

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

В.З. КУЦОВА, М.А. КОВЗЕЛЬ, О.А. НОСКО

ЛЕГОВАНІ СТАЛІ
ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Дніпропетровськ НМетАУ 2008

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНА МЕТАЛУРГІЙНА АКАДЕМІЯ УКРАЇНИ

В.З. КУЦОВА, М.А. КОВЗЕЛЬ, О.А. НОСКО

ЛЕГОВАНІ СТАЛІ
ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Затверджено Міністерством освіти і науки України як
підручник для студентів вищих навчальних закладів

Дніпропетровськ НМетАУ 2008

УДК 669.01 Леговані сталі та сплави з особливими властивостями.
Підручник / Куцова В.З., Ковзель М.А., Носко О.А. – Дніпропетровськ:
НМетАУ, 2008. – 348 с.

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

Призначений для студентів спеціальностей: 7.090104 – металознавство, 7.090101 – прикладне матеріалознавство, а також може використовуватися студентами інших спеціальностей.

Іл. 106. Табл. 32. Бібліогр.: 43 найм.

Затверджено як підручник для студентів вищих навчальних закладів, які навчаються за напрямом «Інженерне матеріалознавство» Міністерством освіти і науки України; №1.4/18-Г-858, від 11.04. 2008 р.

Відповідальна за випуск В.З. Куцова, д-р. техн. наук, проф.

Рецензенти:

Вахрушева В.С., заступник директора, завідувач відділом матеріалознавства і технології термічної обробки труб і балонів, доктор технічних наук, професор ДП «Науково-дослідного та конструкторсько-технологічного інституту трубної промисловості ім. Я.Ю. Осади

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

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

© В.З. Куцова

© М.А. Ковзель

© О.А. Носко

ЗМІСТ

ВСТУП	6
1. ЛЕГУЮЧІ ЕЛЕМЕНТИ ТА КЛАСИФІКАЦІЯ СТАЛІ	8
1.1 Основні поняття та визначення	8
1.2 Класифікація легуючих елементів	9
1.3 Вплив легуючих елементів на критичні точки сталі	12
1.4 Домішки в сталях	14
1.5. Гази в сталях	18
1.6 Маркування сталі	19
1.7 Класифікація сталі	20
2. ФАЗИ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ: ТВЕРДІ РОЗЧИНИ ТА ЗМІЦНЮЮЧІ ФАЗИ	26
2.1. Структура й властивості легованого фериту	26
2.2 Структура і властивості легованого аустеніту	28
2.3 Карбіди і нітриди	31
2.3.1 Загальні закономірності	31
2.3.2 Інтерметаліди	32
2.3.3 Електронні з'єднання (фази Юм-Розері)	32
2.3.4 Сігма-фази	33
2.3.5 Фази Лавеса	35
2.3.6 Геометрично щільноупаковані фази	36
3 ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ ПРИ НАГРІВАННІ	38
3.1 Утворення аустеніту при нагріванні	38
3.2 Розчинення карбідів і нітридів в аустеніті	43
3.3 Ріст зерна аустеніту	44
4 ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ	46
4.1 Вплив легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту	46
4.2 Діаграми розпаду переохолодженого аустеніту	49
4.3 Перлітне перетворення	53
4.4 Проміжне перетворення	55
4.5 Мартенситне перетворення	71
4.5.1 Мартенситні перетворення та їх особливості	71
4.5.2 Термодинаміка мартенситного перетворення	75
4.5.3 Класифікація мартенситних фаз в сталях	77

4.5.4 α -мартенсит	80
4.5.5 χ' -мартенсит	107
4.5.6 ε -мартенсит	111
4.5.7 ε' -мартенсит	126
5 ВІДПУСК ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ	137
5.1 Розпад мартенситу	137
5.2 Утворення спеціальних карбідів і їх коагуляція	137
5.3 Розпад залишкового аустеніту	139
5.4 Явище повернення й рекристалізація матриці	141
5.5 Дисперсійне зміцнення	142
5.6 Відпускна крихкість сталі	145
6 КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ	149
6.1 Загальна характеристика	149
6.2 Вуглецеві конструкційні сталі	151
6.2.1 Автоматні сталі	155
6.2.2 Будівельні сталі	156
6.2.3 Арматурні сталі	161
6.2.4 Машинобудівельні сталі	163
6.2.5 Сталі для холодного штампування	165
6.3 Леговані конструкційні сталі	167
6.3.1 Сталі, що цементуються	169
6.3.2 Сталі, що поліпшуються	171
6.3.3 Високоміцні сталі	174
6.3.4 Ресорно-пружинні сталі	177
6.3.5 Шарикопідшипникові сталі	178
6.3.6 Зносостійкі сталі	179
6.3.7 Високоміцні сталі з високою пластичністю (ТРІП- або ПНП-сталі)	182
6.3.8 Кріогенні сталі	182
7 ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ І СПЛАВИ	184
7.1 Вуглецеві інструментальні сталі	184
7.2 Леговані інструментальні сталі	186
8 СТАЛІ І СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ФІЗИЧНИМИ І ХІМІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ	204
8.1 КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ	205
8.1.1 Загальні відомості	205

8.1.2 Корозійностійкі сталі	206
8.2 Теплостійкі, жаростійкі і жароміцні сталі і сплави	218
8.2.1 Жаростійкі сталі	222
8.2.2 Жаростійкі сплави	236
8.3 ЖАРОМІЦНІ МАТЕРІАЛИ	237
8.3.1 Загальні положення та визначення	237
8.3.2 Жароміцні сплави на основі нікелю, титану та кобальту	246
8.3.3 Жароміцні та особливожароміцні сплави на основі тугоплавких металів	266
8.3.4 Сталі з особливими тепловими властивостями	283
8.4 МАГНІТНІ МАТЕРІАЛИ	291
8.4.1 Загальні положення та класифікація	291
8.4.2 Магнітом'які матеріали	294
8.4.3 Магнітотверді матеріали	307
8.5 Сталі і сплави з високим омичним опором	311
8.6 СПЛАВИ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ	313
8.6.1 Загальні положення, класифікація та галузі використання	313
8.6.2 Сплави на основі алюмінідів титану	319
8.6.3 Сплави на основі алюмінідів нікелю	324
8.6.4 Області використання сплавів на основі інтерметалідів	327
9 СПЛАВИ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ	330
10 НАДПРОВІДНИКОВІ МАТЕРІАЛИ	334
10.1 Надпровідність і надпровідникові матеріали	334
10.2 Перспективні використання надпровідних матеріалів	340
РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА	344

ВСТУП

У теперішній час леговані сталі та сплави є найпоширенішим та найуніверсальнішим класом матеріалів. Більшість металічних матеріалів характеризуються кристалічним станом, їх структура сформована в результаті обмеженого числа фазових перетворень. Це дозволяє розглядати закономірності формування структури й властивостей з єдиних позицій в сплавах будь-якого складу. Встановлення взаємозв'язку склад-структура-властивості дозволяє не тільки поліпшити якість вже існуючих матеріалів, а й створювати нові, із заздалегідь заданими властивостями. В дійсний час леговані сталі та сплави з особливими властивостями займають у загальному об'ємі виробництва металевих матеріалів головне місце. З них виготовляють найбільш відповідальні деталі та вироби для різних галузей машинобудування.

Дисципліна «Леговані сталі» є однією з невід'ємних частин курсу «Металознавство і термічна обробка» - області науки і техніки, що займається вивченням хімічних складів, кристалічної структури, структурного стану і властивостей металів і сплавів; розробкою фізико-хімічних основ створення нових металевих матеріалів із заданими властивостями і нових технологічних процесів термічної, хіміко-термічної і термомеханічної обробки.

Значення вирішення наукових і практичних проблем даного напрямку для металургійної промисловості, машинобудування і народного господарства полягає в створенні нових металевих матеріалів із заданим рівнем фізичних, механічних, хімічних, технологічних і експлуатаційних властивостей, забезпеченні високого рівня стабільності цих властивостей, що дозволяє ефективно і раціонально використовувати метали і сплави в принципово нових конструкціях і типах машин, приладів, агрегатів, забезпечуючи тим самим науково-технічний прогрес.

Одним з основних конструкційних матеріалів металургійної промисловості і машинобудування є леговані сталі. У підручнику описані наступні області дослідження легованих сталей:

- вивчення взаємозв'язку хімічного і фазового складів (що характеризуються різними типами діаграм), зокрема діаграмами стану з фізичними, механічними, хімічними і іншими властивостями сплавів.

- теоретичні і експериментальні дослідження фазових і структурних перетворень в металах і сплавах, що відбуваються при різних зовнішніх діях.

- теоретичні і експериментальні дослідження впливу структури (типу, кількості і характеру розподілу дефектів кристалічної будови) на фізичні, хімічні, механічні, технологічні і експлуатаційні властивості металів і сплавів.

- дослідження працездатності металів і сплавів в різних умовах, вибір і рекомендація найбільш економічних і надійних металевих матеріалів для конкретних технічних призначень з метою скорочення металоємності, збільшення ресурсу роботи, підвищення рівня заданих фізичних і хімічних характеристик деталей машин, механізмів, приладів і конструкцій.

- розробка нових принципів створення сплавів, що мають заданий комплекс властивостей, зокрема для роботи в екстремальних умовах.

Автори виражають глибоку вдячність і подяку рецензентам підручника: професору, доктору технічних наук, завідувачу кафедрою технології металів Національного гірничого університету **ДІДИКУ РОСТИСЛАВУ ПЕТРОВИЧУ**, доктору технічних наук ДП «Науково-дослідного і конструкторсько-технологічного інституту трубної промисловості ім. Я.Ю. Осади» **ВАХРУШЕВІЙ ВЕРІ СЕРГІЙВНІ** і доктору технічних наук, професору кафедри технології виробництва Дніпропетровського державного університету **САНІНУ АНАТОЛІЮ ФЕДОРОВИЧУ**.

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, які 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. Вказані 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≤0,8%; Si≤0,4%; Cr≤0,3%; Ni≤0,3%; Cu≤0,3%; Mo≤0,1%; W≤0,2%; P≤0,025-0,040%; S≤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 та 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 за ступенем 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 добудованою є d-оболонка у металевому атомі. Легуючі елементи змінюють температури поліморфних перетворень заліза, тобто положення тт. A_3 , A_4 , тим самим впливають на вид діаграм залізо-легуючий елемент:

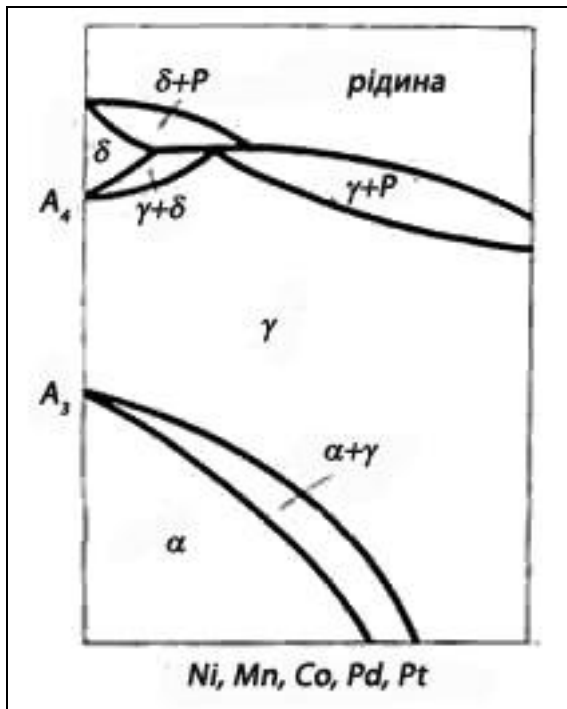
A_4 : $\delta \leftrightarrow \gamma$ (поліморфне перетворення);

A_3 : $\gamma \rightarrow \alpha$ (поліморфне перетворення).

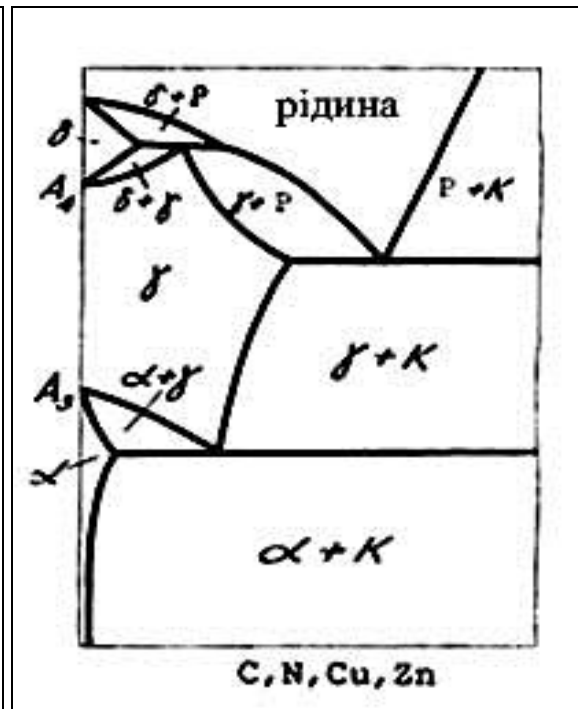
По впливу легуючих елементів на діаграми стану їх можна розділити на дві групи, кожна з яких, у свою чергу, ділиться на дві підгрупи. Схема по Ф. Веферу ілюструє класифікацію легуючих елементів по їх впливу на поліморфізм заліза (рисунок 1.1).

До першої групи відносяться легуючі елементи, що розширюють γ -область (рис. 1.1, 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 (рис. 1.1, 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 (рис. 1.1, б). До таких елементів відносяться C, N, Cu, Zn.

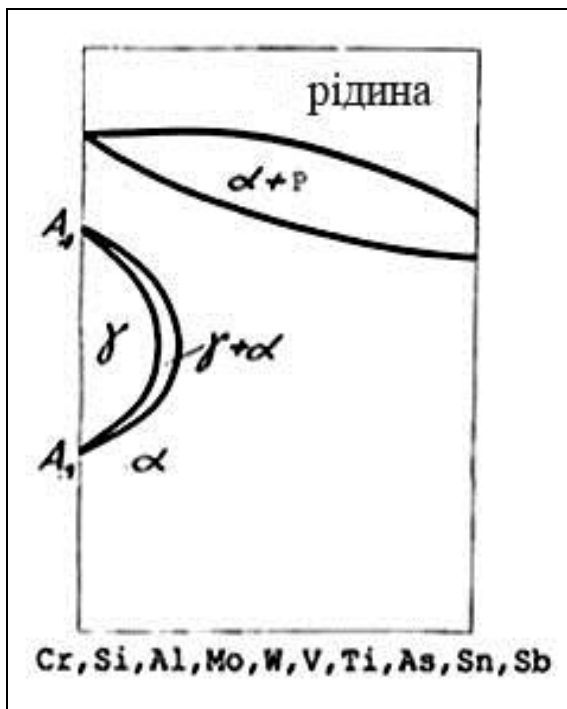
До другої групи відносяться елементи, що звужують γ -область (рис. 1.1, в, г). Звуження γ -області буде відбуватися в тому випадку, якщо елемент знижує точку A_4 і підвищує A_3 . При визначеній концентрації легуючого елемента може відбуватися повне замикання γ -області.



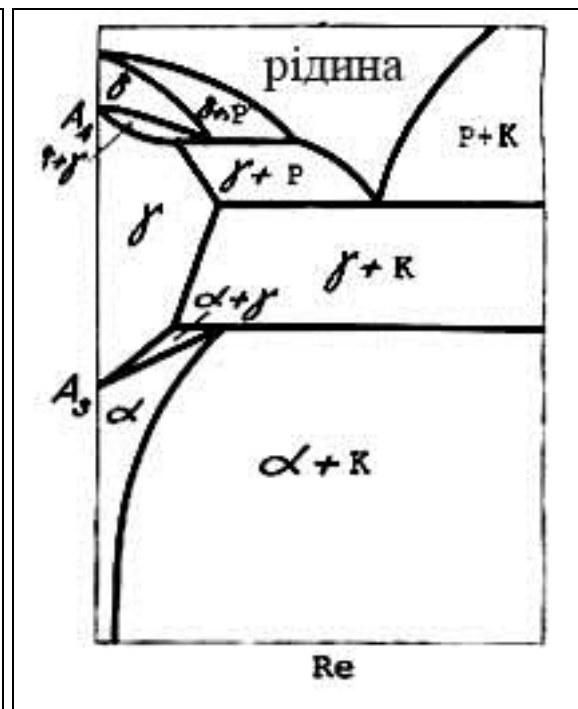
а



б



в



г

Рисунок 1.1 – Схема за Ф. Вефером. Вплив легуючих елементів на поліморфізм заліза

У цій групі розрізняють також подвійні системи з замкнутою γ -областю і гомогенною α -областю (закрита γ -область (рис. 1.1, в)) і

системи, у котрих γ -область обмежена областю гетерогенних структур (звужена γ -область (рис. 1.1, г)).

Таким чином, легуючі елементи другої групи розділяють на елементи, що утворюють із залізом сплави з цілком замкнутою γ - областю і утворенням гомогенної α -області (B, Al, Si, V, Cr, Mo, W, Ti, As, Sn, Sb) та 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 залізо-легуючий елемент обумовлений впливом різних чинників:

- ізоморфністю легуючих елементів з однією з модифікацій заліза (γ або α);
- розходженням атомних радіусів заліза і легуючого елементу;
- характером і енергією міжатомної взаємодії;
- електронною будовою атомів заліза і легуючого елементу.

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 елементу 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 перліт $\rightarrow$ аустеніт ($\Phi + \Psi \rightarrow A$): $\alpha \rightarrow \gamma$ і $\Psi \rightarrow \gamma$. 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 γ -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.

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

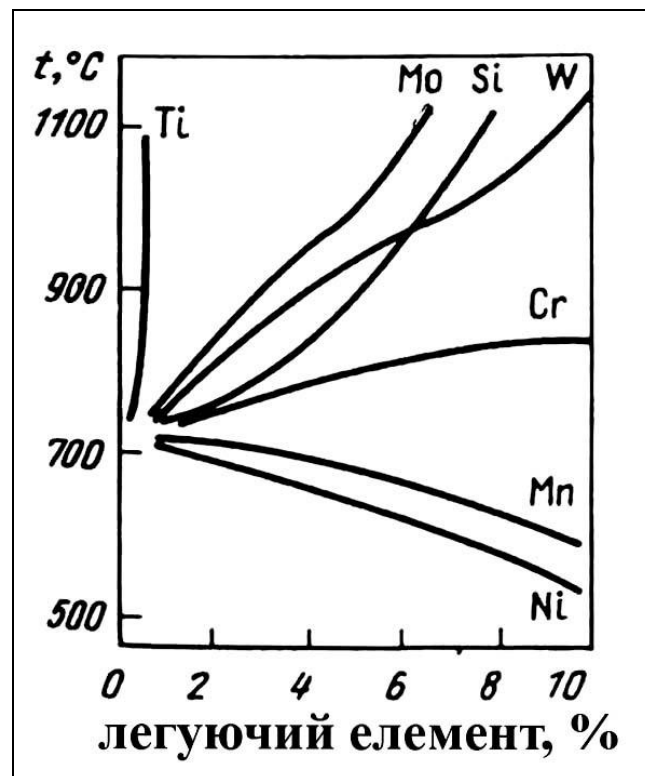


Рисунок 1.2 – Вплив легування на положення точок A_{C1} в сталі

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. Гудкова, домішки в сталях підрозділяють на *постійні, випадкові та шкідливі*.

Постійні домішки. Марганець, кремній 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.

Кремний, в добре розкислених спокійних сталях міститься в межах 0,17–0,3%, в низько вуглецевих ($\leq 0,2\%C$) 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.

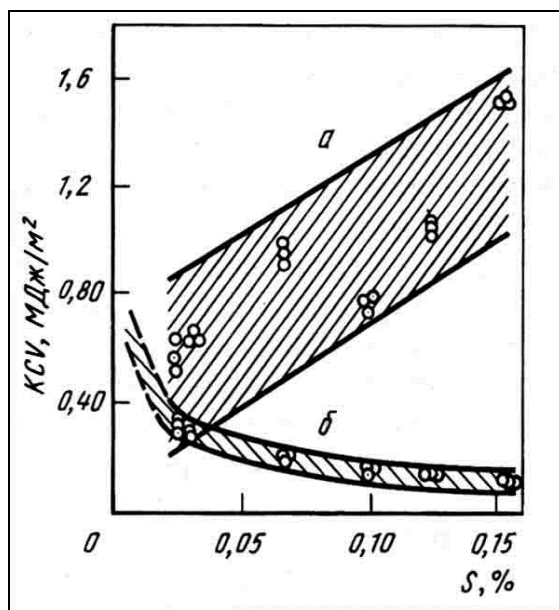
Сірка. При кімнатній температурі розчинність сірки в α -Fe практично відсутня, тому вся сірка в сталі зв'язана в сульфїди FeS і MnS і частково в сульфїди легуючих елементів.

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 змінювати свою форму. Якщо сірка зв'язана з залізом, 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 не сульфідної 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 (рисунок 1.4).



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

На зразках, вирізаних поперек 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 жароміцні властивості.

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

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

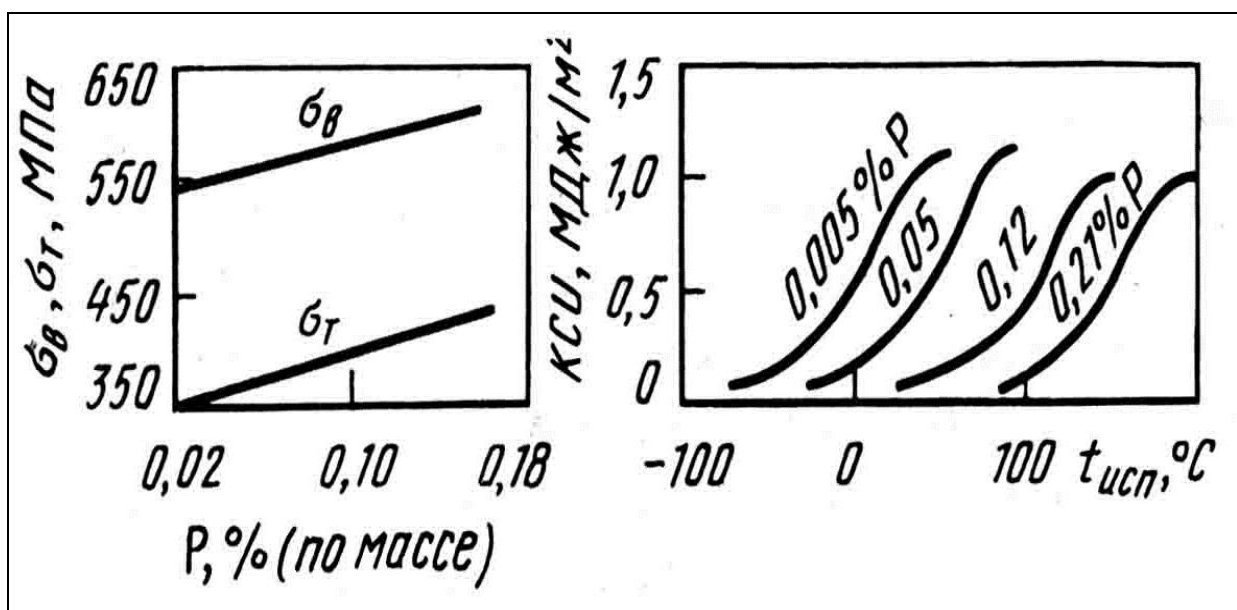


Рисунок 1.5 – Вплив фосфору на σ_B і σ_T і ударну в'язкість KCU низьковуглецевої ферито-перлітної сталі (0,2%С, 1%Mn)

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 хладноламкості на кілька десятків відсотків, 0,01 % фосфору збільшує поріг хладноламкості на 20–25°C.

1.5. Гази в сталях

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

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), то він позитивно впливає на властивості сталі.

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

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 відсотку (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, сталі, 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 відсотку: У7, У8, У9...У13. В легованих сталях основні легуючі елементи позначають буквами А - азот, Б - ніобій, М - молібден, Т - титан, Г - марганець, Ю - алюміній, Д - мідь, С - кремній, Х - хром, Ф - ванадій, В - вольфрам, Ц - цирконій, Р - бор, П - фосфор, Н - нікель, Е - селен. Цифри після букв у позначенні марки вказують кількість даного елементу у відсотках. При середньому вмісті легуючого елементу до 1,5 % цифру за буквою не приводять. Вміст вуглецю вказують на початку марки сталі в сотих долях відсотку 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 за 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 відсотку. 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 елементу – 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 в цих сталях не повинна перевищувати 2,5%;

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

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

1.5. **Сплави на основі заліза** містять не менше 45%Fe, але його кількість є більшою, ніж іншого легуючого елементу. Залежно від наявності основного легуючого елементу 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. **Конструкційні сталі** – це сталі, що застосовуються для різних деталей машин, механізмів. Вона має певні механічні, фізичні, хімічні властивості. Конструкційні сталі діляться на:

- будівельні;
- машинобудівельні;
- сталі і сплави з особливими властивостями (теплотривкі, жароміцні, жаростійкі і т. інш.);

2.2. **Інструментальні сталі** – це сталі, які застосовуються для обробки металу різанням або тиском, мають 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;

Залежно від легуючих елементів, що містяться в сталі, положення евтектоїдної точки може бути різним при різному вмісті вуглецю (рис. 1.3).

3.2. За структурою, яка отримана при охолодженні на повітрі зразків невеликих перетинів, після високотемпературного нагріву до температури 900°C 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 в структурі 10% фериту.

