючі елементи — РЗМ.
51. Поясніть, на які групи можна умовно поділити легуючі елементи.
52. Поясніть, як класифікують легуючі елементи по ступеню спорідненості до вуглецю.
53. Перелічте легуючі елементи, що карбідоутворюють .
54. Перелічте легуючі елементи, які карбідів у сталі не утворюють.
55. Поясніть схильність легуючих елементів до карбідоутворення.
56. Поясніть, на які групи поділяють легуючі елементи по їх впливу на температури поліморфних перетворень заліза.
57. Перерахуйте легуючі елементи, що розширюють γ -область та утворюють із залізом сплави із структурою необмеженого гомогенного твердого розчину.
58. Перерахуйте легуючі елементи, що розширюють γ -область та утворюють із залізом сплави, в яких гомогенна область обмежується.
59. Перерахуйте легуючі елементи, що звужують γ -область.
60. Назвіть легуючі елементи, які приводять до повного замикання γ -області і гомогенної α -області.
61. Назвіть системи залізо-легуючий елемент, де γ -область обмежена областю гетерогенних структур (звужена γ -область).
62. Назвіть легуючі елементи, що підвищують t_{Ac1} .
63. Назвіть легуючі елементи, що знижують t_{Ac1} .
64. Поясніть, як легуючі елементи, що некарбідоутворюють, впливають на положення евтектоїдної $t. S$.
65. Поясніть вплив сильних карбідоутворюючих елементів (Ti, Mo, V) на вміст вуглецю в евтектоїді.
66. Поясніть вплив елементів, що карбідоутворюють (Mn, Cr, Mo, W) на вміст вуглецю в евтектоїді.
67. Поясніть вплив легуючих елементів на положення $t. E$.
68. Поясніть, як класифікують домішки в сталях.
69. Назвіть постійні домішки в сталях.

70. Назвіть вміст Mn як постійної домішки в сталях: конструкційних й інструментальних.
71. Поясніть, з якою метою вводять Mn у сталі.
72. Поясніть, в яких межах міститься кремній у спокійних, напівспокійних та киплячих сталях.
73. Назвіть вміст кремнію в нержавіючих, жароміцних нелегованих кремнієм сталях.
74. Поясніть, які домішки в сталі називають випадковими. Назвіть їх.
75. Перелічте шкідливі домішки в сталі.
76. Назвіть елементи, які можуть бути шкідливими домішками і легуючими.
77. Поясніть, як позначають легуючі елементи й домішки в марочному хімічному складі сталі.
78. Поясніть, як регламентується кількість марганцю та кремнію в сталях у якості домішок і легуючих добавок.
79. Назвіть фази, в яких у сталях присутня сірка при кімнатній температурі.
80. Назвіть максимальну розчинність сірки в α -залізі та γ -залізі при підвищених температурах.
81. Поясніть явище червоноламкості сталі.
82. Поясніть явище гарячеламкості сталі.
83. Назвіть способи запобігання червоноламкості та гарячеламкості сталей.
84. Поясніть вплив сірки на в'язкість сталі та її анізотропію.
85. Назвіть фази в сталі, в яких розчинюється фосфор.
86. Поясніть вплив фосфору на міцнісні властивості (σ_b , σ_T) та ударну в'язкість (KCU) низьковуглецевої сталі.
87. Поясніть вплив фосфору на поріг холодноламкості T_{50} на сталі 110Г13.
88. Поясніть, як впливає фосфор на межу текучості фериту.
89. Поясніть, як впливає фосфор на поріг холодноламкості сталі.
90. Назвіть гази, які присутні в сталях.