4. За якістю сталі поділяють на:

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

Головною їх ознакою є більш високі вимоги за хімічним складом, 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 кожного;

сталі високоякісні містять 0,025% S, P кожного;

сталі особливо високоякісні містять 0,015% S, 0,025% P;

Сталі звичайної якості (рядові). Це вуглецеві сталі, що містять до 0,6% вуглецю, їх виплавляють у конверторах і мартенівських печах, розливають у злитки великої ваги. 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 і 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 автолисту, який одержують глибокою витяжкою. Киплячі сталі схильні до крихкого руйнування, особливо при низьких температурах, їх використовують при менших знакоперемінних навантаженнях, ніж спокійні сталі. Для підвищення пластичності вміст вуглецю в киплячих сталях не повинен перевищувати 0,25%. 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. За хімічним складом якісні сталі – вуглецеві або леговані; 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 неметалевих включень менша, ніж в сталях звичайної якості. Марки 08, 10, 30, 50, 80 (цифра – середній вміст вуглецю в сотих частках відсотку). 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. За хімічним складом 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 електродових з електрошлаковим переплавом (ЭШП). У цих сталях вміст сірки мінімальний - $\leq 0,015\%$. Вміст вуглецю і легуючих елементів такий самий, як і в 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 хладноламкості в область більш низьких температур.

2. ФАЗИ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ: ТВЕРДІ РОЗЧИНИ ТА ЗМІЦНЮЮЧІ ФАЗИ

В легованих 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 – це 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.

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

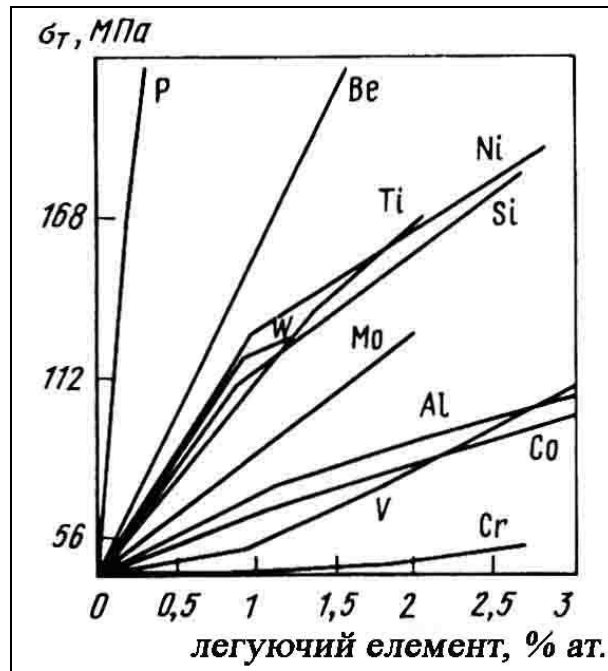


Рисунок 2.1 – Залежність межі текучості заліза від вмісту легуючих елементів заміщення

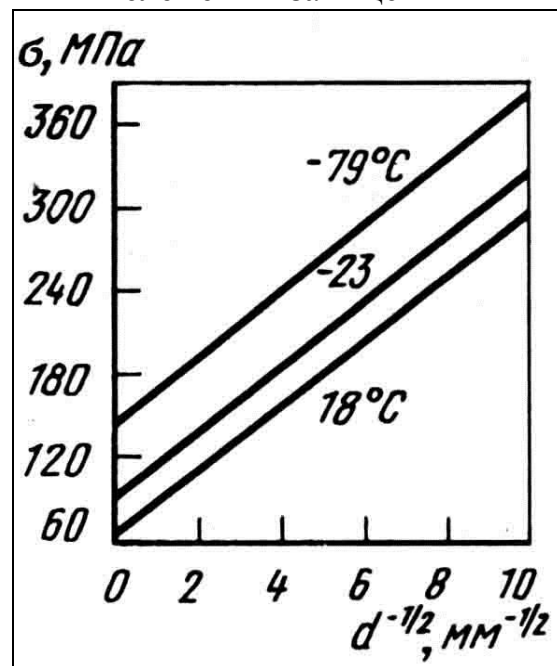


Рисунок 2.2 – Залежність межі текучості заліза від розміру зерна

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

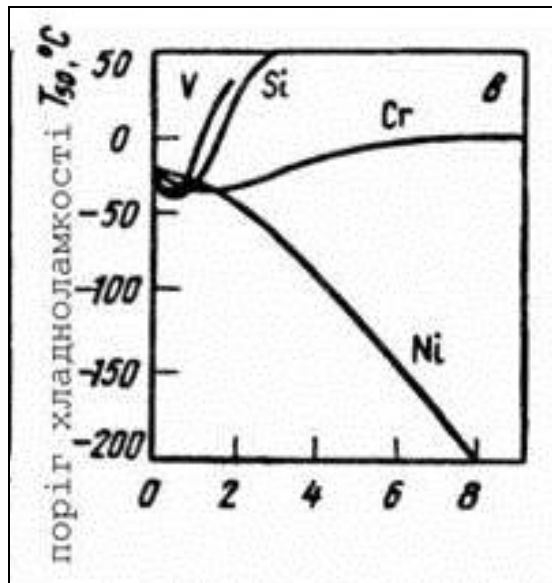


Рисунок 2.3 – Вплив легуючих елементів на схильність сталі до крихкого руйнування

Нікель при всіх концентраціях знижує поріг хладноламкості. Для ванадію і хрому концентрація, при якій температура переходу знижується, відповідає $<1\%$, для Mn $<2\%$, для 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.

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 у вказаних 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).

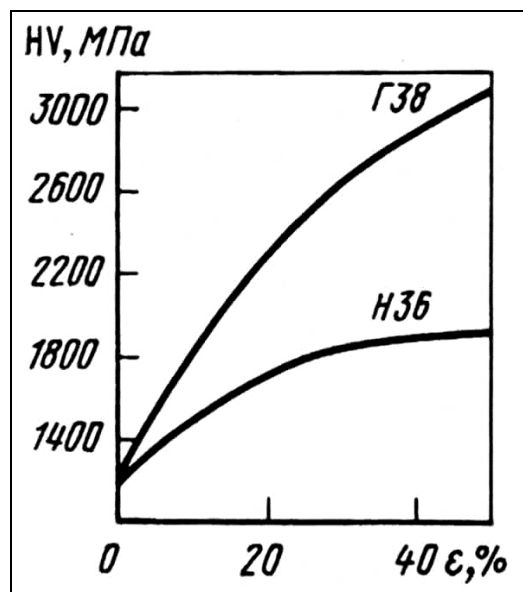
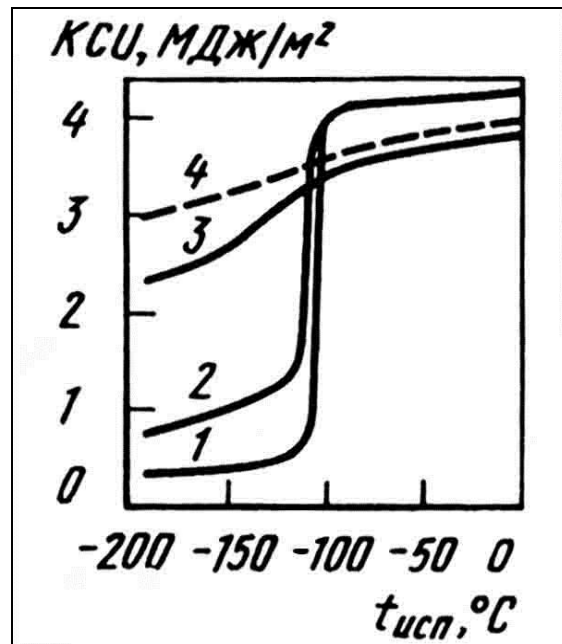


Рисунок 2.4 – Залежність твердості HV марганцевого (Г38) і нікелевого (Н36) аустеніту від ступеня пластичної деформації ϵ

Особливо це істотно при різних високих ступенях деформації. Марганцевий аустеніт характеризується хладноламкістю при низьких

температурах, що проявляється в різкому зниженні ударної в'язкості (рисунок 2.5).



1- сплав Г40; 2 - Г40Н10; 3 - Г40Х10; 4 - Н36

Рисунок 2.5 – Залежність ударної в'язкості від температури випробування марганцевого (1...3) і нікелевого (4) аустеніту

Це пов'язане з виникненням тетрагонального розтягування в щільноупакованій ГЦК структурі. Такі перекичування в ґратці обумовлені локалізацією 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 хладноламкості.

2.3 Карбіди і нітриди

2.3.1 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 номеру d-перехідних металів, наприклад: від титану до нікелю збільшується заповнювання електронних оболонок металу і сили зв'язку будуть зменшуватися. Перехідні метали за їх спорідненостю до вуглецю і азоту, міцності і стійкості карбідів та нітридів, їх стійкості до розпаду можна розташувати в наступний спадний 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.

2.3.2 Інтерметаліди

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

В цей час в сплавах виявлено більш ніж 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. фази Лавеса; 4. геометрично щільноупаковані фази.

2.3.3 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).

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

Фази Юм–Розері мають високі міцностні 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.

2.3.4 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 і розташованих на відносно більших відстанях.

Існування σ -фаз, як і фаз Юм–Розері, 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.

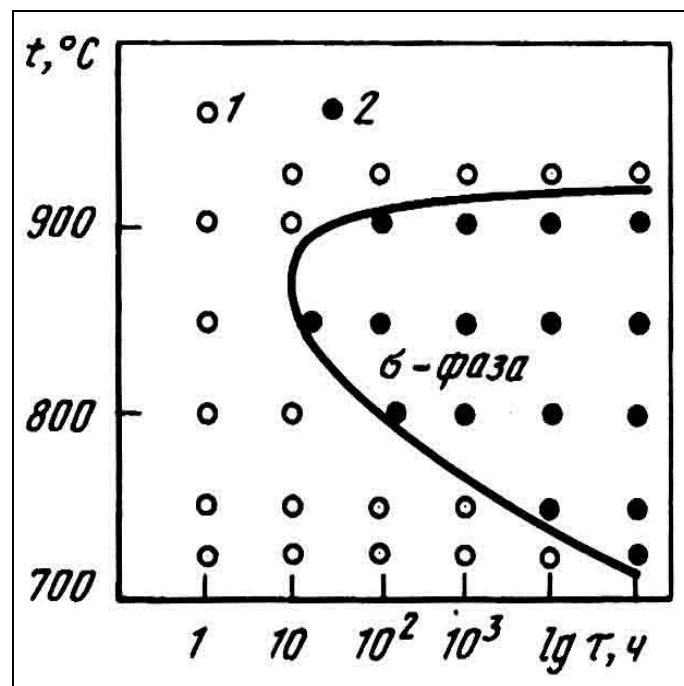
Як для електронних з'єднань, так і для σ -фаз, неможливо встановити певний склад, тому існування цих фаз звичайно зв'язують з певними значеннями електронної концентрації. В більшості відомих σ -фаз електронна концентрація становить 6.5-7.4 ел/ат., що дозволяє вважати ці фази певною групою електронних 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 $(\text{Cr, Mo})_x(\text{Ni, Co})_y$, де x та y можуть змінюватися від 1 до 7.

Виділення σ -фази відбувається при тривалих витримках в інтервалі температур 500–900°C і 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 2.6), положення якої визначається складом сплаву і його передісторією (литий або деформований стан, режим попередньої термічної обробки, напружений стан).



1 – σ фаза відсутня; 2 – σ -фаза виділяється

Рисунок 2.6 – Ізотермічна діаграма утворення σ -фази в жароміцному сплаві на нікелевій основі

Сігма-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 уздовж меж σ -фази, які служать джерелами зародження та поширення тріщин, що ведуть до крихкого руйнування.

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.

2.3.5 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 фактору 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.

2.3.6 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 сполучі типу A_3B елементу А відповідають більш електронегативні залізо, кобальт, нікель, а такі як алюміній, титан та ніобій - відповідають елементу В. Як правило, 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 2.7 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.

γ' - фаза є впорядкованою, причому далекий порядок зберігається майже до температури плавлення 1385°C . 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 2.8).

Сприятливий вплив A_3B фаз на властивості сталей і сплавів зв'язують із їх високою пластичністю, когерентним зв'язком з основним твердим розчином і високою стабільністю при підвищених температурах.

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.

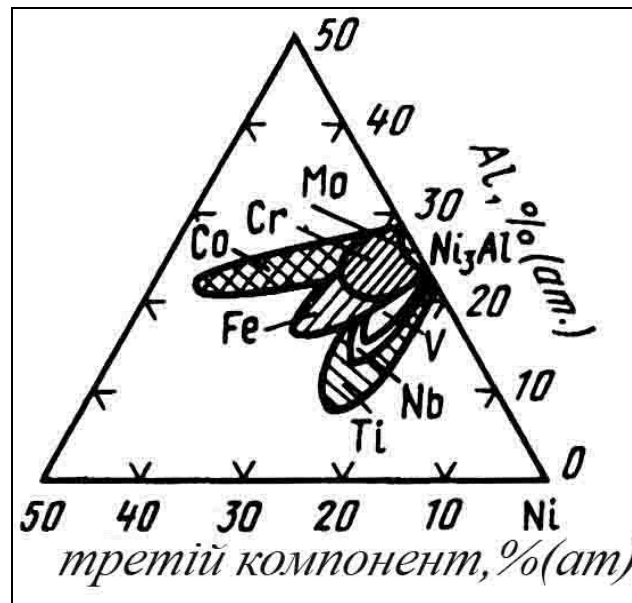


Рисунок 2.7 – Області твердого розчину на основі фази Ni_3Al при $1100^\circ C$ для різних легуючих елементів

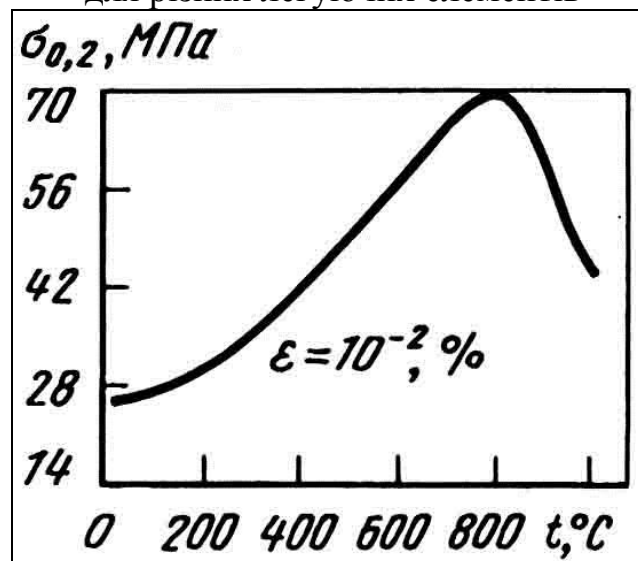


Рисунок 2.8 – Вплив температури випробування на межу текучості $\sigma_{0.2}$ γ' -фази типу $Ni_3(Ti, Al)$

3 ФАЗОВІ ПЕРЕТВОРЕННЯ В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

3.1 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 за двома конкуруючими механізмами 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 фазонагартваного 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, бейніт, 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 3.1.

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.

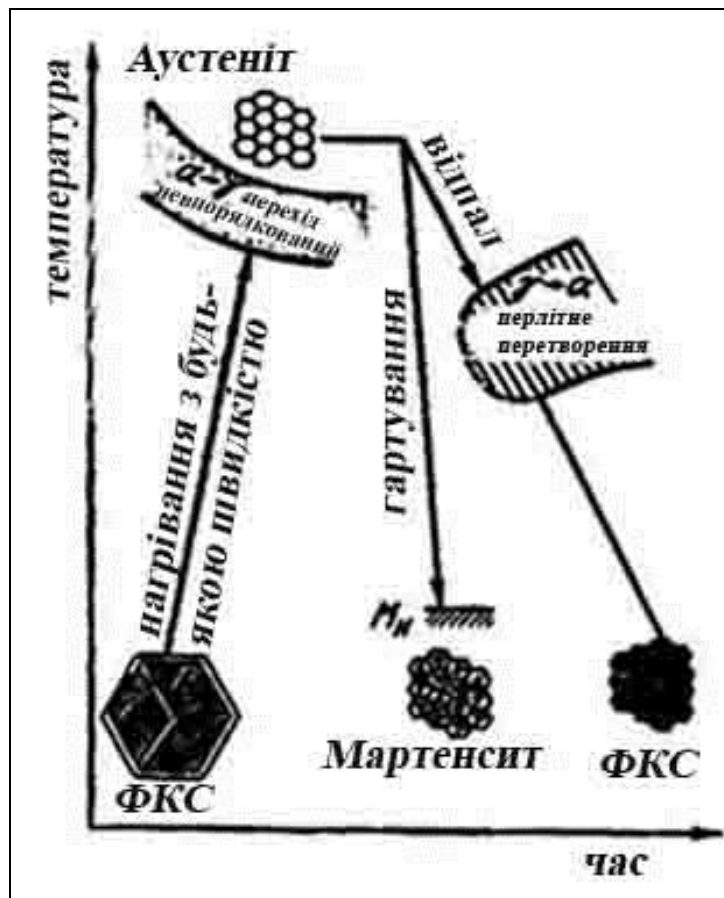


Рисунок 3.1 – Схема перекристалізації сталі з вихідною неупорядкованою структурою при нагріванні й охолодженні

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 зростання зерна аустеніту, їх збірна рекристалізація.

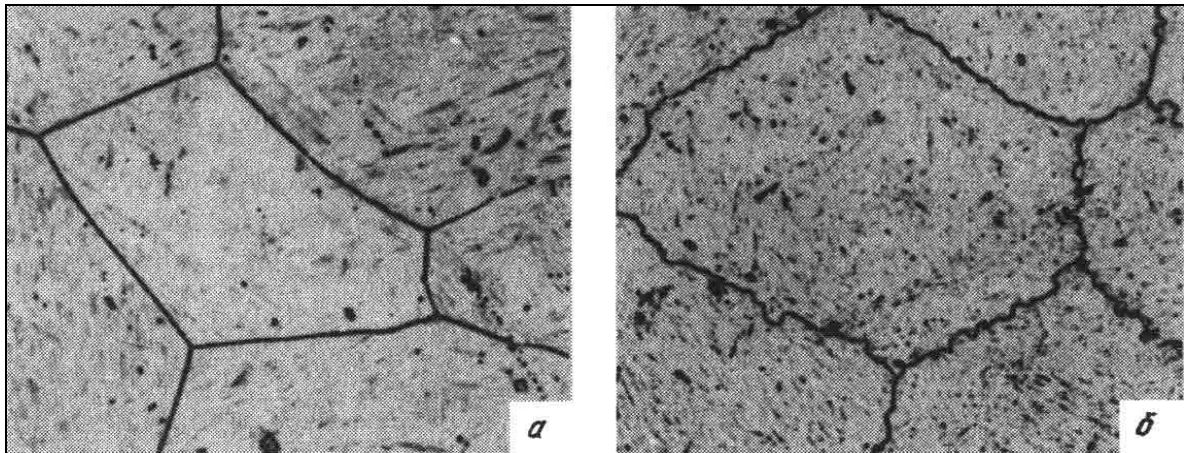
Вихідна впорядкована структура. Структурна спадковість в сталі. Механізм фазової перекристалізації при нагріванні вихідної впорядкованої структури помітно складніший, ніж «нормальний» механізм перекристалізації.

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 $A_{C3} + (30 \dots 50^\circ\text{C})$, тобто відновлюється вихідне зерно, а перекристалізація сталі не відбувається (рисунок 3.2). Така картина спостерігається лише при певному легуванні сталі й певних швидкостях повторного нагрівання.

В залежності від легування й швидкості нагрівання можна згрупувати сталі за ступенем прояву структурної спадковості. Нижче за даними В.І. Зельдовича показаний вплив легування і швидкості нагрівання на прояв структурної спадковості (знак «+» означає прояв структурної спадковості, а «-» її відсутність) в сталі (таблиця 3.1).

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.



а - вихідна впорядкована структура – мартенсит; б – відновлення крупного зерна аустеніту при повільному нагріванні (2 °С/хв) вище A_{c3}
 Рисунок 3.2 – Структурна спадковість в сталі 37ХН3Т, х300

Таблиця 3.1 – Вплив швидкості нагріву на структурну спадковість сталі

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

Для легованої сталі на рисунку 3.3 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 дифузійний 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.

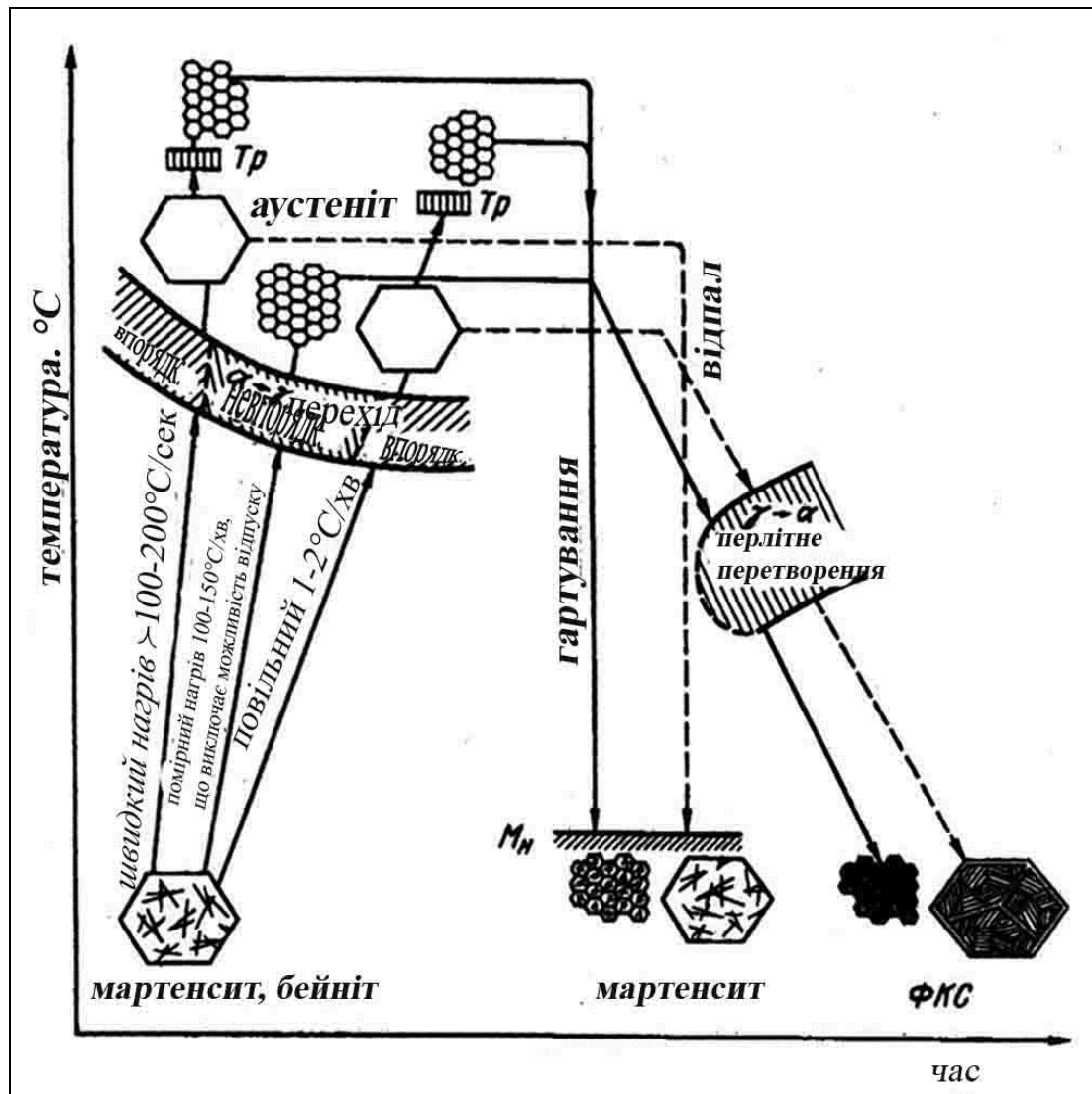


Рисунок 3.3 – Схема перекристалізації сталі з вихідною впорядкованою структурою при нагріванні й охолодженні

Збільшення швидкості нагрівання веде до порушення впорядкованості в процесі формування аустенітної структури і 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.

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, 37ХНЗА, 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 нафталіністий злам. В сталях, що мартенситостаріють, відновлення крупного зерна відбувається при звичайній технології їх термічної обробки.

3.2 Розчинення карбідів і нітридів в аустеніті

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

Розчинення фаз, зокрема карбідних і нітридних часток, здійснюється шляхом переходу атомів з нестабільної фази в стабільний 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, чим карбіди й нітриди ванадію. Великий вплив на розчинність карбиду 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 коефіцієнту термодинамічної активності.

3.3 Ріст зерна аустеніту

З підвищенням температури і збільшенням тривалості витримки в аустенітній області відбувається ріст зерна аустеніту. Рушійною силою збірної рекристалізації аустеніту є прямування 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 і 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):

$$d = (4/3) \times (r/f) \quad (3.1)$$

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 зростанню зерна. Також збільшують схильність до росту зерна бор, марганець та кремній.

4 ПЕРЕТВОРЕННЯ ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНИТУ

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.

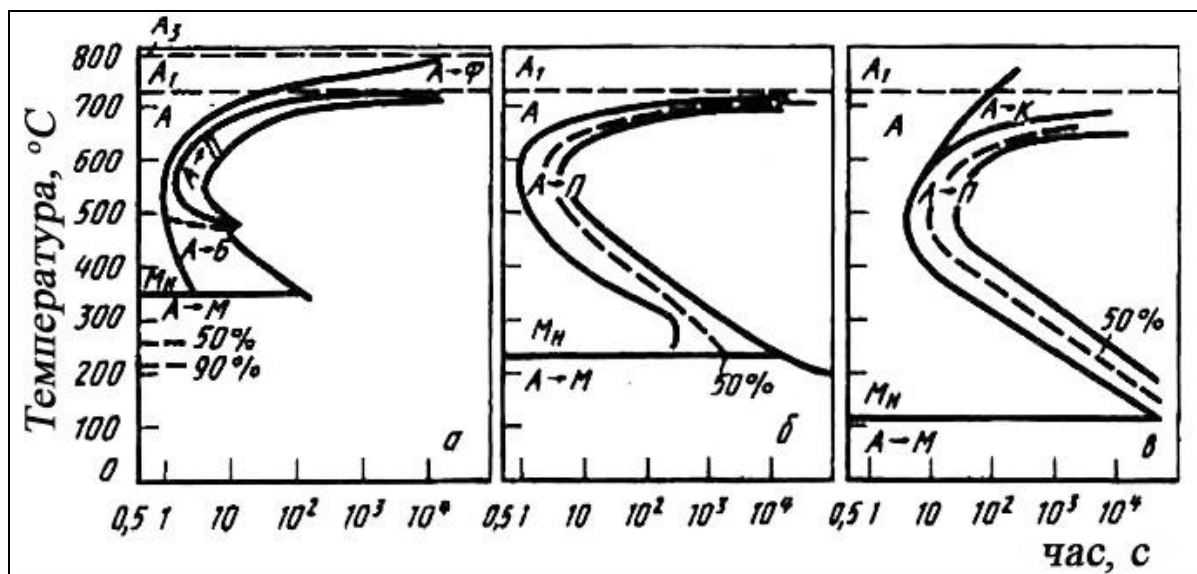
4.1 Вплив легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту

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

На рисунку 4.1 наведені діаграми для вуглецевих сталей з різним вмістом вуглецю. Стойкість аустеніту характеризується С-образними кривими початку й кінця перетворень. В доевтектоїдних і заевтектоїдних сталях перед перлітним перетворенням є лінії виділення надлишкових фаз (фериту і цементиту відповідно).