91. Поясніть вплив способу виплавки сталі на вміст газоподібних домішок.
92. Поясніть причини виникнення в сталях флокенів.
93. Поясніть негативний та позитивний вплив азоту в сталях.
94. Сформулюйте поняття легований ферит.
95. Назвіть долю легованого фериту в сталях.
96. Сформулюйте поняття коефіцієнта зміцнення фериту.
97. Назвіть легуючий елемент заміщення, що забезпечує найбільший зміцнюючий вплив на властивості заліза.
98. Назвіть легуючий елемент заміщення, що забезпечує найменший зміцнюючий вплив на властивості заліза.
99. Поясніть залежність міцності фериту від діаметра зерна.
100. Сформулюйте поняття порогу холодноламкості сталі (T_{50}).
101. Поясніть вплив легуючих елементів заміщення на поріг холодноламкості заліза (T_{50}).
102. Назвіть сталі, властивості яких залежать від властивостей легованого аустеніту.
103. Назвіть елемент, вклад якого в зміцнення аустеніту є найбільшим.
104. Назвіть розчинність азоту в легованому аустеніті.
105. Поясніть вплив елементів впровадження та зміцнення на ефективність зміцнення хромонікелевого аустеніту.
106. Перелічте основні базові композиції, які визначають властивості аустеніту.
107. Назвіть елементи, які є головними аустенітоутворювачами в сталі.
108. Назвіть стабільний аустеніт, на якому значно сильніше проявляється зміцнення.
109. Поясніть залежність твердості HV марганцевого та нікелевого аустеніту від ступеня пластичної деформації.
110. Поясніть залежність ударної в'язкості від температури випробовувань марганцевого аустеніту.
111. Поясніть залежність ударної в'язкості від температури випробовувань нікелевого аустеніту.

112. Назвіть легуючий елемент, який зменшує схильність марганцевого аустеніту до крихкого руйнування.
113. Назвіть легуючий елемент, який практично не впливає на поріг холодноламкості марганцевого аустеніту.
114. Перелічте основні фази-зміцнювачі в сталях.
115. Поясніть, які фази утворюються при взаємодії d-перехідних металів і вуглецю та азоту.
116. Поясніть механізм утворення міжатомного зв'язку в карбідах і нітридах.
117. Розташуйте перехідні метали по їх спорідненості до вуглецю та азоту в убутний ряд.
118. Поясніть, як зміцнюються ґратки чистих перехідних металів при переході від Ti до Ni.
119. Обґрунтуйте зміну ґраток чистих перехідних металів при переході від Ti до Ni.
120. Назвіть тип ґратки карбідів та нітридів металів IV та V груп періодичної таблиці Д.І. Менделєєва.
121. Назвіть тип ґратки карбідів та нітридів металів VI групи періодичної таблиці Д.І. Менделєєва.
122. Назвіть типи ґраток карбіду хрому (Cr_{23}C_6), марганцю та заліза.
123. Поясніть утворення легованого цементиту.
124. Поясніть утворення спеціальних карбідів типу Cr_7C_3 , Mn_3C та ін.
125. Сформулюйте поняття інтерметалічних з'єднань.
126. Назвіть фактори, що визначають структуру, стійкість, температурні та концентраційні області існування інтерметалідів.
127. Назвіть сталі й сплави, на зміцнення яких впливають інтерметаліди.
128. Назвіть відомі групи інтерметалічних з'єднань.
129. Сформулюйте поняття електронні з'єднання чи фази Юм-Розері.
130. Назвіть кристалічні структури фаз Юм-Розері.
131. Поясніть, які фактори визначають структуру фаз Юм-Розері.
132. Обґрунтуйте перемінну валентність перехідних металів в електронних з'єднаннях.

133. Назвіть співвідношення числа валентних електронів до числа атомів в ґратці при утворенні β -фази з ОЦК структурою.
134. Перелічте інтерметаліди — β -фази з ОЦК структурою.
135. Назвіть властивості фаз Юм-Розері.
136. Назвіть галузі застосування фаз Юм-Розері.
137. Сформулюйте поняття сіґма-фаза.
138. Назвіть типи елементарних комірок сіґма-фази.
139. Поясніть кристалічну будову сіґма-фази.
140. Поясніть, які фази називають топологічними щільноупакованими.
141. Поясніть, в яких сплавах була вперше виявлена σ -фаза.
142. Поясніть будову кристалічної ґратки σ -фази.
143. Назвіть електронну концентрацію відомих σ -фаз.
144. Назвіть різницю атомних радіусів елементів, при якій утворюються σ -фази.
145. Наведіть приклад утворення σ -фази як простого складу, так і складнолегованих композицій.
146. Поясніть вплив σ -фази на властивості сталей і сплавів.
147. Поясніть умови виділення σ -фази.
148. Перелічте фази, подібні до σ -фази, що утворюються в складнолегованих сталях та сплавах.
149. Сформулюйте поняття фази Лавеса.
150. Назвіть структуру фаз Лавеса.
151. Назвіть головний фактор, який визначає утворення фаз Лавеса.
152. Перелічте відомі фази Лавеса.
153. Поясніть вплив фаз Лавеса на властивості теплостійких та жароміцних сплавів.
154. Сформулюйте поняття геометрично щільноупакованих фаз.
155. Поясніть вплив з'єднань типу A_3B на властивості сплавів.
156. Сформулюйте поняття γ' -фаза.
157. Поясніть вплив температури на властивості γ' -фази.
158. Назвіть властивості A_3B фаз, що позитивно впливають на властивості сталей та сплавів.