Елементи, що не утворюють карбідів (Ni, Al, Si, Cu), принципово не змінюють вид С - кривої, зміщують її по температурі перетворення і підвищують стойкість аустеніту, тобто збільшують інкубаційний період розпаду, зрушуючи лінії на 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 стойкості аустеніту між ними.



*а – доевтектоїдна сталь (0,45%С); б - евтектоїдна сталь (0,8%С);
в - заевтектоїдна сталь (1,2%С)*

Рисунок 4.1 – Діаграма ізотермічного розпаду аустеніту в вуглецевих сталях

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 – Сr і Ni. Кобальт зменшує інкубаційний період. В доевтектоїдних 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 доевтектоїдних сталях, і підвищує швидкість

утворення надлишкового карбїду в заевтектоїдних сталях. Швидкість утворення ферито-карбїдної 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 4.2).

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.

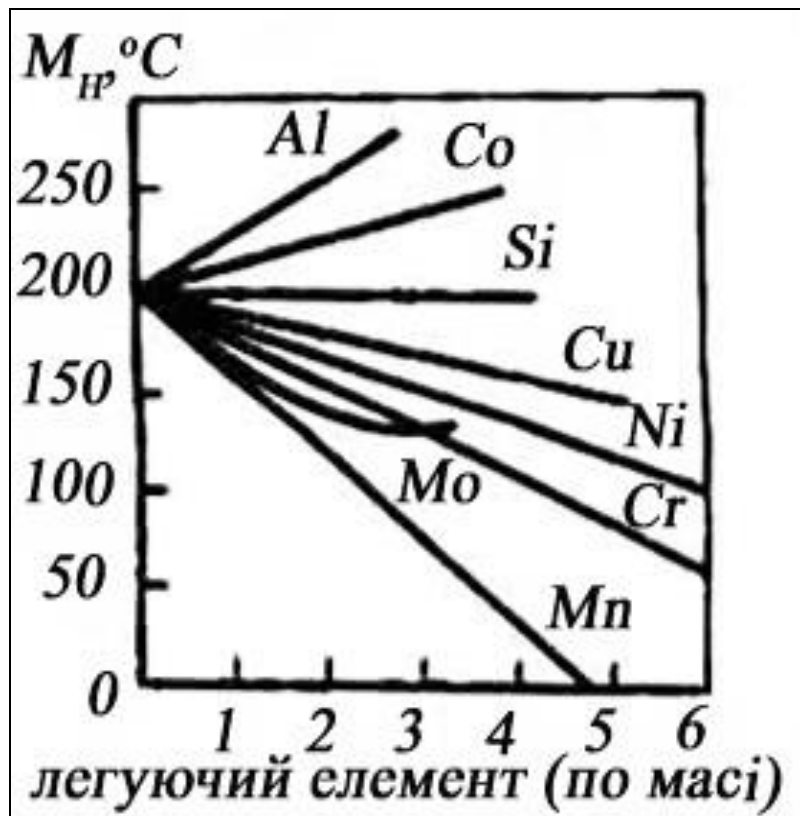


Рисунок 4.2 – Вплив вмісту легуючих елементів на температуру початку мартенситного перетворення M_H сталі з 0,9%С

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.

4.2 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.

Термокінетичні 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 термокінетичну діаграму, можна визначити температуру перетворення аустеніту та оцінити структуру, що при цьому одержується. Термокінетична 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 термокінетичній 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 термокінетичних діаграм (рисунк 4.3).

Для вуглецевих і деяких низьколегованих сталей, що містять в основному елементи, що не утворюють карбідів – нікель, кремній, мідь (рисунк 4.3, а), ізотермічний розпад аустеніту характеризується S-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 (рисунок 4.3, б, г), діаграми розпаду мають дві чітко роздільні між собою області перлітного і проміжного перетворень, для кожної з яких характерні свої С – образні криві.

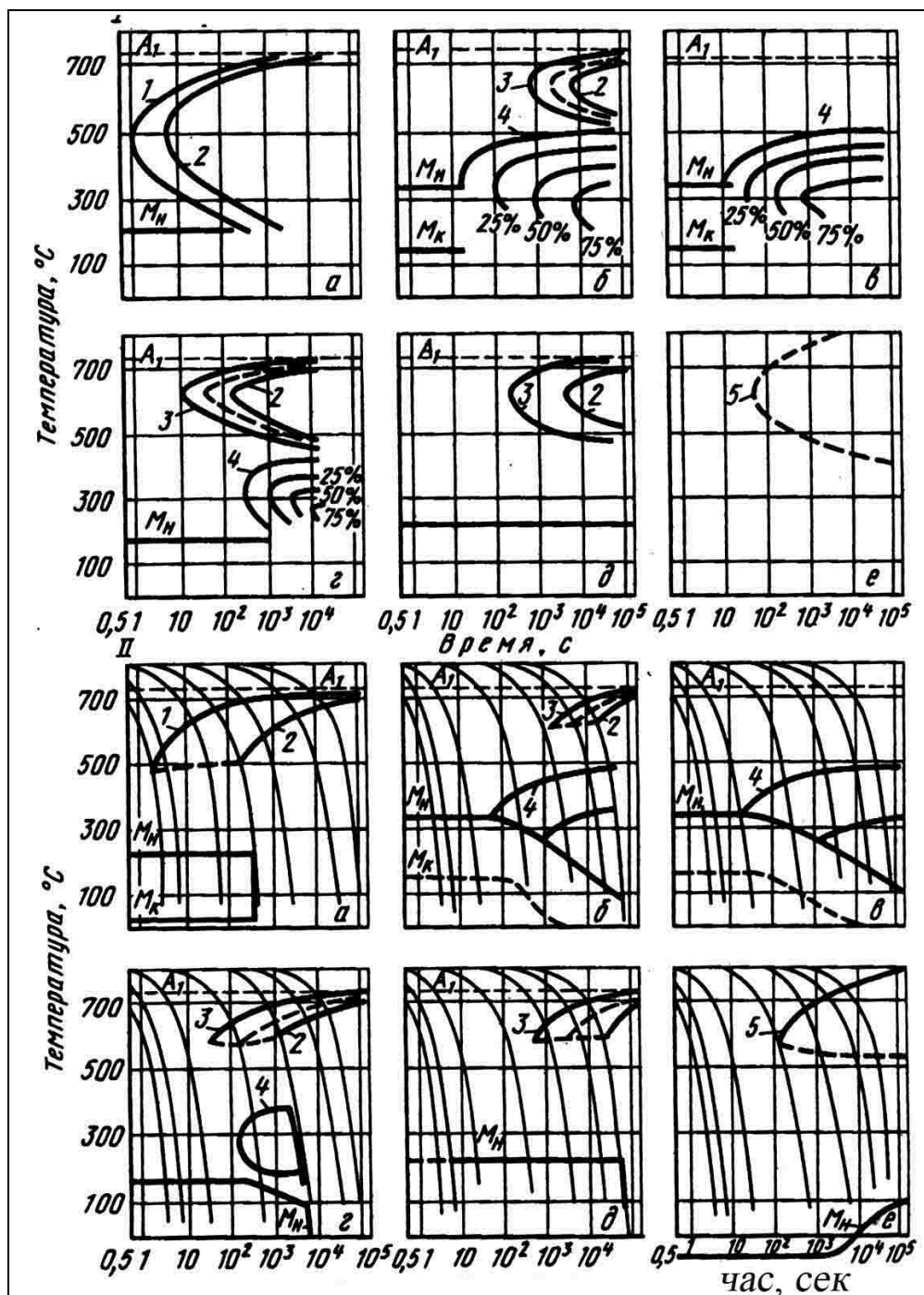
При вмісті вуглецю 0,4 – 0,5% в конструкційних сталях (типу 20Х2Н4А, 45ХН2МФА, 30ХГСА, 38ХМЮА й ін.) перетворення по І сходинок зрушено вправо стосовно перетворення по ІІ сжинці (рисунок 5.3. б), а при більшому вмісті вуглецю, навпаки, І сжинка зміщується вліво стосовно ІІ сжинки (рисунок 4.3, г).

Для хромонікельмолібденових і хромонікельвольфрамових сталей, (наприклад, 12Х2Н4, 18Х2Н4МА, 25Х2Н4МА) при вмісті вуглецю в межах 0,13 – 0,25% (рисунок 4.3, в) характерна висока стійкість переохолодженого аустеніту в перлітній області, і мала його стійкість в бейнітній області, внаслідок чого І сжинка на діаграмі розпаду аустеніту відсутня.

В високолегованих хромистих сталях типу 30Х13, 40Х13, 20Х17 (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 37Х12Н8М8МФБ (ЕІ481), 45Х14Н14У2М (ЕІ69) (рисунок 4.3, е) завдяки високому вмісту хрому, нікелю, марганцю і вуглецю температура початку мартенситного перетворення знаходиться нижче кімнатної, а розпад аустеніту по І і ІІ сжинках практично не спостерігається.

Слід відзначити, що вище описаний поділ діаграм є умовним, тому що вони не охоплюють усього різноманіття ізоермічних і термодінемічних діаграм 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

Рисунок 4.3 – Основні різновиди діаграм (I - ізотермічні, II - термокінетичні) розпаду переохолодженого аустеніту

4.3 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, яке 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 елементу 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 $(Fe,Mo)_{23}C_6$, MoC , Mo_2C , $(Fe,Mo)_6C$ (аналогічні карбіди утворює вольфрам).

В хромистих сталях наряду 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 легованого хромом цементиту можливе утворення гексагонального карбиду 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 формується в конструкційних сталях у гарячекатаному стані, а так само після гартування в центрі великих виливків.

4.4 Проміжне перетворення

Проміжне (бейнітне) перетворення за своїми ознаками — 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 $\gamma \leftrightarrow \alpha$ – переходу та карбідоутворення.

Кінетика проміжного перетворення має ряд особливостей:

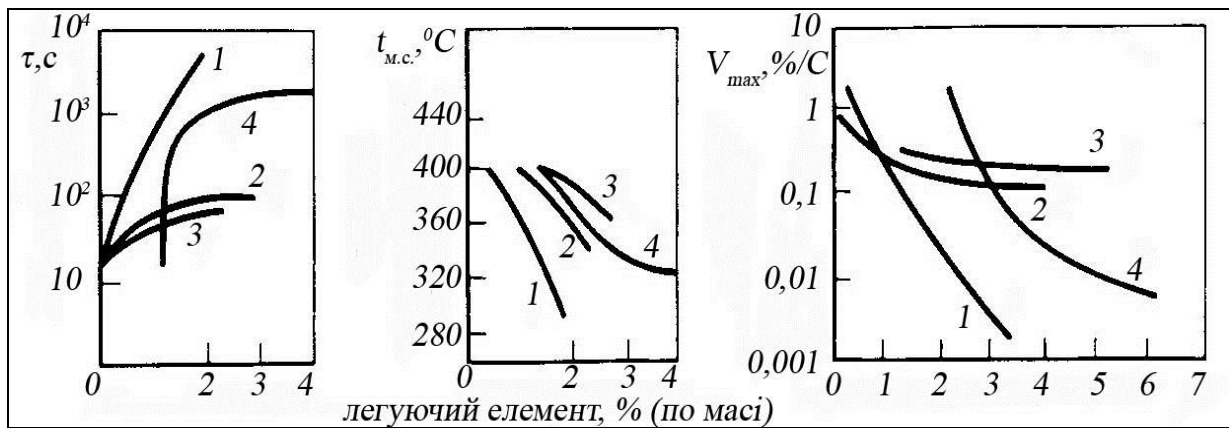
- наявність інкубаційного періоду;
- неповне перетворення аустеніту в ізотермічних умовах і збереження деякої кількості залишкового аустеніту.

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.

На рисунку 4.4 показано вплив легуючих елементів на тривалість інкубаційного періоду, температуру мінімальної стійкості аустеніту і максимальну швидкість перетворення в проміжній області для високо вуглецевих сталей з 1,0% С. Марганець і хром (рис. 4.4) суттєво впливають на кінетику проміжного перетворення, збільшуючи тривалість інкубаційного періоду, і знижують температуру мінімальної стійкості аустеніту і максимальну швидкість перетворення.

Механізм проміжного перетворення і морфологія продуктів проміжного перетворення можуть істотно залежати від температури перетворення.



1 – 3 – сталь з 1,0% C, 1,0% Cr (1 – вплив Mn; 2 – Mo; 3 – W); 4 – сталь з 1,0% C, 0,3% Mn (вплив Cr)

Рисунок 4.4 – Вплив хрому, молібдену, вольфраму і марганцю при температурі максимальної стійкості аустеніту на тривалість інкубаційного періоду τ , температуру мінімальної стійкості аустеніту $t_{m.c.}$ і максимальну швидкість перетворення V_{max} в проміжній області (К. Бунгардт, Мюллер)

При температурах нижче M_N в деяких сталях після закінчення мартенситного може здійснюватися проміжне перетворення залишкового аустеніту (рис. 4.5). Проміжне перетворення в легованих сталях починається з перерозподілу вуглецю в аустеніті, який проходить за дифузійним механізмом. При цьому в ділянках аустеніту, які збіднені вуглецем, реалізується мартенситне бездифузійне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Подібний процес обумовлений підвищенням мартенситної точки при зниженні вмісту вуглецю. Чим вищою є температура проміжного перетворення, тим вищою повинна бути мартенситна точка в ділянках аустеніту, які перетерплюють $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення, тобто тим нижчим є вміст вуглецю в цих ділянках.

Чим вищою є температура проміжного перетворення, тим вищим є 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.

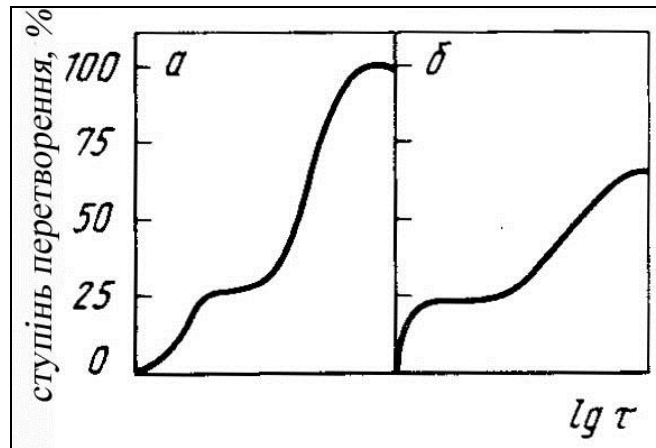


Рисунок 4.5 – Схема накладання перлітного і мартенситного (а) і проміжного (б) перетворень

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. Кремній і алюміній сприяють максимальному насиченню залишкового аустеніту вуглецем. Так, в сталях з 0,3-0,6% С вміст вуглецю в залишковому аустеніті при проміжному перетворенні може зрости у 2-3 рази. В середньолегованих сталях, що містять алюміній і кремній (40ХС, 60С2, 35ГХС2), 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.

Мікроструктура продуктів проміжного перетворення – бейніт. Розрізняють верхній бейніт, який має пір'їсту будову, і нижній бейніт, який характеризується наявністю голчастої будови. Структура нижнього бейніту подібна до структури низьковідвпущеного мартенситу. В низьковуглецевих легованих сталях при високих температурах проміжного 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.

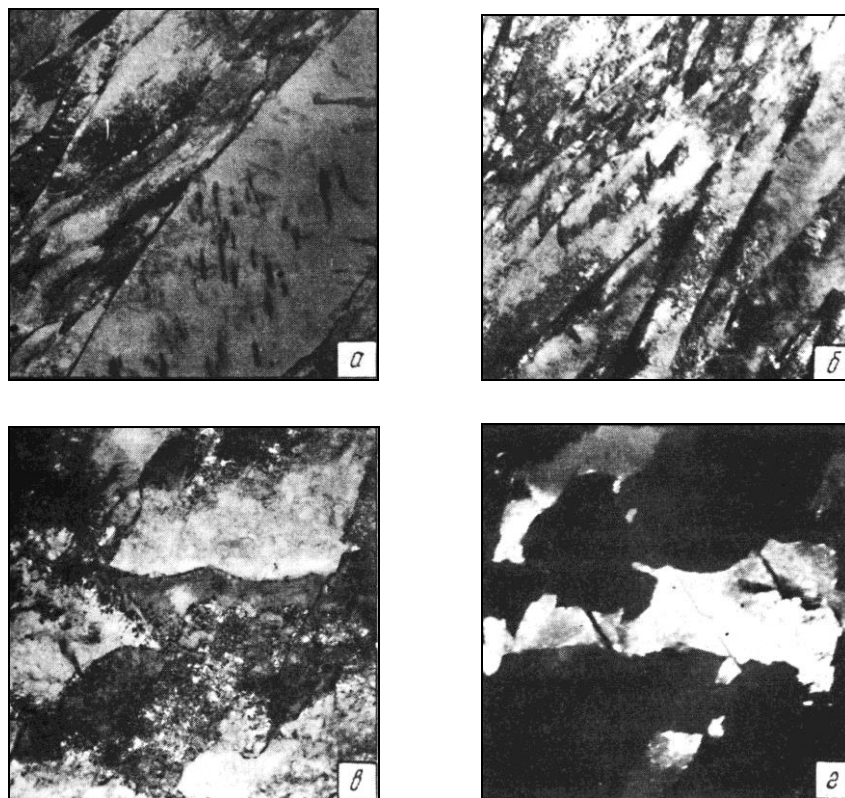
Механічні властивості продуктів проміжного перетворення істотно залежать від структури. Як правило, верхній бейніт має несприятливе сполучення механічних властивостей, низький опір крихкому руйнуванню. Однак, одержання структури безкарбідного бейніту забезпечує високу ударну в'язкість. Падіння ударної 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, які оброблені шляхом гартування і відпуску на ту ж міцність.

Для проміжного бейнітного перетворення характерним є утворення мікрорельєфу на полірованій поверхні зразка подібно до рельєфу при утворенні мартенситу.

Вивчення мікроструктур проміжного перетворення ускладнене високою дисперсністю продуктів перетворення, а також протіканням вторинних процесів – таких, як розпад пересиченого α -твердого розчину, карбідні перетворення і ін.

Структуру бейніту можна докладно розглянути тільки при великому збільшенні при використанні електронного мікроскопу. Типові структури верхнього і нижнього бейніту наведені на рисунку 4.6.



а – верхній, $\times 18000$; б – нижній, $\times 15000$; в – безкарбідний верхній бейніт, $\times 22000$ (світлопольне зображення); г – теж (темнопольне зображення в рефлексі $\{220\}_J$)

Рисунок 4.6 – Структура бейніту сталей 38ХМЮА (а, б) (А.Ю. Калетин) і 30ХГНМ (в, г) (В.М. Счасливцев)

Якщо в верхньому бейніті карбіди цементитного типу можуть виділятися між феритними пластинами, то в нижньому бейніті, де дифузія вуглецю проходить повільніше, вуглець виділяється «in situ» у вигляді карбідів всередині феритних голок. Карбіди вистроюються у більш або менш правильний ряд в напрямку, який знаходиться під кутом приблизно 60° до осі феритних голок, всередині яких вони знаходяться. При цьому спостерігається наступне орієнтаційне співвідношення:

$$[110]_{\delta} \parallel \langle 0\bar{1}1 \rangle_{\alpha}, [010]_{\delta} \parallel \langle 1\bar{1}\bar{1} \rangle_{\alpha}, [001]_{\delta} \parallel \langle 211 \rangle_{\alpha} \quad (4.1)$$

У верхньому бейніті кристалографічні співвідношення фаз є аналогічними до їх співвідношень в перліті.

При двостадійному проміжному перетворенні на першій стадії утворюється верхній бейніт, який складається з рейкового або глобулярного фериту і залишкового аустеніту. Структура безкарбідного верхнього бейніту наведена на рис. 4.6, в, г.

Механічні властивості продуктів проміжного перетворення залежать від їх структури. Як правило, верхній бейніт має несприятливе сполучення механічних властивостей, низький опір крихкому руйнуванню. Однак отримання структури безкарбідного бейніту забезпечує високу ударну в'язкість верхнього бейніту. 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.

Розроблені бейнітні сталі, в яких проміжне перетворення має інкубаційний період, а умови охолодження забезпечують нівелювання виділення доєвтектоїдного фериту.

Особливості проміжного перетворення. Відомо, що проміжне перетворення аустеніту характеризується рядом особливостей:

- перетворення не пов'язане з перерозподілом легуючих елементів між фазами;
- в процесі перетворення реалізується перерозподіл вуглецю. В залежності від складу сталі може спостерігатися як збільшення (до 1,6% C), так і зниження вмісту вуглецю в аустеніті, пов'язане з виділенням карбідів. В деяких випадках слідом за збагаченням вуглецем спостерігається виділення карбідів;
- $\gamma \rightarrow \alpha$ -перекристалізація реалізується за мартенситним механізмом.

Процеси перерозподілу вуглецю в аустеніті в проміжному перетворенні в значній мірі визначають структуру і фазовий склад сталі.

Характер цих процесів залежить від вмісту вуглецю і легуючих елементів в сталі, а також від температури перетворення.

В деяких сталях встановлена відсутність зміни концентрації вуглецю в аустеніті в ході проміжного перетворення (1% C, 3% Cr та 0,79% C, 2,8% Al)). Це може бути пов'язано з тим, що одночасно протікають процеси збагачення аустеніту вуглецем і виділення карбідів.

Зниження температури проміжного перетворення, у зв'язку зі зниженням швидкості дифузії вуглецю, робить складним безпосереднє виділення карбідів з аустеніту, у зв'язку з чим переважає (при вмісті вуглецю до 0,6-0,7%) процес насичення аустеніту вуглецем, як кінетично більш вигідний, та не потребуючий дифузії вуглецю на велику відстань, яка необхідна для утворення карбідної фази. Низька дифузійна рухливість вуглецю в аустеніті обумовлює збереження неоднорідності по вуглецю після часткового проміжного перетворення. На користь цього свідчить той факт, що в низьковуглецевих низьколегованих сталях поблизу продуктів проміжного перетворення знаходяться ділянки аустеніту з підвищеною стійкістю.

Дослідження кінетики перетворення аустеніту у високовуглецевих сталях, які містять 0,9-1,6% C та легованих карбідоутворюючими елементами і кремнієм в бейнітній області дозволили встановити, що в сталях, які містять 1-3% кремнію по масі і вуглець в кількості 1,4-1,6% C перетворення починається з утворення α -фази в усьому температурному інтервалі бейнітної області. В процесі перетворення аустеніт збагачується вуглецем до певної концентрації. Зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі кількість неперетвореного аустеніту, який збагачений вуглецем, зменшується. Період гратки такого аустеніту в сталях однакової легованості, які містять різну кількість вуглецю, є однаковим. Зниження температури ізотермічної витримки призведе до зростання параметру гратки неперетвореного аустеніту, що свідчить про підвищення вмісту в

ньому вуглецю. В сталях, легованих хромом і кремнієм, які містять вуглецю 0,9-1,6%, при температурі ізотермічної витримки, меншій за 350°C, перетворення починається з виділення α -фази, аустеніт, що не перетворився, збагачується вуглецем, але навіть після 100 годин витримки залишається не перетвореним на двофазну суміш ферит-карбід. Карбідна фаза утворюється як результат самовідпуску α -фази і представляє собою ϵ -карбід. В сталі 9ХС при температурі вище 350°C перетворення одразу починається з двофазного розпаду. В сталях 140ХС, 160ХС двофазний розпад одразу ж реалізується в температурному інтервалі 380-400°C і 360-380°C відповідно. При вище вказаних температурах бейнітне перетворення в сталях 140ХС, 160ХС починається з виділення карбідів пластинчатої морфології, після чого збіднений вуглецем аустеніт розпадається на двофазну суміш ферит-карбід. Кількість карбідів, які утворюються на першій стадії перетворення, є більшою в сталі 160ХС. Встановлено, що при однаковому вмісті легуючих елементів в досліджених сталях, незалежно від вмісту вуглецю, двофазний розпад перетерплює аустеніт, який має певний період ґратки і, відповідно, певну кількість вуглецю. Причому, в сталі, яка легована кремнієм, період ґратки такого аустеніту значно вищий, ніж в сталі, яка легована кремнієм і хромом одночасно.

На сьогодні висловлене припущення про утворення в процесі проміжного перетворення ділянок аустеніту з підвищеною і зниженою концентраціями вуглецю в порівнянні з середньою. Ділянки аустеніту зі зниженою концентрацією вуглецю перетворюються в α -фазу за механізмом когерентного росту, а ділянки аустеніту з підвищеною концентрацією вуглецю мають різну стійкість і можуть при певних умовах виділяти карбіди.

Також висловлене припущення про те, що вже у вихідному аустеніті при температурах його стійкості можливі локальні неоднорідності в результаті дії сил хімічного зв'язку. В проміжній області поперед усього

перетворюються ділянки аустеніту зі зниженою концентрацією вуглецю; цим пояснюють підвищення кількості вуглецю в аустеніті. Таке припущення, однак, не пояснює ні зниження вмісту вуглецю у сталях, ні факту відсутності зміни вмісту вуглецю в аустеніті деяких сталей. Неоднорідність вихідного аустеніту може грати деяку роль у розвитку проміжного перетворення, оскільки вона може полегшити перерозподіл вуглецю.