159. Поясніть, яка система позначення марок сталей і сплавів прийнята на Україні.
160. Поясніть, як позначають вуглецеві конструкційні якісні сталі.
161. Поясніть, які індекси додають у позначення цілком не розкислених сталей.
162. Поясніть, як позначають вуглецеві інструментальні сталі.
163. Розшифруйте марки сталей: У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13.
164. Поясніть, як позначають основні легуючі елементи в легованих сталях.
165. Поясніть, як позначають вміст легуючого елемента та вуглецю в марках легованих сталей.
166. Розшифруйте марки сталей: 45ХГН2МФ, Х, ХВГ.
167. Поясніть, що вказує літера А в кінці, в середині та на початку марки сталі.
168. Поясніть, що вказує індекс АС на початку марки сталі.
169. Перелічте методи виплавлення особливовисокоякісної сталі.
170. Розшифруйте марки сталей 30ХГС-Ш, 40Х5МФ-ШВД.
171. Розшифруйте марки сталей ШХ15, ШХ20СГ, ШХ15-Ш.
172. Розшифруйте марки сталей Р18, Р6М5Ф2К8.
173. Розшифруйте марки сталей Р6М5Ф2К8, 37Х12Н8Г8МФБ.
174. Поясніть, яким маркам сталей відповідають позначення ЕП658, ЕІ481.
175. Розшифруйте марки сталей 20Г2ФЛ, 40ХЛ.
176. Поясніть, які марки сталі в Чехії та Німеччині відповідають сталі 50ХФ.
177. Поясніть, які марки сталей в США та Японії відповідають сталі Р18.
178. Поясніть, які марки сталей в США та Франції відповідають сталі У8.
179. Поясніть, які марки сталей в Німеччині та США відповідають сталі 10.
180. Назвіть основні переваги легованих конструкційних сталей.
181. Назвіть основні види конструкційних сталей.
182. Дайте визначення вуглецевих сталей.
183. Назвіть властивості конструкційних сталей.
184. Назвіть постійні домішки в вуглецевих сталях.
185. Назвіть приховані домішки у вуглецевих сталях.

186. Вкажіть, які з домішок вуглецевих сталей є корисними.
187. Вкажіть, які з домішок вуглецевих сталей є шкідливими.
188. Для яких сталей допускається підвищений вміст сірки.
189. Назвіть як класифікують вуглецеві сталі.
190. Назвіть, як розрізняють вуглецеві сталі по структурі.
191. Назвіть, як розрізняють вуглецеві сталі по способу виробництва.
192. Назвіть, як розрізняють вуглецеві сталі по способу розкислення.
193. Назвіть вміст сірки й фосфору для вуглецевих сталей звичайної якості.
194. Назвіть вміст сірки й фосфору для якісних вуглецевих сталей.
195. Вкажіть маркіровку вуглецевої сталі звичайної якості.
196. Наведіть приклади маркіровки якісних вуглецевих сталей.
197. Вкажіть галузі використання вуглецевих конструкційних сталей.
198. Поясніть, які конструкційні сталі відносять до будівельних. Назвіть їх основні властивості.
199. Назвіть критерії, які визначають експлуатаційну надійність будівельних конструкцій.
200. Дайте визначення порогу холодноламкості.
201. Дайте визначення поняття зварюваності.
202. Назвіть один із найважливіших технологічних показників зварюваності.
203. Поясніть, як підрозділяють вуглецеві гарячекатані сталі звичайної якості.
204. Наведіть приклади позначення будівельних вуглецевих сталей звичайної якості.
205. Назвіть недоліки вуглецевих сталей.
206. Поясніть сутність методу термозміцнення вуглецевих сталей.
207. Опишіть властивості вуглецевих сталей після термозміцнення.
208. Наведіть приклади виробів, які піддають термозміцненню.
209. Наведіть приклади арматурних сталей.
210. Для чого використовують термічне зміцнення арматури?
211. Поясніть, які сталі відносять до машинобудівельних.
212. Опишіть основні вимоги, які пред'являються до машинобудівельних сталей.

213. Опишіть класифікацію машинобудівельних сталей.
214. Поясніть, які сталі відносять до якісних вуглецевих сталей.
215. Назвіть основні вимоги до нестаріючих сталей для холодного штампування.
216. Наведіть приклади сталей, які використовуються для штампових деталей та виробів із підвищеною міцністю.
217. Наведіть приклади сталей, які використовуються як двофазні сталі для холодного штампування.
218. Опишіть механічні властивості, які мають двофазні сталі для холодного штампування після термічної обробки.
219. Назвіть основну структурну складову конструкційних сталей, яка визначає їх властивості.
220. Назвіть елементи, які найбільш сильно підвищують твердість повільно охолодженого фериту.
221. Поясніть, чому нікель та хром вважаються найважливішими легуючими елементами в конструкційних сталях.
222. Опишіть принципи розподілення конструкційних легованих сталей.
223. Поясніть, за рахунок чого досягається висока міцність будівельних низьколегованих сталей.
224. Поясніть, від чого залежить схильність сталі до утворення гарячих та холодних тріщин в зварному шві.
225. Наведіть приклади марок сталей, які відносяться до низьколегованих будівельних сталей для будівельних конструкцій.
226. Опишіть, як розрізняють групи сталей, що цементуються.
227. За допомогою яких легуючих елементів додатково стабілізується переохолоджений аустеніт та збільшується прогартуваність хромонікелевих сталей.
228. Дайте визначення конструкційних сталей, що покращуються.
229. Назвіть яку структуру має сталь, що покращується, після термічної обробки.
230. Назвіть властивості, які мають сталі, що покращуються.
231. Поясніть вибір марки сталі, що поліпшується, у випадку наскрізної прогартуваності.

232. Назвіть, на які групи ділять конструкційні сталі, що покращуються.
233. Наведіть приклади марок конструкційних сталей, що покращуються.
234. Назвіть звичайний вміст у сталі, що покращується, кремнію, марганцю, сірки та фосфору.
235. Дайте визначення високоміцних сталей.
236. Назвіть сучасні напрямки досягнення високоміцного стану без зниження працездатності конструкцій.
237. Назвіть основний легуючий елемент високоміцних сталей.
238. Назвіть легуючі елементи, якими додатково легують високоміцні сталі для більш ефективного протікання процесу старіння мартенситу.
239. Назвіть, з чим зв'язане зміцнення при старінні мартенситостаріючої сталі.
240. Назвіть галузі використання мартенситостаріючої сталі.
241. Опишіть механічні властивості мартенситостаріючої сталі після старіння.
242. Назвіть, до якого класу відносяться ПНП-сталі.
243. Назвіть, чим обумовлена висока пластичність ПНП-сталі.
244. Назвіть основні вимоги, які пред'являються до ресорно-пружинних сталей.
245. Поясніть, завдяки чому забезпечуються високі пружні властивості ресорно-пружинних сталей.
246. Назвіть легуючі елементи, якими, звичайно, легують ресорно-пружинні сталі.
247. Назвіть обробку, яка збільшує витривалість ресорно-пружинних сталей.
248. Назвіть марки сталей, які використовують для роботи в агресивних середовищах.
249. Назвіть основні властивості, які повинні мати сталі для підшипників.
250. Назвіть як маркують шарикопідшипникові сталі.
251. Вкажіть термічну обробку шарикопідшипникових сталей.
252. Дайте визначення поняття знос.
253. Назвіть основні види зносу.
254. Назвіть ступені зносу тертьових поверхонь підшипників.