Якщо при проміжному перетворенні залишковий аустеніт збагачується вуглецем, то ступінь його збагачення (при однаковому ступені перетворення) є тим вищою, чим вище температура перетворення.

Експериментальні дані свідчать, що підстав пов'язувати гальмування проміжного перетворення зі збагаченням аустеніту вуглецем немає. Самогальмування перетворення спостерігається і у тому випадку, коли вміст вуглецю в аустеніті знижується. Причина самогальмування проміжного перетворення, очевидно, пов'язана з механізмом $\gamma \rightarrow \alpha$ -перекристалізації.

$\gamma \rightarrow \alpha$ -перекристалізація при бейнітному перетворенні реалізується за мартенситним механізмом. На користь цього свідчать експериментально встановлені факти: утворення поверхневого рельєфу при перетворенні аустеніту в проміжній області; наявність кристалографічних орієнтировок між аустенітом і α -фазою; співпадання температури початку мартенситного перетворення відповідним чином легованого заліза з верхньою границею бейнітного перетворення в сталі з таким самим вмістом легуючих елементів; тетрагональність α -фази, яка отримана при бейнітному перетворенні в інтервалі температур 250-300°C.

Дослідники Ко і Котрелл прямим спостереженням показали, що бейнітне перетворення супроводжується утворенням рельєфу на полірованій поверхні шліфа. Ріст пластин спостерігається як в

подовжньому, так і в поперечному напрямках, швидкість росту є значно меншою, ніж при мартенситному перетворенні.

Сміт і Мейль встановили наявність кристалографічних орієнтировок між γ - та α -фазою при бейнітному перетворенні (для нижнього бейніту), які відповідають орієнтаційному співвідношенню Курдюмова-Закса:

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha} \text{ і } \langle 101 \rangle_{\gamma} // \langle 111 \rangle_{\alpha} \quad (4.2)$$

Гофман і Шумахер рентгенівським методом визначили зв'язок орієнтировок γ - та α -фаз (для верхнього бейніту). Орієнтировка фаз відповідає орієнтаційному співвідношенню Нішіями:

$$(111)_{\gamma} // (011)_{\alpha} \text{ і } \langle 121 \rangle_{\gamma} // \langle 011 \rangle_{\alpha} \quad (4.3)$$

Різні дослідники по різному описують механізм перетворення аустеніту в проміжній області температур. За Хабакеном механізм бейнітного перетворення представляється наступним чином:

- утворення при охолодженні скупчень дислокацій в аустеніті;
- збагачення цих ділянок вуглецем;
- утворення в ділянках аустеніту, які збіднені вуглецем, центрів α -фази, когерентних з аустенітом за декількома площинами;
- кристали α -фази можуть проростати скрізь області аустеніту, збагаченого вуглецем;
- всередині пластин α -фази виділяються карбіди;
- при рості α -фази вуглець відводиться в аустеніт.

Слід відзначити, що карбіди можуть виділятися не тільки всередині пластин α -фази, але й між пластинами, а також безпосередньо з аустеніту. Утворення карбідної фази на певному етапі бейнітного перетворення може взагалі бути відсутнім. Можливість виділення карбідів з тієї або іншої

фази, а також морфологія карбідів залежать від легування, вмісту вуглецю і температури перетворення.

Ко і Котрелл на підставі безпосереднього спостереження росту пластин зробили висновок, що, оскільки швидкість росту цих пластин є меншою, ніж при мартенситному перетворенні, когерентний ріст пластин α -фази контролюється відводом вуглецю в аустеніт. Вважається, що когерентної різниці між верхнім і нижнім бейнітом немає, тому що в усьому інтервалі температур проміжної області перетворення супроводжується утворенням рельєфу. Різниця в структурі продуктів розпаду в залежності від температури перетворення, визначається розташуванням карбідів, що виділилися. При самих високих температурах проміжної області утворюється α -фаза, яка практично не містить вуглецю («голчастий» ферит, X-фаза, «пробейнітний» ферит) і вуглець відноситься в аустеніт. З аустеніту при певних умовах можуть виділятися карбіди. Структура грубодиференційована. При більш низьких температурах знижується швидкість дифузії вуглецю і пластинчасті карбідні кристали виділяються між пластинами α -фази (периста структура). Пластини α -фази при цьому оточені оболонкою, що світло травиться, та являє собою аустеніт з підвищеним вмістом вуглецю. Подальше зниження температури перетворення ще більше знижує швидкість дифузії вуглецю в аустеніті. При цьому карбіди виділяються всередині пластин α -фази (нижній бейніт).

Девенпорт і Бейн вважали, що бейніт формується подібно до мартенситу з наступним миттєвим відпуском. З іншої сторони, експериментально встановлено, що аустеніт, в інтервалі бейнітного перетворення перетворюється значно повільніше, в порівнянні з формуванням мартенситу. Для вирішення цього протиріччя запропоновано механізм, який полягає у повторенні зародження субкомірок, кожна з яких формується відносно швидко за мартенситним механізмом до обмеженого розміру. Відмічається, що процес зародження α -фази при бейнітному

перетворенні має зсувний характер, але на відміну від зародження при мартенситному перетворенні, яке є бездифузійним, в процесі утворення зародків реалізується перерозподіл вуглецю. В сталях достатньої чистоти, α -фаза зароджується переважно на границях зерен аустеніту і росте вглибину аустенітного зерна, знаходячись з ним в орієнтаційному співвідношенні, яке складається з набору орієнтировок отриманих комбінацій деформації Бейна з обертанням абсолютно жорсткого тіла не більше, ніж на 11° . У той же час встановлений факт зародження α -фази на неметалевих включеннях всередині аустенітних зерен.

Процес росту бейнітного агрегату (в оригіналі «пучка»), можна представити як зародження і ріст індивідуальних субкомірок. Нові субкомірки зароджуються поблизу вершин існуючих, що пов'язано, ймовірно, з розподілом пружного поля поблизу існуючої субкомірки. Якщо передбачити, що комірки ростуть до лімітованого розміру впродовж часу t_c , і інтервал часу до зародження наступної субкомірки при вершині попередньої - Δt , тоді швидкість подовження бейнітного агрегату (пучка) - V_s описується рівнянням:

$$V_s = V \times t_c / (t_c + \Delta t) \quad (4.4)$$

де: V – середня швидкість росту субкомірок;

Безпосередні спостереження за ростом бейнітних агрегатів («пучків») показали, що їх подовження здійснюється з постійною швидкістю. Встановлено також, що збільшення вмісту вуглецю, нікелю, хрому призводить до зменшення швидкості подовження. Відношення $V_{\text{потовщення}}/V_{\text{подовження}}$ не залежить від розміру пучка. Однак, це не означає, що потовщення та подовження є парними процесами, оскільки потовщення триває і після завершення подовження. У той же час, швидкість потовщення знижується зі збільшенням товщини.

Аналіз даних по кінетиці бейнітного перетворення показує, що швидкість росту в габітусній площині агрегатів (пучків) і субкомірок бейніту є значно вищою, ніж можна було очікувати від росту, що контролюється дифузією вуглецю. Це узгоджується з передбаченням про дифузійний ріст субкомірок. У той же час, швидкість росту в габітусній площині є значно меншою, ніж при мартенситному перетворенні. Зміна форми, яка супроводжує мартенситне перетворення, свідчить, що границя γ/α є ковзаючою, границя пересувається повільно, особливо в передбаченні бездифузійного росту. Можливо, що уповільнення просування границі γ/α при бейнітному перетворенні в порівнянні з мартенситним перетворенням, пов'язано з додатковою дисипацією енергії за рахунок дифузії вуглецю в полі напруг, які виникають при когерентному рості α -фази.

В роботі Лобова зі співавторами проведений розрахунок швидкості росту кристалу бейніту, яка контролюється дифузією вуглецю, з врахуванням впливу полів пружних напруг навколо зростаючого центру α -фази (виникає внаслідок когерентності на границі розділу γ/α) на параметри дифузії вуглецю. Зіставлення розрахункових значень швидкості росту кристалів бейніту з експериментальними даними дозволяє зробити висновок, що в верхній області температур проміжного перетворення, в якій релаксація напруг, що виникають при рості кристалу, проходить порівняно швидко, ріст контролюється нормальною дифузією вуглецю від зростаючого кристалу бейніту всередину вихідного аустеніту. У той же час, в нижньому інтервалі температур в проміжній області швидкість росту кристалів бейніту контролюється дифузією вуглецю в полі пружних напруг (дрейф) і навіть з врахуванням похибки на зустрічну дифузію, швидкість росту у даному випадку виявляється у 10-100 разів більшою, ніж при нормальній дифузії, хоча і у цьому випадку швидкість росту значно менша, ніж при рості мартенситу.

Окремий інтерес представляє питання про зародження нової фази при бейнітному перетворенні, а саме, встановлення типу зародження – гомогенний чи гетерогенний, і, у випадку останнього, конкретних дефектів, на яких зародження є переважним. Так, Кан, розглянувши зародження некогерентних центрів нової фази на дислокаціях, прийшов до висновку, що в залежності від співвідношення (α_0) між виграшем вільної енергії при утворенні нової фази (ΔF_0), енергією поверхневого натягнення (σ) на границі розділу зародок/матриця і власною енергією дислокації (A) можливі два випадки:

1) якщо $\alpha_0 = (2 \times A / \pi \sigma^2) < 1$, то мінімум зміни вільної енергії системи відповідає $\rho = \frac{\sigma}{2\Delta F_0} (1 - \sqrt{1 - \alpha_0})$, тобто функція $\Delta F(\rho)$ має екстремум і для того, щоб ріст зародку нової фази був можливий, необхідно досягнути деякого критичного розміру.

2) якщо $\alpha_0 = (2 \times A / \pi \sigma^2) > 1$, то екстремальні точки функції $\Delta F(\rho)$ відсутні. Це означає, що внаслідок виникнення нової фази і зникнення області, що зайнята центром пружного поля дислокації, енергетичний виграш перекидає програш на утворення поверхні розділу фаз. Процес зародження не потребує подолання енергетичних бар'єрів і може розвиватися лавиноподібно. Кан також визначив залежність відношення енергії зародження центру нової фази на дислокації до енергії зародження центру нової фази без дислокації в залежності від параметру α_0 . При збільшенні α_0 це відношення монотонно зменшується, тобто наявність дислокацій полегшує процес зародження центрів нової фази.

Розглянутий процес зародження когерентного зародку на дислокаціях. Зміна енергії системи, що приходить на елемент об'єму $dz \cdot d\phi$ (в циліндричних координатах) складається з трьох частин:

$$1) \text{ об'ємної енергії } \Delta f_v = -(\beta/2) \times \rho^2 \times (z, \phi),$$

де: β - питома зміна вільної енергії при зміні складу;

$$2) \text{ поверхневої енергії } \Delta f_v = \sigma \sqrt{\rho^2 \times (1 + \rho_z^2) + \rho_\varphi^2},$$

де: σ - поверхнева енергія неоднорідності;

$$3) \text{ енергії взаємодії атомів домішок, які знаходяться в неоднорідності, з дислокацією } \Delta f \approx -A \times \rho(r, \varphi) \times \sin \varphi.$$

Вдалося показати, що при $\beta > 0$ є можливим утворення когерентної нової фази, причому при $|A/\sigma| < 2$ повинно здійснюватися утворення критичного зародку у формі циліндру, а при $|A/\sigma| \geq 2$ зародження може реалізовуватися без утворення критичного зародку, тому що є значення φ , для яких величина $F(\rho)$ монотонно знижується.

Проведений аналіз літератури показує, що незважаючи на велику кількість робіт по дослідженню бейнітного перетворення і великий накопичений експериментальний матеріал по механізму, кінетиці перетворення, впливу легуючих елементів на закономірності структуроутворення, ряд вельми важливих моментів залишаються нез'ясованими. Одним з основних суперечливих моментів є питання про те, в який момент реалізується перерозподіл вуглецю між фазами: до перетворення, в момент перетворення, після перетворення або цей, дифузійний за своєю природою, процес починається до і закінчується після завершення зсувного $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ перетворення. У той же час, надзвичайно важливим є також питання про те, яким чином різні легуючі елементи змінюють кінетику бейнітного перетворення, характеристики карбідоутворення, послідовність виділення фаз (пробейнітний карбід або пробейнітний ферит) в процесі бейнітної реакції.

4.5 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 здійснюватись як в легованих сталях, що містять вуглець, 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.

4.5.1 Мартенситні перетворення та їх особливості

Мартенситом попередньо назвали голчасту структуру загартованої сталі, яку можна розгледіти під мікроскопом, з високою твердістю та міцністю. Така назва була присвоєна цій структурі на честь видатного металурга А. Мартенса. В даний час встановлено, що мартенситне перетворення є основним фазовим перетворенням в твердому тілі. Воно спостерігається в багатьох металах і сплавах, в мінералах та органічних кристалах. По мірі вивчення цього явища змінювались уявлення про мартенситне перетворення. Так, наприклад, висока твердість була спочатку невід'ємною характеристикою мартенситу. Однак пізніше виявилось, що в

багатьох металах і сплавах, у тому числі і в низько вуглецевих сталях, твердість мартенситу незначно відрізняється від твердості вихідної фази. Тому висока твердість не є основною ознакою мартенситу. За Г.В. Курдюмовим, мартенситне перетворення полягає в закономірній перебудові ґратки, при якій атоми не обмінюються місцями, а лише зміщуються на відстані, що не перевищують міжатомні. Така характеристика відображає найбільш загальні та суттєві риси мартенситного перетворення і в даний час є найбільш вичерпною. Наприкінці 40-х років минулого сторіччя Г.В. Курдюмов узагальнив результати вивчення мартенситного перетворення в сталях і кольорових металах і сформулював його основні характерні особливості:

1. Перетворення аустеніту в мартенсит заключається тільки в зміні ґратки твердого розчину. Воно здійснюється без зміни концентрації і не потребує дифузійних процесів для свого протікання. Перетворення аустеніту в мартенсит є бездифузійним.

2. $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення характеризується наявністю строгого кристалохімічного зв'язку між ґратками мартенситу і вихідного аустеніту. Ґратка мартенситу закономірно орієнтована по відношенню до ґратки аустеніту.

3. Утворення мартенситу здійснюється при значному переохолодженні вихідної фази в широкому інтервалі температур. Температура, при якій воно починається, називається мартенситною точкою M_s . По мірі зниження температури збільшується кількість мартенситу. При досягненні тієї або іншої температури нижче M_s миттєво утворюється деяка кількість мартенситу, причому по мірі витримки при постійній температурі перетворення швидко затухає та припиняється. Хід перетворення можна охарактеризувати мартенситною кривою, яка представляє собою залежність кількості мартенситу, що утворюється, від температури.

4. Перетворення протікає шляхом практично миттєвого утворення окремих кристалів мартенситу. Час утворення кожного кристалу дуже малий, приблизно 10^{-7} сек. Кількість мартенситу збільшується за рахунок появи нових кристалів, а не за рахунок росту вже виниклих.

5. Вище мартенситної точки перетворення може бути викликано пластичною деформацією аустеніту, при цьому кількість мартенситної фази зменшується тим більше, чим даліше пересувається лінія від M_s . Вище деякої температури T_0 деформація не викликає мартенситного перетворення, а нижче M_s вона сприяє збільшенню кількості мартенситу.

Ці особливості мартенситного перетворення спочатку сприймалися як незвичайні, які відрізняються від характеристик раніше відомих фазових перетворень в твердому стані. Зокрема, строгий кристалографічний зв'язок ґратки мартенситу і аустеніту, поява рельєфу на поверхні зразка, і, нарешті, «атермічна» кінетика мартенситного перетворення свідчили про те, що це перетворення аналогічне механічному двійникуванню в кристалах.

В результаті експериментального вивчення мартенситного перетворення при температурах, близьких до абсолютного нуля, була нібито підтверджена правильність теорії про те, що $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення є процесом атермічним. Для протікання цього процесу не потребується енергія теплових коливань атомів, тому що він відбувається не за рахунок утворення і росту зародків мартенситу. Причиною та рушійною силою мартенситного перетворення є тільки внутрішня напруга. Однак, ця теорія не може пояснити деякі нові експериментальні факти, наприклад, протікання ізотермічного $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення в сталях та сплавах на основі заліза, а також можливість переохолодження аустеніту при різкому гартуванні до температури рідкого азоту. Тому, в останні роки теорія, що розглядається, перетерпіла деякі зміни. Прибічники цієї теорії вважають, що нижче деякої температури термодинамічно стабільною є структура

мартенситу, однак, як і в попередній теорії, причиною перетворення є внутрішні напруги, які призводять до появи зародка мартенситу і його росту.

Інша теорія мартенситного перетворення – «термодинамічна» була створена Г.В. Курдюмовим у 1948 році. Згідно цієї теорії, мартенситне перетворення розглядається як фазове перетворення в однокомпонентній системі, подібно до поліморфних перетворень в чистих металах. Обґрунтуванням такого трактування є відкриття ізотермічного утворення кристалів мартенситу в сталях. В основі теорії мартенситного перетворення Г.В. Курдюмова знаходяться термодинамічні принципи фазового перетворення, перенесені їм з теорії кристалізації рідини однокомпонентних систем. Рушійною силою мартенситного перетворення є різниця вільних енергій γ - та α -фаз. Також як і при інших фазових переходах, наприклад, рідина $\leftrightarrow$ тверде тіло, мартенситне перетворення проходить шляхом утворення зародків мартенситу і подальшого їх росту. Ця теорія не тільки пояснила основні особливості мартенситного перетворення, але й передбачила ряд явищ, які після були підтверджені експериментально.

До метастабільних структур можна застосовувати термодинамічні закони, тому що швидкість мартенситних перетворень набагато більша швидкості наближення цих структур до рівноваги, особливо в тих випадках, коли перетворення відбувається при негативних температурах. Тому, в першому наближенні можна вважати ці модифікації твердого розчину рівноважними, подібно поліморфним модифікаціям чистих елементів.

4.5.2 Термодинаміка мартенситного перетворення

Г. Йогансон вперше застосував до мартенситного перетворення термодинамічний аналіз фазового переходу і сформулював критерій мартенситного перетворення. Потім цей аналіз отримав розвиток в роботах К Зінера, Ф.К. Фішера, М. Коена, Л. Кауфмана і інших авторів. Хоча основні положення термодинамічного аналізу є справедливими для усіх типів мартенситного перетворення, але найбільш вдалі розрахунки зроблені тільки для $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення в сталях і сплавах на основі заліза.

При охолодженні аустеніт перетворюється в мартенсит внаслідок того, що при деяких температурах вільна енергія мартенситу є меншою, ніж аустеніту, тобто $F^{\alpha_M} < F^{\gamma}$. У відповідності до термодинамічного принципу така система намагається перейти у стан з меншою вільною енергією. Вільна енергія мартенситу і аустеніту залежить від хімічного складу і температури, внаслідок цього її часто називають «хімічною» вільною енергією. Тому що аустеніт і мартенсит мають один і той самий хімічний склад, то при розрахунку вільної енергії γ - і α_M -фаз достатньо враховувати тільки її залежність від температури.

Для будь-якого конкретного сплаву може існувати температура T_0 , при якій вільні енергії обох фаз є рівними, тобто $F^{\gamma} = F^{\alpha_M}$. При будь-якій іншій температурі різниця вільних енергій $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha_M} = F^{\gamma} - F^{\alpha_M}$ є позитивною, коли більш стійким є мартенсит, і негативною, коли він є менш стійким, ніж аустеніт (рис. 4.7). Величина $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha_M}$ визначає рушійну силу перетворення. Згідно за схемою (рис. 4.8) при охолодженні сплаву з аустенітної області мартенситне перетворення починається не одразу після переходу через T_0 , а в точці M_s , яка знаходиться значно нижче T_0 , і закінчується в точці M_f . Для сталей з різним вмістом вуглецю величина переохолодження $\Delta T = T_0 - M_s = 200^\circ \text{C}$.

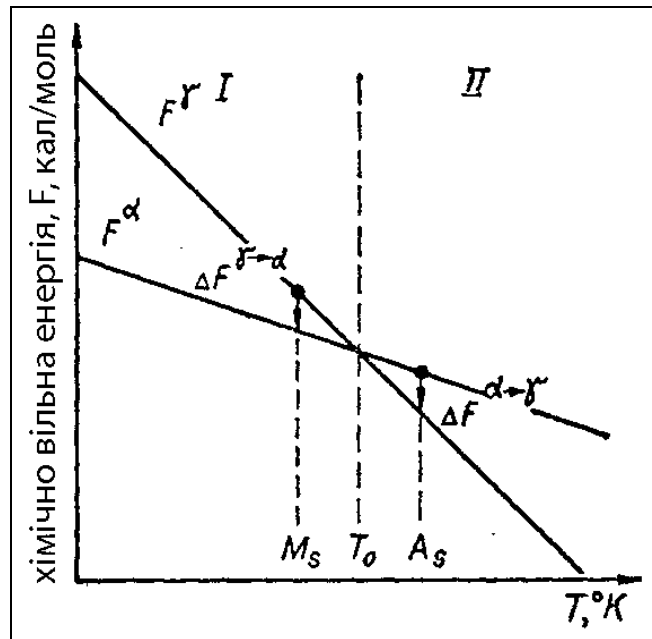


Рисунок 4.7 – Залежність вільної енергії аустеніту і мартенситу від температури

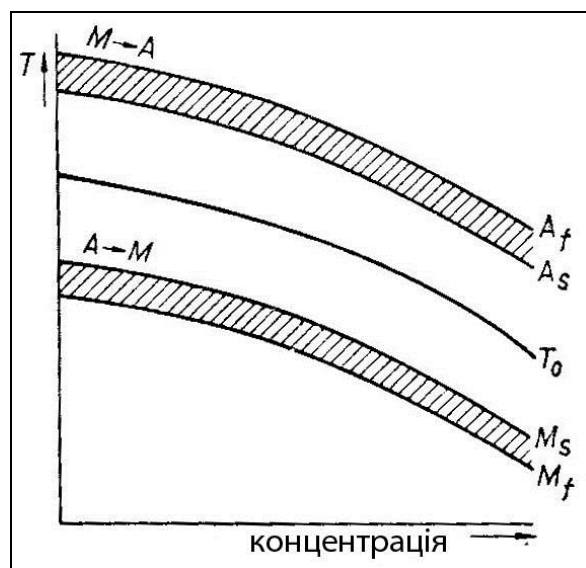


Рисунок 4.8 – Вплив концентрації легуючих елементів на температуру прямого M_S - M_f та зворотного A_S і A_f мартенситного перетворення

Аналогічна картина спостерігається при нагріві мартенситу, який починає перетворюватись в аустеніт при температурі A_S вище T_0 , і закінчується перехід в точці A_f . Отже, пряме і зворотне мартенситне перетворення проходять не при однаковій температурі, тобто спостерігається гістерезис мартенситного перетворення, який

характеризується величиною $A_s - M_s \approx A_f - M_f$. Головною причиною цього явища може бути значна енергія пружних деформацій ΔG_d , «пружна деформація», яка виникає в процесі утворення кристалів мартенситу, а також поверхнева енергія ΔG_s , яка необхідна для створення межі розділу між аустенітом і мартенситом. Ці два види додаткових енергетичних витрат необхідно враховувати у загальному балансі вільних енергій

$$\Delta W^{\gamma \rightarrow \alpha} = \Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha} - (\Delta G_s^{\gamma \rightarrow \alpha} + \Delta G_d^{\gamma \rightarrow \alpha}) \quad (4.5)$$

«Нехімічна» вільна енергія $\Delta G = \Delta G_s + \Delta G_d$ впливає на температуру M_s протилежно до хімічної рушійної сили $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}$. Мартенситне перетворення починається тільки тоді, коли з'являється рушійна сила перетворення, тобто коли $\Delta W^{\gamma \rightarrow \alpha} > 0$, а, отже, $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha} > \Delta G$. Тому для початку утворення мартенситу температура зразка повинна знизитися нижче, ніж T_0 настільки, щоб виграш у хімічній вільній енергії $\Delta F^{\gamma \rightarrow \alpha}$ завдяки зміні ґратки міг компенсувати витрати енергії на пружну деформацію ΔG_d і утворення межі розділу ΔG_s .

Вказані вище принципи знаходяться в основі термодинамічних розрахунків мартенситного перетворення.

4.5.3 Класифікація мартенситних фаз в сталях

В більшості вуглецевих та легованих сталей і сплавів на основі заліза утворюється α -мартенсит (α_M) з об'ємноцентрованою кубічною (ОЦК), тетрагональною (ОЦТ) та ромбічною (ОЦР) ґратками. Тривалий час вважалося, що α -мартенсит є єдиним, що виникає при гартуванні сталі. Однак, у 1929 році при рентгенографічному дослідженні кристалічної

структури залізомарганцевих сплавів, окрім α -мартенситу, В.Шмідт винайшов ще одну мартенситну фазу з гексагональною (ГЦУ) ґраткою, яку він позначив як ε -мартенсит. Впродовж наступних п'ятнадцяти років Ф. Вальтерс зі співробітниками докладно вивчили кристалічну ґратку та мікроструктуру цього мартенситу, а також його вплив на зміну деяких властивостей залізомарганцевих сплавів.

На початку 50-х років XX сторіччя ε -мартенсит спостерігали в нержавіючих хромонікелевих сталях (18% Cr, 8% Ni) після низькотемпературної деформації, а потім в сплавах заліза з рутенієм, заліза з іридієм та в марганцевих сталях. В усіх цих сплавах ε -мартенсит має однакову кристалічну ґратку, параметри якої збільшуються з підвищенням концентрації легуючих елементів.

У 1963 році при рентгенографічному дослідженні марганцевих сталей (10-20% Mn; 0,25-0,70% C) була винайдена ще одна мартенситна фаза, яку названо ε' -мартенситом, з незвичайною для металів 18-шаровою ромбоедричною ґраткою (18R). Також як ε - та α -мартенсит, ε' -мартенсит має щільноупаковану структуру і утворюється з аустеніту при охолодженні до температур нижче -50°C . Пізніше ε' -мартенсит був винайдений в ренієвих сплавах.

При низькотемпературній рентгенівській зйомці монокристалів в 1965 році був винайдений χ' -мартенсит, який має ОЦТ та ОЦР ґратки, з параметрами, які відрізняються від параметрів ґратки α -мартенситу. Деякі дослідники називають його мартенситом з «анормальною тетрагональністю» або початковим мартенситом. χ' -мартенсит винайшли спочатку в марганцевих, а потім в ренієвих, вуглецевих, нікелевих і алюмінієвих сталях. Ця фаза існує тільки в області низьких температур і при нагріві до кімнатної температури перетворюється в α -мартенсит.

Таким чином, в залежності від складу і термічного оброблення в сталях утворюється чотири мартенситні фази — ϵ , ϵ' , χ' і α_M (рисунок 4.9).

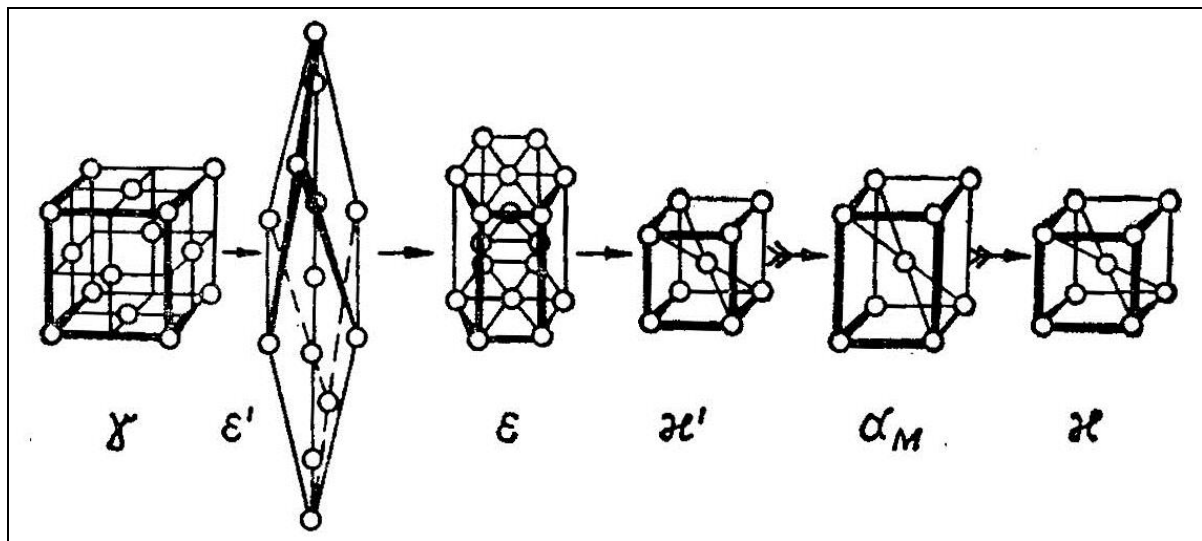
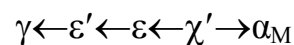


Рисунок 4.9 – Кристалічні ґратки мартенситних фаз в сталі:

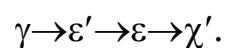
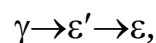
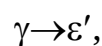
← - охолодження; → - нагрів

В результаті рентгенографічних досліджень встановлено, що при зміні температури або при пластичній деформації фазові перетворення можуть здійснюватися у згаданих вище сталях у наступній послідовності:



де: ← та → означають охолодження та нагрів відповідно.

α -мартенсит можна розглядати як кінцевий продукт мартенситного перетворення в сталях. Однак, в деяких сталях мартенситне перетворення не відбувається до кінця і може зупинитися на будь-якій проміжній стадії:



Проміжні мартенситні структури ϵ' та ϵ спостерігаються тільки в сплавах з низькою енергією дефектів упаковки, наприклад, в сплавах (Fe-Mn-C) при певному вмісті марганцю та вуглецю. У вуглецевих та у більшості легованих сталей з високою енергією дефектів упаковки ϵ - та ϵ' -мартенсити експериментально не були винайдені, тому мартенситне перетворення в них проходить за схемою $\gamma \leftarrow \chi' \rightarrow \alpha_M$ або $\gamma \leftarrow \alpha_M$.

Таким чином, мартенситне перетворення в сталях є складним процесом, в результаті якого утворюється ряд мартенситних фаз, які відрізняються між собою властивостями і кристалічною ґраткою.

4.5.4 α -мартенсит

Природа α -мартенситу тривалий час залишалася неясною. Широко розповсюдженою була точка зору, яку виказували ще наприкінці XIX сторіччя, що мартенсит є переохолодженою γ -фазою, яка є стійкою при температурі нагріву під гартування. Помилковість цієї точки зору була показана А.А. Байковим у 1909 році. Він використав метод гарячого травлення та встановив, що при температурі нагріву під гартування сталь має поліедричну мікроструктуру. На цій підставі був зроблений висновок, що голчаста структура мартенситу виникає під час охолодження в результаті фазового перетворення.

Деякі дослідники вважали мартенсит метастабільним твердим розчином вуглецю в α -залізі, про що свідчив його великий електроопір. Інші вважали, що мартенсит являє собою високодисперсний продукт евтектоїдного розпаду аустеніту, тобто суміш фериту і карбиду заліза.

Для виявлення кристалічної структури мартенситу вирішальну роль відіграли рентгенівські дослідження, які були вперше використані для вивчення загартованої сталі на початку 20-х років цього сторіччя.

Питання про природу α -мартенситу було вирішено В. Фінком, Е. Кемпбелом, Г.В. Курдюмовим, Н. Селяковим та Н. Гудковим. Ці дослідники однозначно показали, що мартенсит представляє собою однофазний твердий розчин вуглецю в α -залізі.

Було встановлено, що кристалічна ґратка α -мартенситу є об'ємноцентрованою тетрагональною ($a=b \neq c$) (рисунок 4.10), для якої співвідношення параметрів c/a залежить від вмісту вуглецю в сталі. На рисунку 4.11 показана залежність параметрів кристалічної ґратки a і c , а також ступеня тетрагональності c/a від вмісту вуглецю в нелегованій вуглецевій сталі. Аналіз рисунку 4.11 свідчить, що більшість експериментальних точок умістилися на прямих лініях. Тому вважалось, що між вказаними параметрами і концентрацією вуглецю існує лінійна залежність.

Такі дані дозволили представити залежність величини c/a від концентрації вуглецю наступним чином:

$$c/a = 1 - 0,0467p \quad (4.6)$$

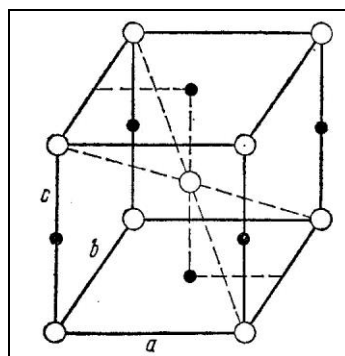


Рисунок 4.10 – Елементарна комірка α -мартенситу. Світлі кружки – атоми заліза, темні – атоми вуглецю

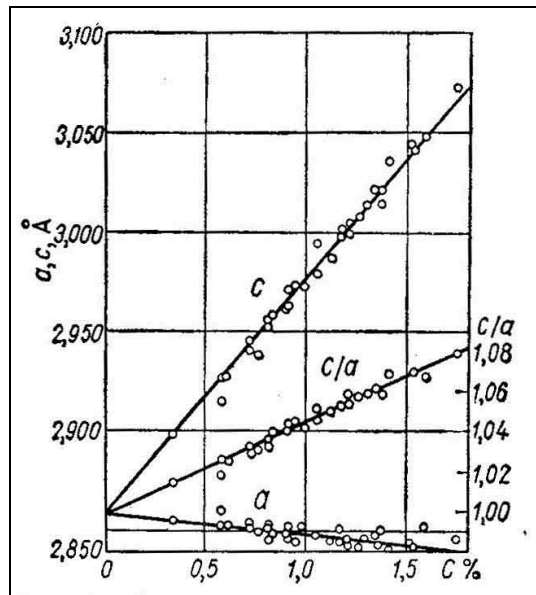


Рисунок 4.11 – Залежність параметрів кристалічної ґратки α -мартенситу від концентрації вуглецю в нелегованій сталі

Менше вивчено вплив концентрації вуглецю на параметри кристалічної ґратки α -мартенситу в легованих сталях. Хоча таких даних багато, вони не систематизовані. Виявляється, що в сталях з великою концентрацією легуючого елементу ступінь тетрагональності ґратки мартенситу c/a залежить не тільки від концентрації введених атомів вуглецю в ОЦК ґратку α -заліза, а також від атомного впорядкування. Це свідчить про те, що до сильно легованих сталей не можна використовувати встановлену для вуглецевих сталей залежність $c/a=f(c)$.

Н.Я. Селяков, Г.В. Курдюмов і Н.Т. Гудцов запропонували наступне пояснення тетрагональної симетрії α -мартенситу. Відомо, що атоми вуглецю введени в міжвузлія (пори) ґратки заліза. Вони можуть займати в ОЦК ґратці пори октаедричні (ОП) або тетраедричні (ТП) (рис. 4.10). Октаедричну пору утворюють шість атомів заліза, два з яких знаходяться на відстані $a/2$, а чотири на відстані $(a\sqrt{2})/2$ від центра пори. Тетраедричну пору утворюють чотири атома металу, які знаходяться на однаковій відстані від її центру. Якщо атом вуглецю помістити в октаедричну пору, то він містить два найближчих атоми заліза, які

розташовані вздовж осі с. Якщо атом вуглецю впровадити в тетраедричну пору, то зміщуються усі чотири атоми, які утворюють цю пору, в результаті чого збільшуються параметри вздовж трьох осей куба. При невпорядкованому розподілі атомів вуглецю по октаедричним порам, які розташовані на усіх трьох осях а, b, с, середній параметр кристалічної ґратки стане більшим, однак вона буде кубічною. Якщо ж атоми вуглецю займуть октаедричну пору вздовж однієї з осей, наприклад, по с, то вісь у цьому напрямку збільшиться тим більше, чим більше елементарних комірок буде зайнято атомами вуглецю.

Вперше орієнтировку кристалічної ґратки α -мартенситу в загартованих вуглецевих сталях почали вивчати Г.В. Курдюмов і А.А. Івенсен. На рентгенограмах крупнокристалічних зразків загартованої сталі вони спостерігали окремі групи рефлексів мартенситу, які певним чином розташовані відносно відбиття аустеніту. Це дозволило авторам встановити паралельність площин мартенситу (011) і аустеніту (111). Однак, для визначення повної орієнтировки, тобто паралельності площин і напрямків, необхідно було побудувати полюсну фігуру ґраток аустеніту і α -мартенситу.

Для цієї цілі Г.В. Курдюмов і Г. Закс виростили з розплаву, який містить 1,4% С, монокристали аустеніту і загартували їх від високих температур у воді. Потім вони отримали серію рентгенограм від такого монокристалу і побудували полюсні фігури площин {100}, {110} мартенситу і {100}, {111}, {110} аустеніту. Також були отримані наступні орієнтаційні співвідношення, які в даний час називають співвідношеннями або орієнтировкою Курдюмова-Закса:

$$(011)_{\alpha_M} \parallel (111)_{\gamma},$$

$$[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha} \parallel [10\bar{1}]_{\gamma}.$$

Ці співвідношення свідчать, що паралельно одній площині (111) аустеніту площина (011) мартенситу може бути розташована шістьма різними способами. Оскільки в аустеніті є чотири площини {111}, то можливих орієнтировок буде 24. Кожне таке взаємне розташування площин однієї елементарної комірки мартенситу відносно аустеніту прийнято називати варіантом орієнтировки.

Орієнтировка Курдюмова-Закса спостерігається в усіх вуглецевих, марганцевих, нержавіючих типа 18-8 і інших сталях, а також марганцевих та хромистих сплавах на основі заліза. Виключення складають нікелеві сплави (таблиця 4.1). В цій таблиці наведені орієнтаційні співвідношення між ґратками аустеніту і мартенситних фаз, а також індекси габітусних площин, які представляють собою межі розділу кристалів мартенситу і аустеніту.

У 1934 році З Нішіяма винайшов в сплаві НЗО відхилення орієнтировки α -мартенситу від орієнтировки Курдюмова-Закса. З допомогою рентгенівського методу Лауе він винайшов наступне орієнтаційне співвідношення, яке отримало назву співвідношення Нішіями:

$$\begin{aligned} (011)_{\alpha\text{м}} \parallel (111)_{\gamma}, \\ [011]_{\alpha\text{м}} \parallel [211]_{\gamma}. \end{aligned}$$

Окрім вказаних двох орієнтаційних співвідношень, відоме ще співвідношення Гренингера-Трояно, яке було встановлене для нікелевої сталі з 0,8% С і 22% Ni і виражається ірраціональними індексами:

$$\begin{aligned} (011)_{\alpha\text{м}} \parallel (111)_{\gamma}, \\ [7,1\bar{7},17]_{\alpha\text{м}} \parallel [\bar{5},1\bar{2},17]_{\gamma}, \end{aligned}$$

Ця орієнтировка є проміжною між раціональними орієнтировками Курдюмова-Закса та Нішіями, тому що її можна отримати поворотом ґратки відносно осі $[011]_{\alpha_M}$ на кут 2° від орієнтировки Курдюмова-Закса.

Таблиця 4.1

Орієнтаційні співвідношення між ґратками мартенситу і аустеніту і їх габітусні площини в сплавах на основі заліза

Концентрація легуючого елемента	Структура мартенситу	Орієнтаційні співвідношення між ґратками мартенситу і аустеніту	Габітусна площина	Кількість варіантів орієнтировок
	α_M , ОЦК	-	111	-
0-0,2 C	α_M , ОЦК	-	111	-
0,2-1,4 C	α_M , ОЦК	K-3	225	24
1,5-1,8 C	α_M , ОЦК	K-3	259	24
0-34 Ni	α_M , ОЦК	H	259	12
0,8 C; 22 Ni	α_M , ОЦК	$(111)_\gamma \approx 2^\circ (110)_\alpha$ $[110]_\gamma \approx 1^\circ [111]_\alpha$	3, 10, 15	24
13-25 Mn	ϵ , ГПУ	$(111)_\gamma \parallel (0001)_\epsilon$ $[10\bar{1}]_\gamma \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_\epsilon$	111	4
10-20 Mn	ϵ , ГПУ	$\gg$	$\gg$	4
0,2-0,60 C	ϵ' -18R	$\gg$	$\gg$	4
0-15 Mn	α_M , ОЦК	K-3	-	24
	α_M , ОЦК	K-3	112	24
	ϵ , ГПУ	$(111)_\gamma \parallel (0001)_\epsilon$ $[10\bar{1}]_\gamma \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_\epsilon$	111	4
17-18 Cr	α_M , ОЦК	K-3	225	24
8-9 Ni	ϵ , ГПУ	$(111)_\gamma \parallel (0001)_\epsilon$ $[10\bar{1}]_\gamma \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_\epsilon$	111	4
7-10 Al 1,5-2,0 C 2,8-8 Cr	α_M , ОЦК	Г-Т	3, 10, 15	24
1,1-1,5 C	α_M , ОЦК	-	225	-
25% ат. Pt	α_M , ОЦК	Г-Т	3, 10, 15	24

Про відхилення орієнтировки α -мартенситу від відомих орієнтировок Нішіями і Курдюмова-Закса повідомляється також в інших рентгенівських і електронномікроскопічних дослідженнях. Усі ці відхилення незначні, і у

ряді випадків їх можна зіставити з точністю їх визначення. Тому деякі автори вважають, що вказаними раніше відмінностями в орієнтировці можна зневажати.

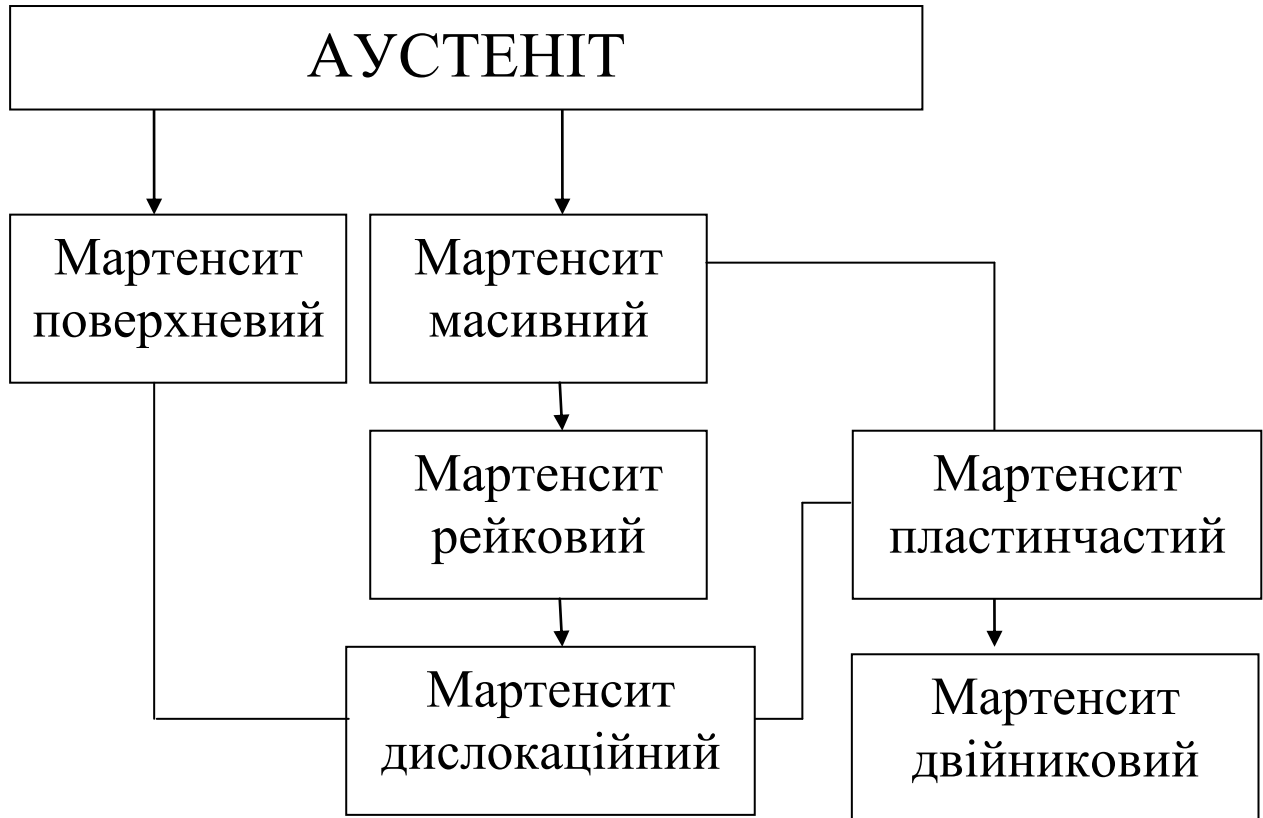
При вивченні взаємної орієнтировки γ - і α_M фаз в нікелевій сталі з 22% Ni і 1,7% C було встановлено, що число і розташування мартенситних полюсів залежить від форми аустенітного зразка. У випадку, якщо досліджений монокристал має колоподібну форму, то спостерігається полюсна фігура, яка відповідає співвідношенню Курдюмова-Закса.

Було винайдено відхилення орієнтировки мартенситних кристалів від відомих орієнтировок Нішіями і Курдюмова-Закса в нікелевій сталі, якщо $\gamma \rightarrow \alpha_M$ перетворення реалізується під дією зовнішніх сил. В залежності від напрямку одноосного пружного розтягнення монокристалу аустеніту при охолодженні реалізуються орієнтировки α -мартенситу, які відрізняються одна від іншої.

Морфологія і рельєф α -мартенситу. Оптична мікроскопія була тривалий час найбільш розповсюдженим методом вивчення структури загартованої сталі. З допомогою цього методу отримано багато цікавих і важливих результатів. У даний час вона також успішно використовується для вивчення морфології і будови кристалів мартенситу нарівні з іншими, більш сучасними методами.

В результаті проведених досліджень отримано надзвичайно багато даних про рельєф мартенситу. Достатньо сказати, що тепер можна нарахувати більш ніж 20 різновидів цього рельєфу. Деякі з них мають декілька позначень, назви інших не відображають найбільш характерних для цієї структури ознак. Тому були розпочаті спроби класифікувати види α -мартенситу за тими або іншими характерними особливостями рельєфу. Г. Клаус та А. Мардер запропонували класифікувати мартенсит за морфологією кристалів. Усі різновиди кристалів мартенситу вони поділили на рейковий та пластинчастий мартенсит.

Якщо при цьому врахувати ще й внутрішню субструктуру, а також умови, при яких здійснюється $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення, то можна отримати загальну класифікацію у вигляді схеми:



Розглянемо основні морфологічні особливості, а також субструктуру кристалів мартенситу.

Масивний мартенсит утворюється усередині масивних зразків у вигляді рейкових та пластинчастих кристалів.

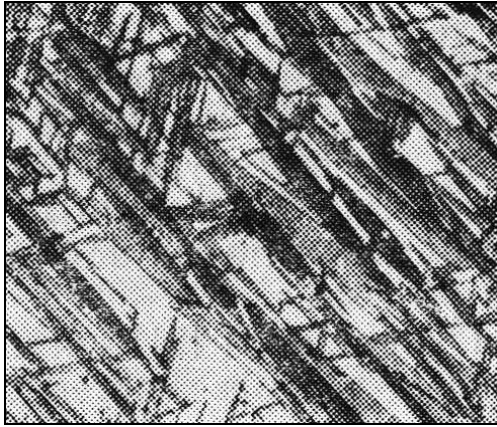
Рейковий мартенсит (частіше всього його називають голчастим) спостерігається в маловуглецевих сталях і в більшості легованих сплавів на основі заліза. Кристали цього мартенситу мають вигляд рейок або голок, які витягнуті у напрямку $\langle 111 \rangle_\gamma$ з габітусними гранями $(111)_\gamma$ (рисунок 4.12). Іноді ці рейки об'єднані у групи. В одному зерні аустеніту може бути декілька таких плит. Подібна форма мартенситних кристалів спостерігається при розгляданні тонкої фольги на просвіт в електронному

мікроскопі. З допомогою цього методу можна розгледіти кристали товщиною, приблизно, 0,1 мк, які у звичайному оптичному мікроскопі розгледіти не вдається. За даними електронної мікроскопії ширина рейок не перевищує декількох мікрон. Однак, найбільш часто зустрічаються рейки шириною 0,1-0,2 мкм. Сусідні кристали мартенситу розділені між собою малокутовою границею, а іноді вони знаходяться також у двійниковій орієнтації.

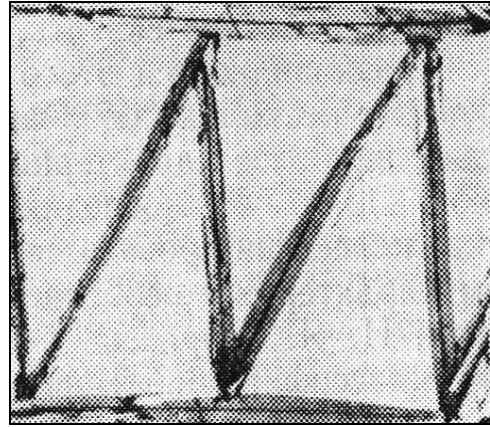
Пластинчастий мартенсит утворюється в середньо- і високовуглецевих сталях, в високонікелевих сплавах Fe-Ni, які містять не менше 29% Ni, а також в сталях з високим вмістом азоту. Він відрізняється від рейкового мартенситу формою кристалів і їх розташуванням в аустеніті. Як правило, окремі кристали мартенситу представляють собою пластини, товщина яких на порядок менша їх довжини і ширини. Це було неодноразово показано з допомогою двохплощинного мікроструктурного аналізу, а також прямим спостереженням пластин мартенситу в площині шліфа.

Пластинчасті кристали мартенситу не розташовуються паралельно один одному і не угруповуються в окремі пакети, а з'являються у вигляді зигзагів або ферм (рис. 4.12, а). Мартенситні пластини, що утворюються першими, розсікають усе зерно, обмежуючі тим самим розмір наступних кристалів мартенситу. Вони з'являються в ділянках аустеніту, що залишилися, тому їх розмір тим менший, чим пізніше вони виникають (рис. 4.12, б).

Формування своєрідних ферм або зигзагів з кристалів мартенситу пов'язано з ефектом акомодатії (пристосування), в результаті якого зменшується пружна енергія. А.Л. Ройтбурд показав, що на основі принципу мінімуму пружної енергії можна вичислити форму і розподіл кристалів α -мартенситу.



а



б

Рисунок 4.12 – Мікроструктура кристалів α -мартенситу

За його даними, найбільш вірогідною формою мартенситних кристалів є пластина, причому, мінімум пружної енергії можна отримати не при свавільній їх орієнтировці, а при розташуванні пластин у вигляді ферм або зигзагів.

За допомогою оптичного мікроскопу були встановлені характерні морфологічні особливості пластин α -мартенситу. До них можна віднести нерівності або виступи на границі мартенситного кристалу, наявність в них середньої лінії мідрибу («Мідриб» - від англійських слів «middle» - середина та «ribbon» - лента), нещільностей (островків залишкового аустеніту), мікротріщин, слідів ковзання.

Винайдено, що габітусна площа мартенситних кристалів залежить від складу сталі. Найбільш часто зустрічаються площини $(225)_{\gamma}$, $(259)_{\gamma}$ і $(3, 10, 15)_{\gamma}$.

Поверхневий мартенсит винайдений зовсім недавно. На тонких аустенітних зразках сплаву Н30 і нержавіючої сталі 18-8, що приготовлені для електронномікроскопічних досліджень, були помічені кристали α -мартенситу, які з'явилися в масивних зразках за час електрополірування тонкої фольги або після нього при температурі, що на 30-50°C вища, ніж температура мартенситної точки.