255. Назвіть, завдяки чому полегшується припрацювання тертьової пари.
256. Назвіть найбільш розповсюджену сталь, стійку проти зносу.
257. Вкажіть склад сталі Гадфільда.
258. Вкажіть недоліки сталі Гадфільда.
259. Опишіть види поверхневого зміцнення.
260. Назвіть найбільш характерні службові і технологічні властивості інструментальних сталей.
261. Назвіть основні найбільш об'ємні групи інструментальних сталей.
262. Наведіть приклади марок вуглецевих інструментальних сталей.
263. Поясніть, що означає літера У в марці вуглецевих інструментальних сталей.
264. Назвіть причину, яка дозволяє застосовувати для вуглецевих інструментальних сталей такі види обробки, як накатка та насічка.
265. Поясніть, які властивості забезпечує інструментам з вуглецевих інструментальних сталей ненаскрізне загартування.
266. Назвіть марки вуглецевих інструментальних сталей, які піддають повному та неповному загартуванню.
267. Перелічте основні переваги вуглецевих інструментальних сталей.
268. Перелічте основні недоліки вуглецевих інструментальних сталей.
269. Поясніть вплив легуючих елементів на властивості інструментальних сталей.
270. Назвіть постійний елемент низьколегованих сталей.
271. Назвіть елементи, які додатково вводять в інструментальні сталі для поліпшення властивостей.
272. Поясніть, з якою метою в інструментальні сталі вводять хром, ванадій або молібден.
273. Поясніть, який вплив на властивості інструментальних сталей здійснює кобальт.
274. Поясніть роль надлишкових карбідів, які присутні в заєвтектоїдних та ледебуритних інструментальних сталях.
275. Перелічте негативні дії, які здійснює скупчення карбідів, карбідна сітка та карбідна неоднорідність.
276. Сформулюйте поняття теплостійкості.

277. Класифікуйте леговані інструментальні сталі по теплостійкості.
278. Вкажіть вміст вуглецю та легуючих елементів в низьколегованих інструментальних сталях.
279. Назвіть структурну класифікацію низьколегованих інструментальних сталей.
280. Вкажіть термічну обробку низьколегованих інструментальних сталей та структуру, яка внаслідок неї формується.
281. Перелічте типові марки низьковуглецевих інструментальних сталей.
282. Назвіть марки швидкорізальних інструментальних сталей.
283. Назвіть елемент, яким легують всі швидкорізальні сталі.
284. Перелічте основні легуючі елементи швидкорізальних інструментальних сталей.
285. Перелічте спеціальні карбіди, які утворюються в швидкорізальних інструментальних сталях.
286. Назвіть основну властивість швидкорізальних сталей.
287. Перелічте легуючі елементи, завдяки яким забезпечується висока теплостійкість швидкорізальних сталей.
288. Вкажіть структурний клас швидкорізальних інструментальних сталей.
289. Вкажіть термічну обробку, яке використовують для усування ледебуритної евтектики.
290. Назвіть термічне оброблення швидкорізальних сталей.
291. Поясніть, з якою метою використовується пом'якшуючий відпал для швидкорізальних сталей.
292. Назвіть термічне оброблення швидкорізальних сталей, завдяки якому досягається найбільша твердість.
293. Поясніть, як розрізняють швидкорізальні сталі по різальних властивостях.
294. Перелічте марки швидкорізальних сталей, які входять в групу сталей нормальної продуктивності.
295. Перелічте марки швидкорізальних сталей, які входять в групу сталей підвищеної продуктивності.
296. Дайте визначення спеченим або металокерамічним твердим сплавам.
297. Вкажіть основні вироби, для яких використовують тверді сплави.