Спочатку кристали розглядали як зародки α -мартенситу в аустеніті, які існують при температурі вище мартенситної точки. Однак пізніше встановили, що це не зародки нової фази, а особливий вид мартенситу.

Такий же мартенсит був знайдений в поверхневих шарах товщиною приблизно 30 мкм масивних зразків при температурах вище мартенситної точки. Тому його назвали поверхневим мартенситом на відміну від масивного, який утворюється всередині зразка.

Цікаво відмітити, що поверхневий мартенсит утворюється ізотермічно навіть в тих сплавах, в яких перетворення $\gamma \rightarrow \alpha_M$ має вибухову кінетику в масивних зразках. Швидкість росту голок поверхневого мартенситу складає від 100 до 0,01 мкм/сек, що дозволяє спостерігати їх зростання у світовому мікроскопі. В останній час цей мартенсит був винайдений в марганцевих і нікелевих сталях, а також в сплавах Fe-Ni-Mn, Fe-Ni-Co. Проведені електронномікроскопічні дослідження показали, що окремі голки дослідженого мартенситу представляють собою пачки вузьких паралельних кристалів, які знаходяться по відношенню один до одного в двійниковій орієнтації. В тонких плівках поверхневий мартенсит має відмінну внутрішню структуру, а саме, у ньому спостерігаються деформаційні смуги. Останні розташовані поперек кристалів мартенситу і містять велику щільність дислокацій.

Поява поверхневого мартенситу обумовлена специфікою його формування в поверхневих шарах масивного зразка або тонкої фольги. Ця особливість заключається у різному розподілі пружних полів напруги на поверхні та усередині масивного зразка. Слід відзначити, що в порівнянні з масивним, поверхневий мартенсит вивчений недостатньо і тому його природа залишається повністю не в'ясненою.

З появою просвітлювальної, трансмісійної електронної мікроскопії стало можливим вивчати внутрішню структуру мартенситних кристалів. Вже в перших роботах П. Келлі, Дж. Наттінга і З. Нішіями було

встановлено, що кристали α -мартенситу не є однорідними, а складаються з тонких двійників. Останні спостерігаються в пластинчастому, і рідше, в рейковому мартенситі. Окрім двійників, в рейковому і пластинчастому мартенситі спостерігається велика щільність дислокацій, приблизно, 10^9 – $10^{12}/\text{см}^2$. Дислокаційна структура кристалів α -мартенситу є дуже складною, і схожою на ту, яка спостерігається в α -залізі і в металах з високою енергією дефектів упаковки при деформації їх з великою швидкістю.

З допомогою електронного мікроскопу вдалося виявити природу мідриба, який за даними оптичної мікроскопії трактувався як границя двох частин мартенситного кристалу. Показано, що мідриб представляє собою область тонких двійників, що передуються, системи $(112)_{\alpha_M}$ $\langle 111 \rangle_{\gamma}$ товщиною в декілька десятків ангстрем. По мірі збільшення концентрації вуглецю, азоту і нікелю область мідриба розширюється за рахунок подовження двійників, які займають майже увесь кристал в сталях з високим вмістом вказаних елементів. Винайдення внутрішніх двійників в мартенситі є підтвердженням висновків феноменологічних теорій мартенситного перетворення, які задовго до цього передбачали їх існування.

В первинних двійниках деяких залізо-нікелевих сплавів спостерігали вторинні двійники, причому елементи двійникування їх такі самі, як і в первинних двійниках. Спочатку вважалось, що двійники деформації виникають в результаті впливу оточуючого аустеніту на первинний двійник. Однак, потім було встановлено, що подвійне двійникування має місце не тільки в масивному зразку, а також і в тонкій фользі, в якій пружні напруження практично відсутні. Тому з'явилося передбачення, що подвійне двійникування може бути складовою частиною механізму перебудови ґратки при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні.

Поверхневий рельєф є одним з найважливіших ознак мартенситного перетворення в сталі. Він виникає при гартуванні сталі на гладкій поверхні

зразка у вигляді голок або виступів і впадин з плоскими гранями. Поява поверхневого рельєфу обумовлена однорідним зсувом внаслідок кооперативного і закономірного зміщення атомів при перебудові гратки аустеніту в гратку α -мартенситу. Про це свідчить наступне: якщо до мартенситного перетворення поверхня аустенітного зразка була плоскою, то після перетворення вона становиться нахилоною до поверхні шліфа (рисунок 4.13).

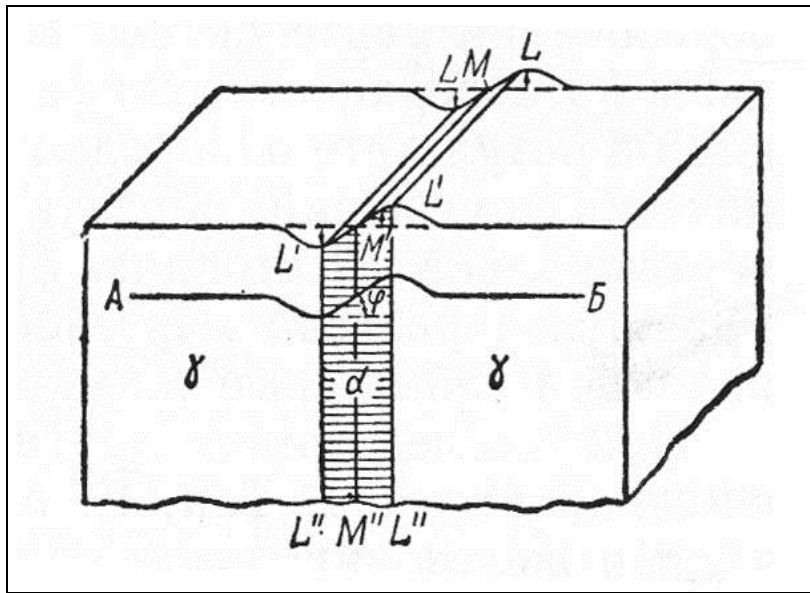


Рисунок 4.13 – Схема поверхневого рельєфу за Гренингером-Трояно, який виникає на поверхні зразка при утворенні кристала мартенситу

На рис. 4.13 наведена схема поверхневого рельєфу за Гренингером-Трояно, який виникає на поверхні зразка при утворенні кристала мартенситу (заштрихована пластина). Стрілками показано зміщення атомів при зсуві. Пунктирна лінія відповідає поверхні до перетворення.

Прямі риси АБ проведені по рівній поверхні зразка до перетворення, їх напрямок при переході від аустеніта до мартенсита змінюється. По зміні напрямку цих рисок можна визначити величину зсуву ϕ (рис. 4.13).

Зворотне мартенситне перетворення. При нагріві α -мартенситу вище температури фазової рівноваги (T_0) вільна енергія аустеніту стає

меншою, ніж вільна енергія мартенситу, тобто $F^{\gamma} < F^{\alpha}$. Тому у відповідності до термодинамічного принципу така система буде намагатися перейти у стан з меншою вільною енергією, в результаті чого здійсниться мартенситне перетворення $\alpha_M \rightarrow \gamma$. Зі схеми, представленої на рис. 5, видно, що перетворення мартенсита в аустеніт при нагріві починається не при T_0 , а при температурі A_s , і закінчується при температурі A_f . Величина перегріву $\Delta T = A_s - T_0$ залежить від різних недосконалостей кристалів і від енергії пружної деформації, яка виникає при перебудові ґратки мартенсита в аустеніт; для залізистих сплавів ΔT складає 200-400°C. Треба відзначити, що для мартенситних перетворень $\varepsilon \rightarrow \gamma$, $\varepsilon' \rightarrow \gamma$ ця величина значно менша.

Необхідною умовою протікання $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення за мартенситним механізмом є відсутність дифузійних процесів при нагріві, які, як правило, призводять спочатку до розпаду мартенсита на ферит та карбід, а потім до утворення аустеніта. Тому зворотне мартенситне перетворення спостерігається тільки в високолегованих, безвуглецевих сплавах заліза. Завдяки легуючому елементу знижується температура фазової рівноваги T_0 і $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення проходить в умовах, при яких не проходить розпад мартенситу.

Вперше зворотне $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення спостерігали Г. Васерман та З. Нішіяма в сплаві H30. При рентгенографічному дослідженні орієнтировки γ - і α_M -фаз вони помітили, що після нагріву вище 500°C відновлюється монокристал мартенситу з попередньою орієнтировкою. Мартенситний характер цього перетворення був доведений мікроструктурними дослідженнями поверхневого рельєфу значно пізніше, в роботах В.Н. Гриднева і Я.М. Головчинера.

При кімнатній температурі в сплаві H28, який має аустенітну структуру, отриманий рельєф на поверхні, що претерпіла $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення під час охолодження до низьких температур. Після

сошліфовки цього рельєфу на гладкій поверхні зразка при нагріві знову з'являється рельєф, який характеризується тим, що на місцях виступів з'явилися впадини, і навпаки, на місцях впадин утворилися виступи. Однак така картина відбувається не завжди.

Залежність кількості аустеніту, який виникає з α_M -фази, від температури нагріву має такий самий вигляд, як і мартенситна крива під час перетворення $\gamma \rightarrow \alpha_M$. Однак, зворотне мартенситне перетворення вивчено більш докладно, ніж $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення. Це пов'язано з тим, що при температурах $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення важко уникнути розпаду, в результаті чого на мартенситне перетворення накладається дифузійне $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення, а також процеси рекристалізації.

В вуглецевих сталях навіть при самих великих швидкостях нагріву не вдалося здійснити $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворення за мартенситним механізмом. Це пов'язано з тим, що навіть при дуже швидкому нагріві вуглець встигає вийти з кристалічної ґратки α -мартенситу, в результаті чого температура $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -переходу підвищується до температур, при яких це перетворення починає мати дифузійний характер.

Механізми перебудови ГЦК в ОЦК ґратку. Ще задовго до кінцевого вирішення питання про кристалічну структуру α -мартенситу Е. Бейн, не маючи даних про закономірну орієнтовку його кристалічної ґратки відносно ґратки аустеніту і свідчень про габітусну площину, запропонував у 1924 році схему утворення ОЦТ ґратки мартенситу з аустеніту (рисунк 4.14). Тонкими лініями на рис. 4.14 показані дві суміжні елементарні комірки аустеніту, жирними – одна комірка α -мартенситу. Він виділив з двох суміжних елементарних комірок аустеніту одну ОЦТ ґратку з відношенням осей $c/a = \sqrt{2}$, яка переходить в ґратку α -мартенсита шляхом стискання осі c і розтягування осі a . При такій

деформації ґратки ступінь тетрагональності c/a зменшується від $\sqrt{2}$ до 1,00-1,08 в залежності від концентрації вуглецю в сталі.

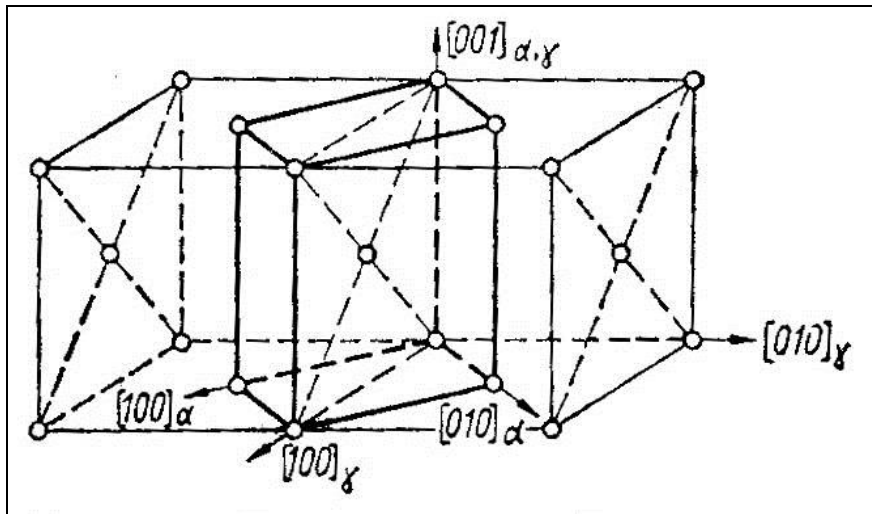
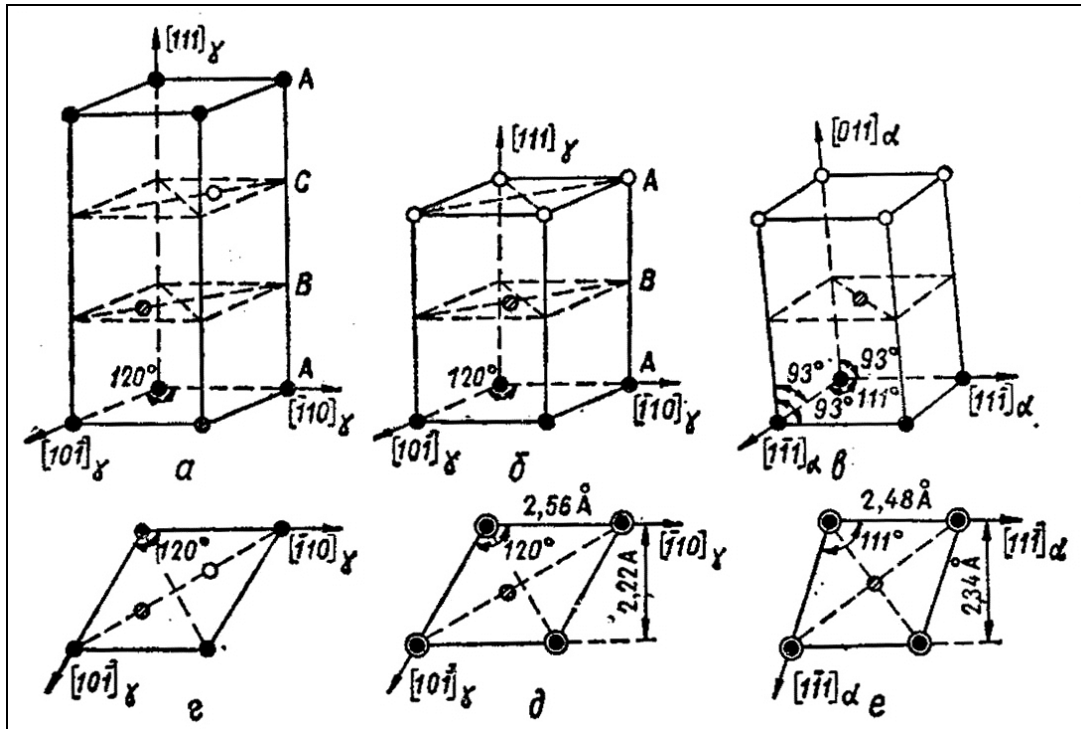


Рисунок 4.14 – Схема перебудови ґратки аустеніту в α -мартенсит за Е. Бейном

Орієнтировка, яку при цьому отримують (орієнтировка Бейна), виражається наступними співвідношеннями:

$$\begin{aligned} (001)_{\gamma} &\parallel (001)_{\alpha\text{м}} \\ [100]_{\gamma} &\parallel [110]_{\alpha\text{м}} \end{aligned}$$

Г.В. Курдюмов та К. Закс для опису механізму утворення мартенситу з аустеніту використали встановлену дослідним шляхом взаємну орієнтировку і параметри кристалічних ґраток γ - і $\alpha_{\text{м}}$ -фаз. Для ілюстрації цього механізму треба зобразити ГЦК ґратку аустеніта в гексагональній системі координат так, щоб щільно упакована площина $(111)_{\gamma}$ представилась площиною (0001) . Нова елементарна комірка аустеніту тепер складається з чотирьох щільноупакованих шарів АВСА (рисунок 4.15, а).



a, б, в – просторове розташування атомів;

г, д, е – проекція ґраток на площину основи

Рисунок 4.15 – Схема перебудови ґратки аустеніту в α -мартенсит за Курдюмовим-Заксом:

За механізмом Курдюмова-Закса, при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні площина А залишається нерухомою, а останні зміщуються відносно один одного вдовж більшої діагоналі на відстань $\delta = \frac{a}{\sqrt{6}}$ в напрямку $[\bar{1}21]_\gamma$. Площина з номером N зміщується на відстань $N\delta$ (рис. 4.15, а). В результаті такого зсуву отримується нестійка, проміжна структура (рис. 4.15, б), в якій атоми щільноупакованих площин знаходяться не в лунках нижнього шару, а посередині між ними.

Другий зсув призведе до зміщення площин $(11\bar{2})_\gamma$, які перпендикулярні до перших, в напрямку $[\bar{1}10]_\gamma$, внаслідок чого тупий кут в площині (111) зменшується від 120° до 111° (рис. 4.15, в). При виборі такої системи зсувів, окрім додержування вказаних орієнтаційних співвідношень і параметрів кристалічних ґраток, Г.В. Курдюмов і К. Закс керувалися тим,

що шляхи переходу атомів з аустеніту в мартенсит повинні бути мінімальними; для першого зміщення слід вибрати площину $\{111\}_\gamma$, яка є площиною легкого ковзання в ГЦК ґратці.

Зсувний механізм перебудови ґратки аустеніта в α -мартенсит за Курдюмовим-Заксом здійснив дуже плідний вплив на розвиток кристалогеометричних моделей мартенситних перетворень, а також на формування сучасних уявлень про мартенситне перетворення. Після виходу в світ роботи Г.В. Курдюмова і Г. Закса були знайдені зсувні механізми для інших типів мартенситних перетворень, а саме, В. Бургерс запропонував механізм перебудови ґратки ГЦК $\rightarrow$ ГЦУ для $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення в кобальті і цирконії (ОЦК $\rightarrow$ ГЦУ).

Недосконалості кристалічної будови мартенситу. Кристали металів і сплавів не є ідеальними, вони містять різні дефекти: дислокації, вакансії, дефекти упаковки і т. ін. До недосконалостей кристалічної будови необхідно також віднести пружну деформацію мікро областей кристалічної ґратки, яку можна охарактеризувати відносною величиною відхилення параметра кристалічної ґратки Δa від середнього значення $a\left(\frac{\Delta a}{a}\right)$.

Перераховані дефекти виникають в металах і сплавах при кристалізації, пластичній деформації, впливі ультразвукового та радіоактивного випромінювання, а також при фазових перетвореннях. Ми розглянемо тільки ті дефекти кристалічної будови, які виникають в α -мартенситі при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні або унаслідуються ним від аустеніту.

Характерною особливістю $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення є те, що мартенситні кристали утворюються при досить низьких температурах в пружному середовищі. В результаті зміни форми та об'єму зразка виникають великі внутрішні напруження, які призводять до появи вказаних дефектів в γ - та α_M -фазах. Іноді може здійснюватися пластична деформація кристалів

мартенситу і оточуючого його аустеніту, а також поява мікротріщин. Окрім того, мартенсит наслідуює ті дефекти, які були у вихідному аустеніті.

Дислокації у вихідному мартенситі можна спостерігати при електронномікроскопічному дослідженні на просвіт тонкої фольги. Їх щільність в кристалах α -мартенситу настільки велика, що в багатьох випадках вони забезпечують суцільний, темний контраст, в якому неможна розрізнити окремі дислокації. Останні розподіляються в кристалі α -мартенситу нерівномірно: в районі мідрибу спостерігається багато двійників і мало дислокацій, а в периферійній частині, особливо, біля границі кристалу, дислокацій більше.

За електронномікроскопічними даними з підвищенням вмісту вуглецю в сталі щільність дислокацій зростає від 10^9 до 10^{12} $1/\text{см}^2$. Таку ж щільність можна отримати за рентгенівськими даними.

В мартенситі залізонікелевих сплавів також спостерігається багато дислокацій. Наприклад, в сплаві Н30 їх приблизно 10^{12} . Їх значно менше в α -мартенситі, який утворюється з ε -фази за схемою $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha_M$. Усі ці дані свідчать про те, що, ймовірно, визначальний вплив на щільність дислокацій в мартенситі здійснює механізм перебудови ґратки при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні.

Мікротріщини в мартенситі зустрічаються часто, особливо в високовуглецевих сталях. Вони гарно виявляються травленням на шліфі.

Дефекти упаковки в α -мартенситі були винайдені тільки в алюмінієвих сталях. При електронномікроскопічному дослідженні тонкої фольги загартованої сталі, яка містить 10% Al і 2.0% C, спостерігали дифракційну картину, що складається з розмитих рефлексів і дифузійних смуг.

Гіпотеза про блочну будову реальних кристалів була запропонована на підставі рентгенівських даних ще до появи теорії дислокацій і електронної мікроскопії. Згідно цієї гіпотези реальні монокристали, у тому

числі зерна в полікристалах, складаються з більш дрібних субзерен та блоків, що розвернуті один відносно одного на невеликий кут. Внаслідок такого розвороту сукупність блоків розсіює рентгенівські промені некогерентно, тобто незалежно один від одного. Однак кожен блок розсіює рентгенівські промені когерентно, і тому їх назвали областями когерентного розсіювання.

Завдяки методу електронної мікроскопії тонкої фольги на просвіт було встановлено, що всередині кристалів α -мартенситу є дислокації, які також призводять до невеликої разорієнтировки сусідніх областей. Тому початкова модель блоку дещо змінилася, а під блоком у даний час розуміють вільну від дислокацій ділянку кристалу, яка обмежена дислокаціями. Розміри блоків D можна розрахувати по відомій формулі Шеррера-Селякова:

$$\Delta\varphi = \frac{2\lambda}{D \times \cos \vartheta}, \text{ радіан} \quad (4.7)$$

де: $\Delta\varphi$ - ширина лінії; λ - довжина хвилі рентгенівського випромінення; ϑ - кут відображення рентгенівської лінії.

За даними багатьох авторів, розмір блоків мартенситу загартованої сталі $D=200-300 \text{ \AA}$. В масивному зразку загартованої сталі завдяки направленому зсуву і збільшенню об'єму при утворенні кристалів мартенситу здійснюється їх пружна деформація в результаті вигину, розтягнення та стискання. Це призведе до появи викривлень кристалічної ґратки в мікрообластях. В загартованій сталі з 0,01% С величина пружної деформації у декілька разів більша, ніж в холоднодеформованому залізі і з підвищенням концентрації вуглецю зростає від 10^{-3} до 10^{-2} . ці результати отримані на масивних зразках загартованої сталі.

Після зворотного мартенситного перетворення істотно змінюються механічні властивості аустенітних сплавів. При вивченні впливу фазового наклепу на механічні властивості аустенітних сплавів показано, що межа текучості аустеніту завдяки фазовому наклепу може збільшитися на 300%. Істотний вплив на величину фазового наклепу здійснює температура нагріву для проведення зворотного переходу мартенситу в аустеніт. Нагрів до температури 600-650°C не призведе до значного зниження $\sigma_{0,2}$, однак, витримка при 750°C повністю розгартує сплав.

Розглянемо структурні зміни, які призводять до фазового наклепу. Фрагментація зерен є одним з найважливіших структурних змін, які призводять до підвищення межі текучості. Після одного циклу $\gamma \leftrightarrow \alpha_M$ -переходу розмір фрагментів аустеніту зменшується у 10-15 разів, а кут їх разорієнтировки збільшується у 4-5 разів. Завдяки появі разорієнтованих фрагментів різко збільшується опір пластичній деформації.

Окрім фрагментації зерен, при $\gamma \leftrightarrow \alpha_M$ -перетвореннях виникають інші дефекти кристалічної будови. Так, наприклад, в результаті фазового наклепу щільність дислокацій в аустеніті збільшується на 3 порядки і досягає величини $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а розмір блоків зменшується до 200-800 Å. Вказані структурні зміни залежать від кількості α -мартенситу, який приймає участь в фазовому наклепі: чим більше α -фази, тим більшим є кут разорієнтировки, щільність дислокацій і меншим розмір блоків і фрагментів.

Таким чином, в результаті $\gamma \leftrightarrow \alpha_M$ -перетворення в аустеніті виникають недосконалості кристалічної будови, що призводять до фазового наклепу.

Зміна фізичних і механічних властивостей сталі при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ перетворенні. Фізичні і механічні властивості загартованої сталі залежать від багатьох факторів, з яких визначальними є хімічний склад, механічна і

термічне оброблення. В результаті впливу цих факторів змінюється мікро- і субструктура мартенситу і це впливає на механічні та фізичні властивості сталі. На сьогодні асортимент випуску вуглецевих та легованих сталей дуже великий. Тому пропонуємо обмежитися декількома прикладами, щоб показати роль мартенситних фаз у зміні властивостей сталі.

При охолодженні залізонікелевих сплавів з вмістом нікелю від 20 до 32% внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення електроопір R різко зменшується. Зміна R за рахунок утворення 100% α -мартенситу в цих сплавах складає біля 30%.

Зменшення електроопору в результаті $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення, яке проходить за мартенситним механізмом, відбувається також в чистому залізі під дією усестороннього гідростатичного тиску при температурі 500°C. Такий же ефект має місце при утворенні α -мартенситу в марганцевих сплавах.

У вуглецевих сталях з мартенситною точкою вище кімнатної температури одночасно з утворенням мартенситу може здійснюватися його розпад. Останній призводить до зниження електроопору, тому внаслідок накладення двох процесів важко однозначно трактувати зміну R за рахунок $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення.

α -мартенсит, також як і чисте залізо з ОЦК ґраткою, є феромагнітним. Його залишкова індукція B_r і намагніченість $4\pi I$ мало залежать від концентрації вуглецю. Однак, коерцитивна сила H_C зростає у три-чотири рази зі збільшенням кількості вуглецю в мартенситі в порівнянні з відпаленою сталлю і майже на два порядки в порівнянні з чистим залізом. Висока коерцитивна сила α -мартенситу обумовлена великими внутрішніми напруженнями і дисперсністю кристалів.

Об'ємні зміни при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні у вуглецевих сталях докладно вивчалися на протязі багатьох років. Отримані результати узагальнені у вигляді діаграми (рисунок 4.16).