298. Назвіть групи, на які підрозділяють тверді сплави.
299. Вкажіть, як маркують однокарбідні металокерамічні тверді сплави.
300. Поясніть, що означають цифри за літерами ВК в маркіровці однокарбідних металокерамічних твердих сплавів.
301. Вкажіть, як маркують двокарбідні металокерамічні тверді сплави.
302. Поясніть, що означають цифри за літерами ТК в маркіровці двокарбідних металокерамічних твердих сплавів.
303. Вкажіть, як маркують трьохкарбідні металокерамічні тверді сплави.
304. Поясніть, що означають цифри за літерами ТТ в маркіровці двокарбідних металокерамічних твердих сплавів.
305. Вкажіть максимальні температури, до яких зберігається теплостійкість однокарбідних та двокарбідних металокерамічних твердих сплавів відповідно.
306. Наведіть приклади маркування безвольфрамових твердих сплавів.
307. Назвіть способи виготовлення виробів з надтвердих інструментальних матеріалів.
308. Поясніть, як використовують вироби з нітридів титану та кремнію.
309. Наведіть основні властивості, які повинні мати сталі для вимірювального інструменту.
310. Назвіть марки сталі, які найбільш широко використовуються як сталі для вимірювального інструменту.
311. Поясніть, чому для сталей, призначених для вимірювального інструменту, небажана така термічна обробка, як старіння.
312. Назвіть найбільш характерні види термічної обробки сталей для вимірювального інструменту.
313. Наведіть приклади марок сталей для вимірювального інструменту, які використовують для виготовлення плоских інструментів.
314. Назвіть основні властивості сталей для штампів гарячого і холодного деформування.
315. Наведіть приклади марок сталей для штампів гарячого і холодного деформування, які використовують для витяжних та висадочних штампів та їх основні властивості.

316. Наведіть приклади марок сталей для штампів гарячого і холодного деформування, які використовують для великих інструментів складної форми та їх основні властивості.
317. Назвіть структурний клас сталей для гарячого та холодного деформування за структурою відпалу та структурою нормалізації відповідно.
318. Поясніть, який небажаний вплив здійснює в високохромистих сталях велика кількість карбідної фази.
319. Наведіть приклади марок сталей, що утворюють групу сталей підвищеної в'язкості для ударного інструменту.
320. Назвіть основні властивості, які повинні мати хромокремністі сталі для гарячого та холодного деформування.
321. Назвіть основні легуючі елементи, які містять сталі для молотових штампів та поясніть їх дію.
322. Вкажіть найбільш важливі властивості сталей для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів.
323. Наведіть приклади марок сталей для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів.
324. Назвіть вироби, для виготовлення яких використовують сталі для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів.
325. Вкажіть види термічної обробки, яке використовується для підвищення стійкості прес-форм.
326. Наведіть приклади основних марок штампових сталей високої теплостійкості.

ЛІТЕРАТУРА

1. Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин. Материаловедение: Учебник. - 3 – е изд. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2001. - 648 с.
2. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин М.: Высшая школа, 2000. - 638 с.
3. Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов М.: Изд.- во МИСИС, 2001. - 416 с.
4. Научные основы материаловедения. Б.Н. Арзамасов, А.И. Крашенинников, Ж.П. Пастухова, А.Г. Рахштадт. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1994. - 366 с.
5. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П., Материаловедение: Учебник. М.:Машиностроение, 1990. - 528 с.
6. Лахтин Ю.М. Материаловедение и термическая обработка металлов.- М.: Металлургия, 1993. – 370 с.
7. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка. – М.: Металлургия, 1993. – 268 с.
8. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. М.: Металлургия, 1985. – 460 с.
9. Мотивилин Г.В. и др. Автомобильные материалы. - М.: Транспорт, 1989. – 165 с.
10. Лахтин Ю.М. Основы выбора материалов и упрочняющей технологии. М.: МАДИ, 1993. – 250 с.

Навчальне видання

Куцова Валентина Зиновіївна

Ковзель Максим Анатолійович

Носко Ольга Анатоліївна

ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В СПЕЦІАЛЬНИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Навчальний посібник

Тем. план 2007, поз. 193

Підписано до друку 10.10.2007. Формат 60x84 $\frac{1}{16}$. Папір друк. Друк
плоский. Облік. – вид. арк. . Умов. друк. арк. . Тираж 100 пр.

Замовлення №

Національна металургійна академія України
49600, м. Дніпропетровськ-5, пр. Гагаріна, 4

Редакційно-видавничий відділ НМетАУ