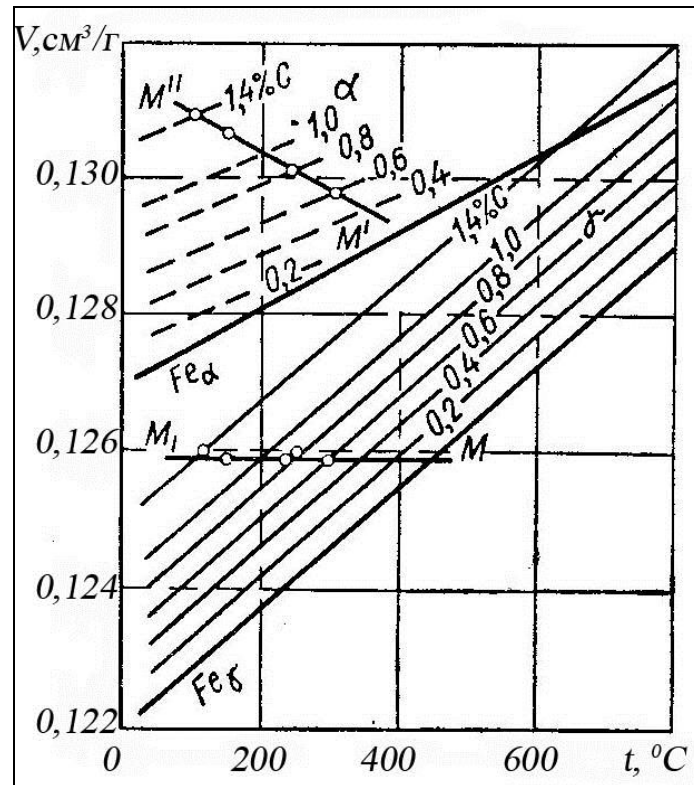


Рисунок 4.16 – Залежність питомого об'єму γ - і α -фаз вуглецевих сталей від температури. Лінія $M - M_1$ відповідає об'єму аустеніту в мартенситній точці, а $M' - M''$ – об'єму мартенситу при температурі M_s

Аналіз рисунку 4.16 свідчить, що завдяки різниці температурного коефіцієнту розширення нахил прямих зміни питомого об'єму γ - і α -фаз різний. Цікаво відмітити, що питомий об'єм аустеніту в мартенситній точці M_s не залежить від вмісту вуглецю. Отже, $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення починається при певному питомому об'ємі аустеніту, який дорівнює $0,1259 \text{ см}^3/\text{г}$. Мартенситне перетворення в сталях різного складу починається при температурі, коли параметр кристалічної ґратки аустеніту a приймає значення $3,61 \text{ \AA}$. При охолодженні аустеніту α -мартенсит утворюється у той момент, коли атоми заліза зближуються один з одним до певної відстані. Значення різності питомих об'ємів γ - і α -фаз можна розрахувати з допомогою рівняння:

$$\frac{\Delta V}{V_{\gamma \rightarrow \alpha_M}} = 2.50 + 1.08p \quad (4.8)$$

де: p - вміст вуглецю у вагових відсотках.

Однак, якщо виміряти параметри кристалічних ґраток γ - і α_M -фаз при кімнатній температурі, то величина об'ємного ефекту $\frac{\Delta V}{V_{\gamma \rightarrow \alpha_M}}$, який розрахований за цими параметрами, мало залежить від вмісту вуглецю в сталі і знаходиться в межах 5,0%. З аналізу рис. 4.16 також видно, що величина об'ємних змін при негативних температурах збільшується, а в області високих температур вона зменшується. Об'ємні ефекти при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетвореннях в легованих сталях та сплавах вивчені ще недостатньо.

Тепловий ефект при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні докладно досліджувався в залізонікелевих сплавах з концентрацією нікелю до 30%. Це стало можливим завдяки тому, що при нагріві в них не здійснюються процеси розпаду аустеніту і мартенситу. Величина ΔH при зворотному $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетворенні для залізонікелевих сплавів зменшується від 20 до 6,7 кал/г при збільшенні вмісту нікелю від 20 до 30%. Для сплаву Н30 величина теплового ефекту при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ та при $\alpha_M \rightarrow \gamma$ -перетвореннях однакова і складає 6,7 кал/г.

Таким чином, утворення мартенситу супроводжується виділенням, а зворотне мартенситне перетворення мартенситу в аустеніт, навпаки, поглинанням тепла.

Найбільш важливими характеристиками загартованих сталей є межа текучості $\sigma_{0,2}$, межа міцності σ_B та твердість. В результаті утворення α -мартенситу міцність та твердість, наприклад, вуглецевої сталі збільшується у 8-10 разів, а пластичність зменшується. Такі ж зміни механічних характеристик можна спостерігати при загартуванні легованих сталей. На

показники міцності і твердості загартованої сталі впливають розмір зерна вихідного аустеніту, кількість легуючого елементу, термомеханічна обробка (ВТМО, НТМО), радіоактивне випромінювання і інші фактори.

Перші гіпотези про природу високої твердості загартованої сталі з'явилися ще давно, задовго до вивчення кристалічної структури α -мартенситу. Наприклад, ще Ф. Осмонд у 1887 році виказав пропозицію про те, що висока твердість загартованої сталі обумовлена появою «склоподібної» (аморфної) модифікації α -заліза, яка є стабільною при високих температурах і при різкому гартуванні переохолоджується до кімнатної температури. Ця гіпотеза надалі отримала назву «алотропічної».

Друга гіпотеза – «карбідна» - пов'язує високу твердість α -мартенситу з появою дисперсних карбідів.

У 1920 році Е. Маурер висказав припущення, що висока твердість сталі обумовлена внутрішнім наклепом ґратки мартенситу, який виникає в результаті великих змін об'єму і форми при $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні. Було висунуте припущення, що сам по собі мартенсит до його розпаду має невисокий опір деформації.

Сучасні уявлення про природу високої твердості загартованої сталі були сформульовані Г.В. Курдюмовим в середині 50-х років XX сторіччя. Згідно його уявлень, висока твердість і міцність загартованої сталі визначається структурою і властивостями кристалів мартенситу. Ці два фактори аддитивно вносять вклад у високу твердість і міцність сталі і тому можна записати:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_{0.2_{\text{нод}}}(\alpha) + \sigma_{0.2_{\tilde{N}}}(\tilde{N}, \%), \quad (4.9)$$

$$H_A = H_{A_{\text{нод}}}(\alpha) + H_{A_{\tilde{N}}}(\tilde{N}, \%), \quad (4.10)$$

де: $\sigma_{0.2_{\text{HOD}}}$ і H_{HOD} - міцність і твердість, обумовлені структурним фактором, а $\sigma_{0.2_{\text{MA}}}$ і H_{MA} - властивості кристалів.

Структурний фактор визначається розміром зерна і блоків і його вплив на міцність $\sigma_{0.2_{\text{HOD}}}$ і твердість H_{HOD} можна пояснити наступним чином. В результаті мартенситного перетворення всередині кожного аустенітного зерна утворюються кристали α -мартенситу, розмір яких приблизно на порядок менший розміру вихідного зерна аустеніту. Окрім того, в кристалах α -мартенситу утворюється дисперсна субструктура (фрагменти, двійники, блоки). Тому в результаті подрібнення зерен міцність загартованої сталі збільшується у відповідності із законом Петча:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_0 + Kd^{\frac{1}{2}}, \quad (4.11)$$

де: σ_0 - напруга зсуву всередині зерна; d - розмір зерна; K - константа.

Структурний фактор зміцнення, як відомо, має місце при холодній пластичній деформації чистих металів і сплавів, завдяки якій величина зерна зменшується. Наприклад, в результаті пластичної деформації міцність та твердість чистого заліза значно підвищується і наближається до твердості і міцності чистого заліза, загартованого на мартенсит.

Другий фактор зміцнення – властивості кристалів α -мартенситу – призводить до значно більшого зміцнення, ніж структурний фактор. Це обумовлено тим, що межа пружної деформації залежить від кількості вуглецю в ґратці α -мартенситу. Тому вплив цього фактору зростає зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі.

В рівноважних умовах розчинність вуглецю в α -залізі є невеликою, приблизно 0,002%, однак в мартенситі вона може досягати 1,7%. Така велика пересиченість вуглецем призводить до появи внутрішніх напруг в

α -мартенситі, в результаті чого підвищується межа пружності кристалів мартенситу. Зі збільшенням кількості вуглецю твердість і величина мікродеформації мартенситу різко збільшується.

При охолодженні сплаву заліза з 30% нікелю з γ -області поступово зменшується частота власних коливань f^2 , яка пропорційна модулю зсуву. При температурі -30°C на кривій спостерігається перегин, після якого здійснюється різке зниження модулю зсуву. В указаній області температур проходить $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворення, яке супроводжується виділенням тепла (рисунок 4.17).

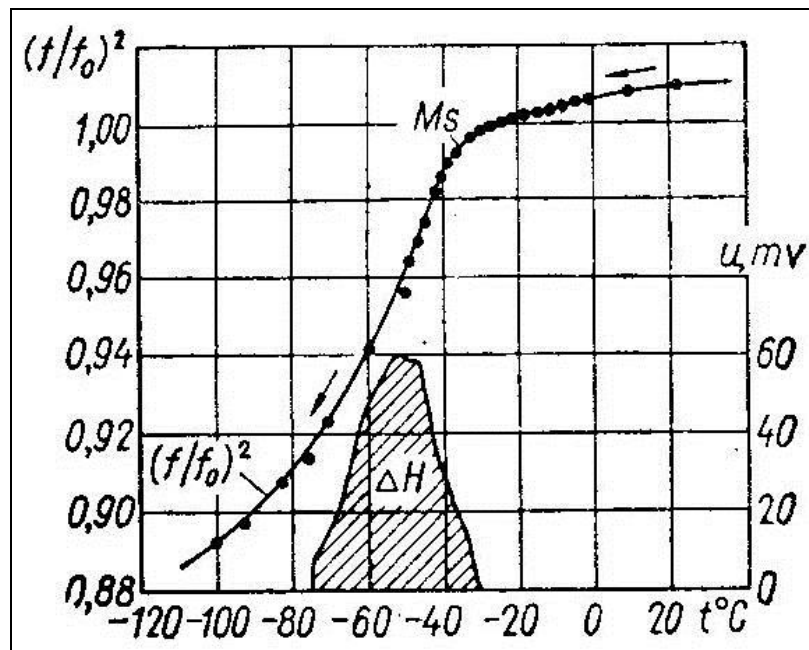


Рисунок 4.17 – Зміна частоти власних коливань $(\frac{f}{f_0})^2$ і тепловмісту ΔH сплаву Н30 при охолодженні з γ -області

Отже, при утворенні α -мартенситу модуль зсуву зменшується. Аналогічна зміна модулю Юнга спостерігається при поліморфному $\gamma \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні у чистому залізі.

4.5.5 χ' -МАРТЕНСИТ

Кристалічна структура. χ' -мартенсит вперше був винайдений при низькотемпературному рентгенівському вивченні мартенситного перетворення в монокристалічних зразках марганцевих сталей. Потім його знайшли в ренієвих, вуглецевих, нікелевих і алюмінієвих сталях.

χ' -мартенсит утворюється при різкому охолодженні до негативних температур зразків, які мають при кімнатній температурі аустенітну структуру. В марганцевих сталях температурна область $\gamma \rightarrow \chi'$ -перетворення знаходиться нижче -50°C .

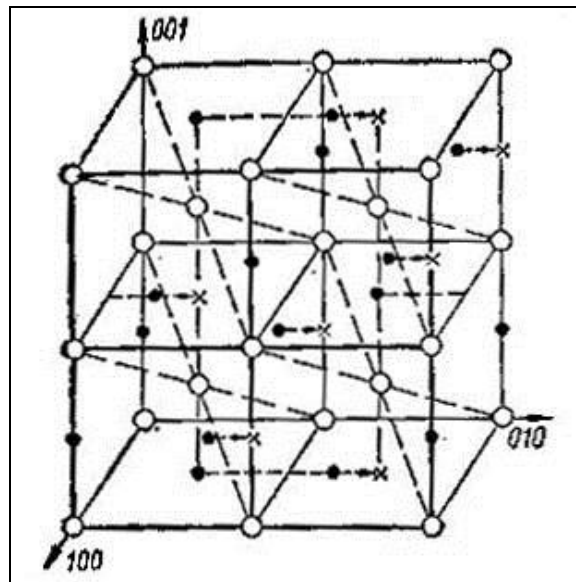


Рисунок 4.18 – Чотири елементарні комірки χ' - та α -мартенситу. Світлі кружки – атоми металу, темні – можливі положення атомів вуглецю у χ' -фазі, хрестики – теж в α -мартенситі. Стрілками позначений напрямок пересування атомів вуглецю при $\chi' \rightarrow \alpha_M$ -перетворенні

Важливою характеристикою χ' -мартенситу є те, що він існує тільки при низьких температурах, а при нагріві до кімнатної температури перетворюється в α -мартенсит. Тому при дослідженні кристалічної структури була використана низькотемпературна рентгенівська зйомка в спеціально сконструйованих камерах для монокристалів. Ці камери

надають можливість проводити тривалі рентгенівські зйомки в області температур від -180°C до кімнатної, а також отримувати рентгенівські знімки від монокристалу, який обертається, качається або нерухомий.

Встановлено, що χ' -мартенсит на рентгенограмі забезпечує дифракційні плями, які розташовані поблизу від плям α -мартенситу. На підставі рентгеноструктурних досліджень встановлено, що χ' -мартенсит марганцевої сталі з вмістом 0,60% C має об'ємноцентровану тетрагональну ґратку.

Вплив легуючих елементів на $\gamma \rightarrow \chi'$ -перетворення. З точки зору електронної будови елементів, а також їх впливу на утворення кристалічних структур в сплавах заліза найбільш близьким аналогом до марганцю є реній.

Тому для виявлення можливості появи χ' -мартенситу були вивчені саме ренієві сталі. Такий прогноз виявився справедливим, і χ' -мартенсит був винайдений в сталях з вмістом вуглецю 0,8-1,7% і ренію 19,0-6,0%.

Температурна область $\chi' \rightarrow \alpha$ -переходу в ренієвих сталях дещо нижча, ніж в марганцевих сталях. Співвідношення між параметрами кристалічної ґратки χ' - та α -мартенситу істотно не відрізняється від подібних співвідношень в марганцевих сталях.

Мартенситна точка більшості вуглецевих сталей знаходиться вище кімнатної температури. Тому, якщо в них утворюється χ' -мартенсит, то він при цих температурах швидко перетворюється в α -мартенсит. В сталі У7 мартенситне перетворення здійснюється при температурах, які наближаються до кімнатної, при яких $\chi' \rightarrow \alpha_{\text{м}}$ -перетворення вже закінчується. Тому, щоб виявити χ' -мартенсит в вуглецевих сталях, необхідно змістити мартенситне перетворення в область температур, де χ' -мартенсит є стійким. Для цього використовують попередню теплову стабілізацію аустеніту сталі У6, в результаті якої інтервал мартенситного

перетворення зміщується в область низьких температур. При цих температурах вдалося не тільки отримати χ' -мартенсит, але й зберегти його на протязі рентгенівської зйомки, яка триває від 1,5- до 2 годин. Таким чином, в вуглецевих сталях також отримується χ' -мартенсит, який при кімнатній і більш високих температурах швидко перетворюється в α -мартенсит.

В нікелевих сталях довго не вдавалось виявити χ' -мартенсит. Навіть після різкого охолодження з γ -області до -196°C на рентгенограмах, які отримані при -180°C були тільки рефлекси α -мартенситу. Тому проведені рентгенівські зйомки при більш низьких температурах, ніж температура рідкого азоту (-196°C). Виявилось, що при температурі, яка близька до температури рідкого гелію в сталі з 1,75% C і 8% Ni утворюється χ' -мартенсит. Встановлено, що різниця параметрів α - та χ' -мартенситу для нікелевих сталей є меншою, ніж для марганцевих. Це пояснюється тим, що неможливо уникнути часткового $\chi' \rightarrow \alpha_{\text{M}}$ -перетворення внаслідок недостатньо швидкого охолодження. Тому, накладання відображення $(002)_{\chi'}$ на $(002)_{\alpha_{\text{M}}}$ привело до зміщення сумарної плями у бік менших кутів відображення.

Утворення χ' -мартенситу і його перехід у α -мартенсит підтверджується результатами дослідження електроопору. Було виявлено зменшення електроопору при нагріві від температури рідкого гелію. На підставі аналогії в зміні електроопору при $\chi' \rightarrow \alpha_{\text{M}}$ -переході в марганцевих і ренієвих сталях зроблений висновок, що в нікелевих сталях падіння електроопору обумовлене цим же переходом.

Природа χ' -мартенситу і $\chi' \rightarrow \alpha_{\text{M}}$ -переходу. До відкриття χ' -мартенситу вважалося, що при гартуванні сталі безпосередньо з аустеніту утворюється α -мартенсит. Так вважали тому, що в сталях з температурою мартенситного перетворення вище кімнатної $\chi' \rightarrow \alpha_{\text{M}}$ -переход здійснюється

настільки швидко, що χ' -фаза не фіксується. Тому спостерігали кінцевий продукт цього переходу, тобто α -мартенсит. При дослідженні цих сталей з мартенситною точкою нижче кімнатної температури її структуру після мартенситного перетворення вивчали при кімнатній температурі. Нагрів та витримка при цій температурі були достатніми для того, щоб встиг завершитися $\chi' \rightarrow \alpha_M$ -перехід.

Оскільки з χ' -мартенситу можна отримати α -мартенсит при нагріві, то він є не первинним, а вторинним продуктом гартування, якщо не враховувати ε і ε' -мартенситів, які утворюються в деяких сталях до появи χ' -фази. $\chi' \rightarrow \alpha_M$ -перетворення можна було би пояснити частковим розпадом першого. Тем не менше, добре відомо, що розпад мартенситу при відпуску супроводжується наближенням параметрів його ґратки a , b і c до параметру ґратки чистого заліза, а відношення c/a і c/b наближаються до одиниці. При цьому об'єм елементарної комірки мартенситу значно зменшується.

Показано, що при утворенні χ' -мартенситу через проміжні перетворення ε' - та ε -фази атоми вуглецю в його ґратці можуть зайняти половину октаедричних пор на осях c і половину тетраедричних пор біля осей b (рисунок 4.18).

Розглянемо, в яких порах опиняться атоми вуглецю при $\gamma \rightarrow \varepsilon' \rightarrow \varepsilon \rightarrow \chi' \rightarrow \alpha_M$ -перетвореннях. На рисунку 4.19 представлено розташування атомів металу в площині (111) аустеніту і паралельній їй площині (011) χ' -мартенситу.

Незалежно від того, чи утворюється χ' -мартенсит через одну або дві проміжні фази ε' чи ε , чи безпосередньо з аустеніту, атоми вуглецю можуть опинитися як в октаедричних, так і в тетраедричних порах.

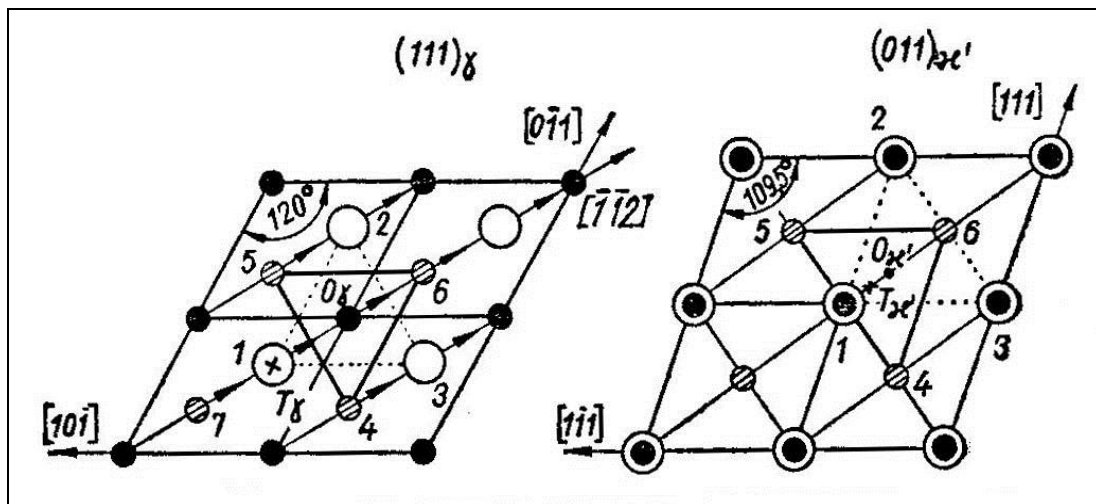


Рисунок 4.19 – Проекція атомів ґратки на площину $(111)_\gamma$ аустеніту и $(011)_{\chi'}$ -мартенситу. Атоми верхнього шару – світлі кружки, середнього – заштриховані, нижнього – темні кружки

4.5.6 ϵ -мартенсит

Кристалічна ґратка та її орієнтировка. Вперше ϵ -мартенсит був відкритий В. Шмідтом при рентгенографічному дослідженні залізомарганцевих сплавів. Окрім ліній, які належать γ - та α_M -фазам, на рентгенограмах полікристалічних зразків з концентрацією марганцю від 12 до 29% були отримані додаткові лінії. Система цих ліній виникає від фази з ГЦУ ґраткою, яку В. Шмідт позначив як ϵ -мартенсит. На рисунку 4.20 показані три елементарні комірки ϵ -фази, які утворюють гексагональну призму. На одну елементарну комірку ϵ -мартенситу приходить два атоми металу з координатами: 000 і $\frac{1}{3} \frac{2}{3} \frac{1}{2}$. Наявність ϵ -фази в цих сплавах потім була підтверджена.

Слід відзначити, що структура з ГЦУ ґраткою зустрічається в металах і сплавах досить часто, особливо, у вигляді низькотемпературних поліморфних модифікацій кобальта, титана, натрія, калія. Навіть у чистому залізі при високому тиску з'являється ϵ -залізо з ГЦУ ґраткою.

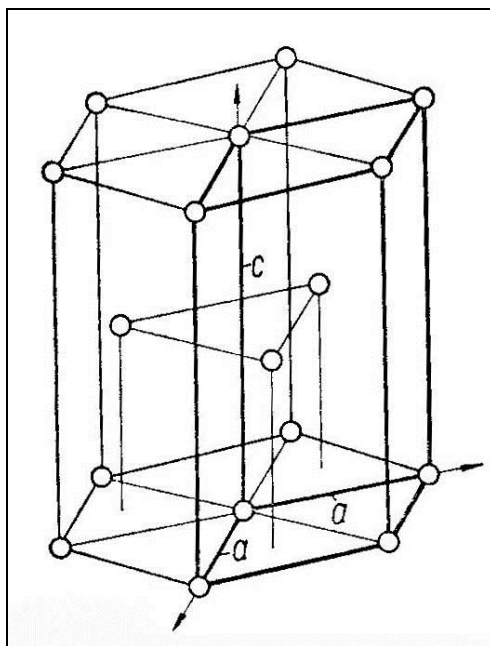


Рисунок 4.20 – Гратка ϵ -мартенситу, яка складається з трьох елементарних комірок

Орієнтовку гратки ϵ -мартенситу відносно гратки аустеніту можна виразити наступним чином:

$$\begin{aligned} (111)_{\gamma} \parallel (0001)_{\epsilon}, \\ [10\bar{1}] \parallel [2\bar{1}\bar{1}0]_{\epsilon} \end{aligned}$$

Під час нагріву ϵ -мартенсит перетворюється в аустеніт. Температурна область цього переходу залежить від концентрації легуючих елементів, попередньої термічної обробки і знаходиться в межах 180-400°C. При цих температурах дифузія атомів заліза і марганцю проходить повільно, тому можна передбачити, що $\epsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення проходить бездифузійно за мартенситним механізмом.

В сплавах Г16 та Г20 з мартенситною точкою вище кімнатної температури зворотне $\epsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення гарно досліджується по кривим дилатометрії, електроопору і парамагнітної сприйнятливості.

$\varepsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення в нержавіючій сталі, яка містить 16% Cr і 12% Mn, припиняється при температурі 400°C, тобто при більш високих температурах, ніж в марганцевій сталі. Температура A_S початку $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення в марганцевих сплавах залежить від концентрації легуючих елементів і ступеня пластичної деформації (рисунк 4.21).

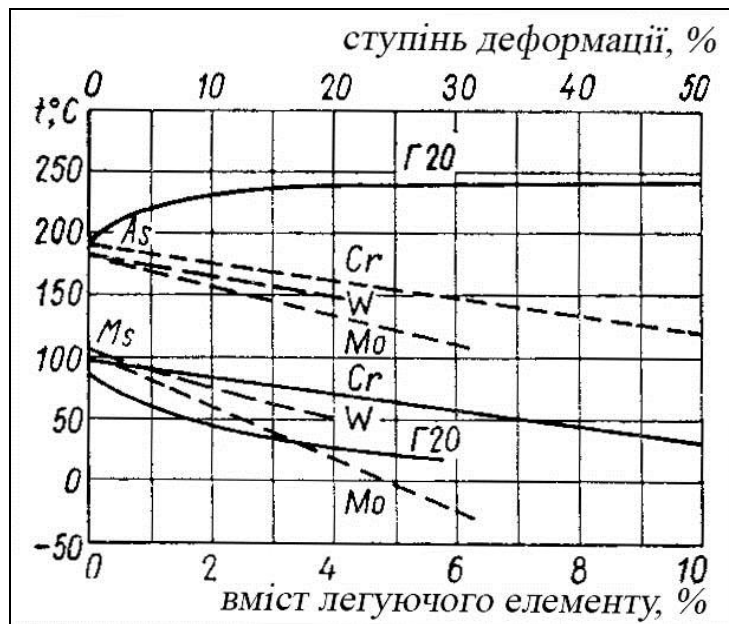


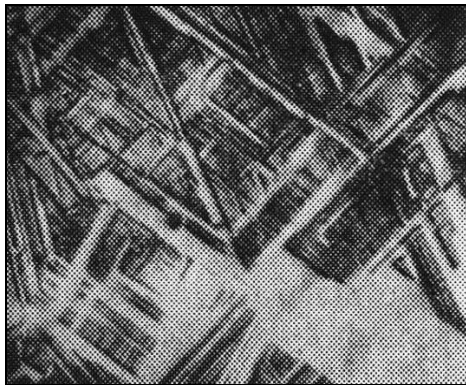
Рисунок 4.21 – Вплив легуючих елементів (пунктирні лінії) і пластичної деформації (суцільні лінії) на температуру прямого $\gamma \rightarrow \varepsilon$ і зворотного $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення в залізному сплаві з 20% Mn

Якщо в загартованому сплаві Г20 це перетворення починається при 180°C, то зі збільшенням вмісту хрому, молібдену, вольфраму температура A_S знижується до 150-100°C. Ці ж елементи знижують і температуру $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетворення. Вплив легуючих елементів на зміщення мартенситних точок прямого і зворотного перетворення можна пояснити тим, що зі зміною хімічного складу сплаву реалізується зміна вільної енергії γ - і ε -фаз.

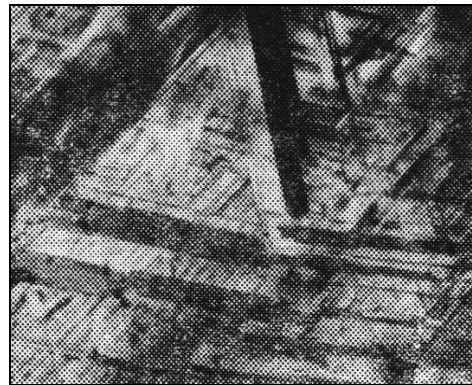
Дещо інший вплив на температуру $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -переходу здійснює пластична деформація сплавів з однофазною γ і двофазною $\gamma + \varepsilon$ структурою. По мірі збільшення ступеня деформації сплаву Г20 A_S підвищується, а температура M_S знижується. Ці результати свідчать про те,

що дефекти кристалічної будови, які виникають при пластичній деформації, зміщують мартенситні точки. Це може бути обумовлено, по-перше, тим, що пластична деформація змінює вільну енергію складових фаз і, по-друге, дефекти кристалічної будови, що виникають, впливають на перебудову ґраток при фазових перетвореннях.

Мікроструктура і рельєф ϵ -мартенситу. Мікроструктура ϵ -мартенситу сплаву Г16 наведена на рисунку 4.22, а, на якому показана структура ϵ -фази сплаву Г16, в якому здійснюється $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення під час гартування від 1100°C до кімнатної температури. Світлі ділянки, що мають форму пластин, представляють собою кристали ϵ -фази, а темні – залишковий аустеніт. У одному і тому ж зразку утворюються кристали ϵ -фази різної величини. Більш крупними є ті, які проявляються першими (іноді вони перетинають зерно), а наступні завжди мають меншу величину. В монокристалах, як правило, формуються більш крупні кристали (рисунок 4.22, б), ніж в полікристалах. При зустрічі один з одним пластини мартенситу не перетинаються, а зупиняються.



а



б

а – сплав Г16; б – сталь 40Г15

Рисунок 4.22 – Мікроструктура ϵ -мартенситу

Якщо приготувати зі сталі 45Г15 тонку фольгу, то при охолодженні до низьких температур у ній виникають кристали ϵ -мартенситу у вигляді пластин одного напрямку.

При дослідженнях сталі 45Г15 в оптичному мікроскопі було винайдено, що кристали ϵ -мартенситу не є однорідним утворенням, а складаються з більш тонких пластинок, які розташовані вздовж перших. Отже, ϵ -мартенсит виявляється по контрасту у вигляді окремих паралельних платин, які, в свою чергу, складаються з більш тонких прошарків товщиною приблизно 40 Å. Всередині кристалів ϵ -мартенситу спостерігаються дефекти упаковки, причому в ϵ -фазі їх більше, ніж в залишковому аустеніті.

В залізомарганцевих сплавах $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення починається при 80-110°C, а закінчується при температурі, яка нижче кімнатної. Однак, більша частина ϵ -мартенситу утворюється при охолодженні до кімнатної температури і додаткове охолодження до -196°C незначно збільшує кількість цієї фази. У зв'язку з цим в таких сплавах важко дослідити рельєф, який виникає в результаті $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення, тому що для цього необхідно приготувати шліф в аустенітній області при температурі вище 150°C. Тому для вивчення цього рельєфу використовують монокристалічні зразки сталі 40Г12, які мають при кімнатній температурі аустенітну структуру після гартування від 1100°C у воді. Встановлено, що в результаті $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення на поверхні зразка утворюється рельєф у вигляді паралельних ліній, які нагадують лінії ковзання, що проявляються при пластичній деформації (рисунк 4.23). У одному й тому ж зерні ці лінії угруповані окремими пакетами, які розташовані у одному чи в декількох напрямках.

При мікроструктурному дослідженні виявлені ділянки, які протравилися більше, ніж уся поверхня шліфа – пакети ліній зсуву травляться більш інтенсивно, ніж аустеніт, який їх оточує (рис. 4.22). Кристали ϵ -фази і аустеніту відрізняються між собою не тільки травимістю, а також і мікротвердістю. Отже, лінії, які спостерігаються на

поверхні шліфа, представляють собою місця зсуву, які з'явилися в результаті утворення кристалів мартенситу.

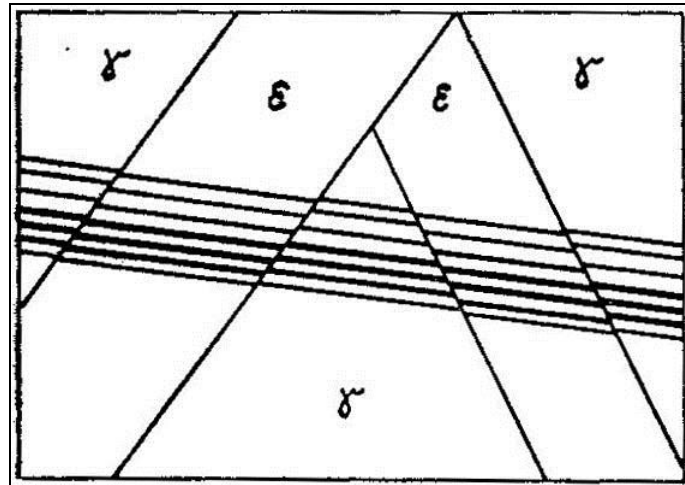


Рисунок 4.23 – Схематичне зображення інтерференційних ліній на границі γ - і ϵ -фаз і рельєфу ϵ -мартенситу, який виникає в аустеніті сталі 40Г12 при охолодженні до -196°C

Для пояснення явища рельєфу ϵ -мартенситу розглянемо зсув атомних шарів, який здійснюється при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенні. На рисунку 4.24, а показано розташування атомів в площині (110) аустеніту до (світлі точки) і після перетворення (темні точки). Перебудову ГЦК в ГЦУ ґратку при перетворенні можна представити зсувом кожного другого щільно упакованого шару $(111)_{\gamma}$ на відстань $a/\sqrt{6}$ в одному з напрямків $[11\bar{2}]_{\gamma}$, $[\bar{2}11]_{\gamma}$ або $[1\bar{2}1]_{\gamma}$, внаслідок чого послідовність щільноупакованих площин АВСАВС змінюється на АВАВАВ.

На рисунку 4.24, б, показаний приклад однорідного зсуву вздовж товщини кристалу ϵ -фази коли кристал ϵ -мартенситу росте з одного зародку. Стрілкою показаний напрямок зсуву. На рисунку 4.24, в, показане зростання окремого кристалу ϵ -мартенситу, яке здійснюється від багатьох зародків. Отже, кристал ϵ -мартенситу представляє собою пакет тонких пластин. Цей висновок підтверджується результатами вивчення сплаву Г20 на оптичному мікроскопі.

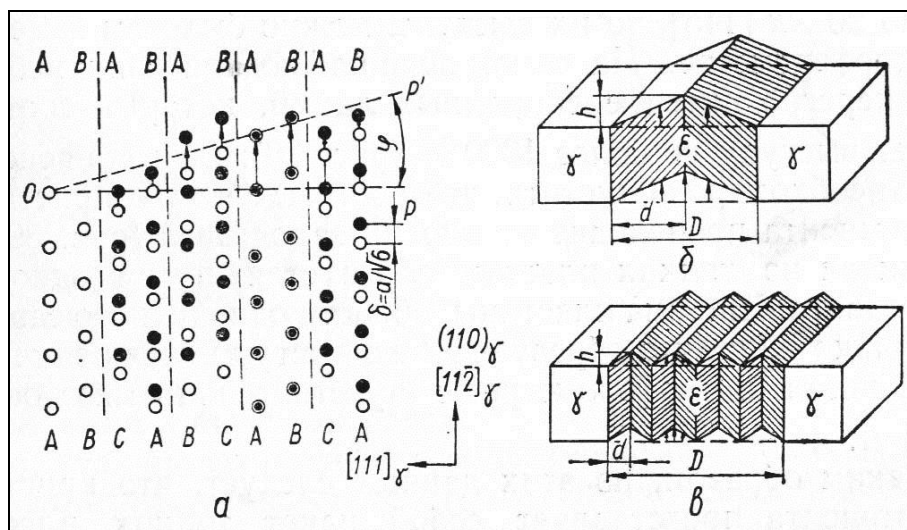


Рисунок 4.24 – Схема появи рельєфу при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенні. Світлими кружками показано розташування атомів металу в аустеніті, темними – в ϵ -фазі

Вплив різних факторів на $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення. У даний час ϵ -мартенсит найбільш докладно вивчений в марганцевих сталях і сплавах, тому що в них іноді утворюється до 80% ϵ -фази. Зі збільшенням концентрації марганцю кількість ϵ -фази зменшується (рисунок 4.25). В сплавах, які містять 10-15% Mn, поряд з α -фазою виникає ϵ -мартенсит, а в зразках з 15-26% Mn з'являється тільки ϵ -фаза. Максимальна кількість ϵ -фази утворюється в сплавах з 15-17% Mn. При концентрації марганцю більш ніж 26% ϵ -мартенсит не утворюється і зразки мають аустенітну структуру в області температур до -196°C .

Легування залізомарганцевих сплавів третім елементом значно впливає на кількість ϵ -мартенситу. При додаванні до сплаву Г20 вуглецю, хрому, нікелю, вольфраму, молібдену і деяких інших елементів кількість ϵ -фази зменшується (рисунок 4.26). Виключення складає кремній, який призводить до збільшення вмісту ϵ -фази.

Вперше ϵ -мартенсит був відкритий в сталях з 18% Cr і 8% Ni O. Біндером при мікроскопічному вивченні полікристалічних зразків, які деформовані при температурі рідкого азоту.

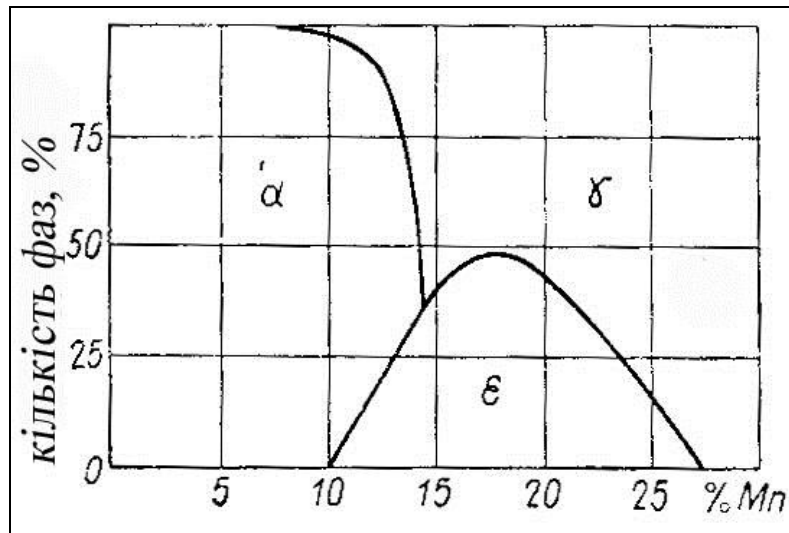


Рисунок 4.25 – Вплив концентрації марганцю на фазовий склад залізо марганцевих сплавів, які загартовані від 1100°C у воді

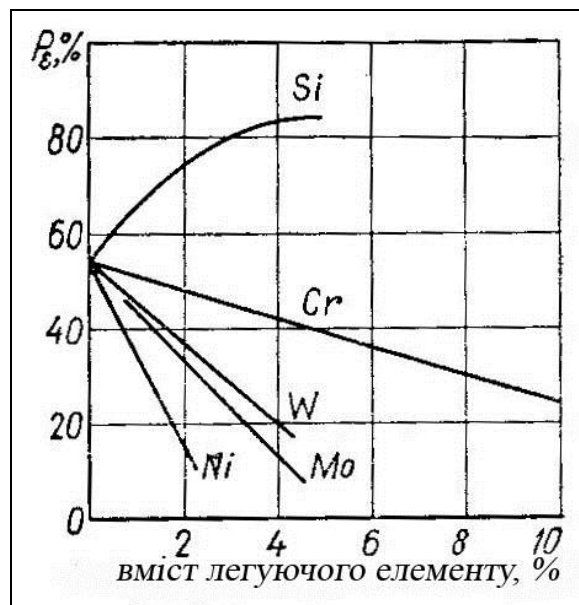


Рисунок 4.26 – Вплив легуючих елементів на кількість ε-мартенситу в сплавах Г20, які загартовані від 1100°C у воді

Цей результат був підтверджений рентгенівським, а також мікроструктурним вивченням в оптичному та електронному мікроскопах. На підставі цих даних складена фазова діаграма, яка вказує на концентраційні області тих складів сталей, в яких утворюється ε-мартенсит. Одна з таких діаграм побудована Г. Шуманом (рисунок 4.27). На ній пунктиром відмічена область тих концентрацій, при яких

утворюється ϵ -фаза після гартування від 1100°C і охолодження до -196°C . Встановлено, що концентраційна область цієї фази збільшується, якщо сталь піддати деформації, особливо, при низьких температурах.

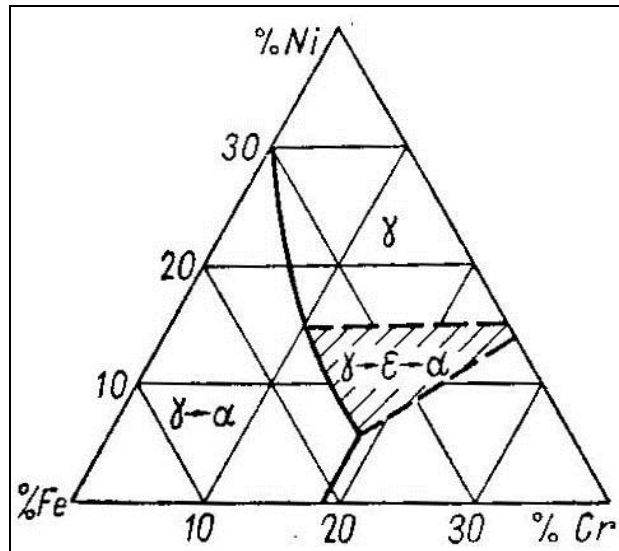


Рисунок 4.27 – Фазова діаграма системи Fe-Cr-Ni після гартування від 1100°C у воді та охолодження до -196°C

В нержавіючих сталях $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення має свої особливості. На відміну від марганцевих сталей і сплавів, в яких ϵ -мартенсит займає достатньо велику концентраційну по марганцю область, в хромонікелевих сталях така область є порівняно малою (рис. 4.27). Іншою характерною особливістю є те, що кількість ϵ -мартенситу в нержавіючих сталях не перевищує 15% (рисунок 4.28), у той час, коли в марганцевих сталях і сплавах утворюється біля 60-80%, а при деформації – майже 100% ϵ -мартенситу. Ця обставина ускладнює можливість виявлення цієї фази в нержавіючих сталях з допомогою рентгенівського методу.

Третя особливість полягає у тому, що в нержавіючих сталях не вдається отримати ϵ -мартенсит без α_M -фази. Завжди поряд з $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенням спостерігається $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha_M$ -перетворення. На мікро шліфі сталі X18H9 після охолодження в рідкому азоті можна побачити кристали α -мартенситу, які розташовані в пластинах ϵ -фази і залишковий аустеніт.

На підставі цих даних зроблений висновок, що ε -мартенсит є проміжною фазою при утворенні α -мартенситу з аустеніту.

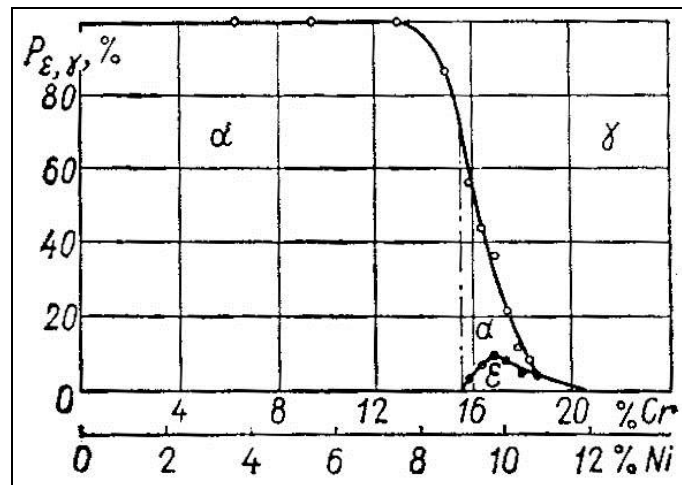


Рисунок 4.28 – Вплив хрому і нікелю на фазовий склад сталі, яка загартована від 1100°C у воді

Великий вплив на $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетворення здійснює пластична деформація. Встановлено, що попередня пластична деформація розтягуванням сплаву Г20 в аустенітній області ($>300^{\circ}\text{C}$) здійснює складний вплив на кількість ε -мартенситу, який утворюється при наступному охолодженні до кімнатної температури (рисунок 4.29).

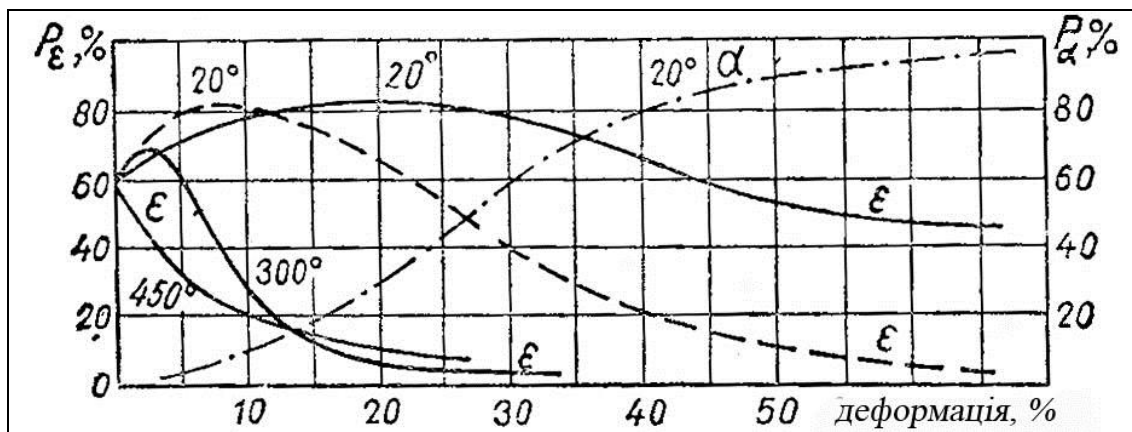


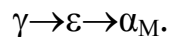
Рисунок 4.29 – Вплив ступеню пластичної деформації на кількість α - та ε -мартенситу, який утворюється при охолодженні до 20°C .

Суцільні лінії – Г20, пунктирні лінії – Г16

При збільшенні ступеню деформації при 300°C спочатку спостерігається активізація, а потім гальмування перетворення, що розглядається. При деформації зразка на 30% під час охолодження до 20°C ϵ -мартенсит не утворюється (рис. 4.29).

Вплив попередньої деформації на $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення обумовлений структурними змінами, які реалізуються в аустеніті під час деформації. З одного боку, залишкові напруги, які виникають після деформації, сприяють більш інтенсивному перетворенню аустеніта в ϵ -фазу. З іншого боку, подрібнення зерен і утворення субструктури в аустеніті здійснюють гальмівну дію на ріст мартенситних кристалів.

При збільшенні ступеня деформації вміст ϵ -мартенситу спочатку зростає, а потім зменшується внаслідок його перетворення в α -мартенсит. Ступінь $\epsilon \rightarrow \alpha_M$ -перетворення знаходиться в сильній залежності від концентрації марганцю. Так, в сплаві Г20 максимальна кількість α_M -фази при розтягненні на 50% не перевищує 1%, у той час як в сплаві Г16 при такій же деформації утворюється 85% цієї фази. Це свідчить про те, що під час пластичної деформації при кімнатній температурі в марганцевих сталях протікають $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення і $\epsilon \rightarrow \alpha_M$ -перетворення у такій послідовності:



Під час нагріву ϵ -мартенситу в області температур 180-250°C реалізується зворотне мартенситне перетворення, в результаті якого він повністю перетворюється в аустеніт. При повторних охолодженнях в рідкому азоті і нагріві до 250°C пряме $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення і зворотне $\epsilon \rightarrow \gamma$ -перетворення можуть реалізовуватися багато разів.

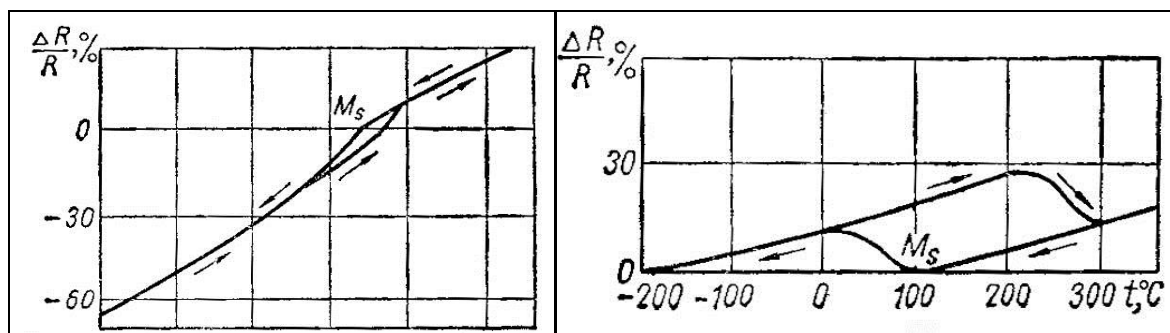
Вплив багатократних циклів на $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення аналогічний дії великих ступеней пластичної деформації. Він проявляється в стабілізації аустеніту і в зменшенні кількості ϵ -фази.

Фазовий наклеп при $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ -переходах призведе до зміни тонкої кристалічної структури обох фаз. Зі збільшенням числа цих переходів зростає щільність хаотичних дефектів упаковки α , а також проявляються інші структурні недосконалості γ - і ϵ -фаз.

Зміна властивостей сплавів при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенні. Завдяки утворенню ϵ -мартенсита значно змінюються властивості сплавів. Це особливо помітно в залізомарганцевих сплавах, в яких проявляється велика кількість ϵ -фази. Однак, в усіх досліджених зразках після $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення присутній залишковий аустеніт. Тому при випробуваннях отримують дані, які характеризують суміш ϵ -мартенситу і залишкового аустеніту. При порівнянні цих даних із характеристиками аустеніту однакового хімічного складу можна робити висновки про властивості ϵ -мартенситу.

Згідно до термодинамічної теорії мартенситного перетворення, $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення повинно супроводжуватися виділенням, а зворотний перехід $\epsilon \rightarrow \gamma$ - поглинанням тепла. Для визначення величини теплових ефектів використовують вакуумний калориметр, який дозволяє проводити виміри при нагріві від кімнатної до високих температур.

При мартенситному перетворенні істотно змінюється електроопір сплавів. Для вивчення електроопору сплавів при $\gamma \rightarrow \epsilon$ і $\epsilon \rightarrow \gamma$ -перетвореннях отримана температурна залежність $\Delta R(t)$ в області температур від -196 до $+300^\circ\text{C}$ при безперервному нагріві і охолодженні (рисунок 4.30).



а

б

а – без кремнію; б – з 3% кремнію

Рисунок 4.30 – Зміна електроопору в залежності від температури сплаву $\Gamma 18$

При утворенні ε -мартенситу електроопір сплаву зменшується, а при його перетворенні в аустеніт воно збільшується. Початок $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетворення можна прослідити по перегину на кривій електроопору, однак, $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -перехід фіксується менш чітко (рис. 4.30, а). Це пов'язано з тим, що температурні коефіцієнти електроопору γ - і ε -фаз є різними. У сплавах, які містять кремній більш ніж 0,3%, характер зміни електроопору при $\gamma \rightarrow \varepsilon$ і $\varepsilon \rightarrow \gamma$ -перетвореннях цілковито інший (рис. 4.30, б). Електроопір ε -мартенситу може бути і більшим і меншим, ніж електроопір аустеніту, в залежності від того, чи є кремній в сплаві, чи його немає. Германій здійснює аналогічний вплив на зміну електроопору при $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетворенні, однак величина $\Delta R/R_{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ є меншою, ніж в сплавах з кремнієм. Вольфрам, нікель, мідь, молібден і цирконій при вмісті до 5% ваг. кожного не впливають на знак зміни електроопору при $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетвореннях, однак здійснюють вплив на кількість ε -мартенситу, тому величина $\Delta R/R$ змінюється.

ε -мартенсит є парамагнітною фазою, тому звичайними магнітними методами, які використовують при дослідженні аустеніту, його неможна відрізнити від парамагнітного аустеніту. На температурній залежності парамагнітної сприйнятливості $\chi(t)$ сплаву $\Gamma 20$ спостерігаються різкі зміни в

області температур, в яких реалізується $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення (рисунок 4.31). Магнітна сприйнятливості ϵ -мартенситу є меншою, ніж сприйнятливості аустеніту, тобто $\chi_\epsilon < \chi_\gamma$.

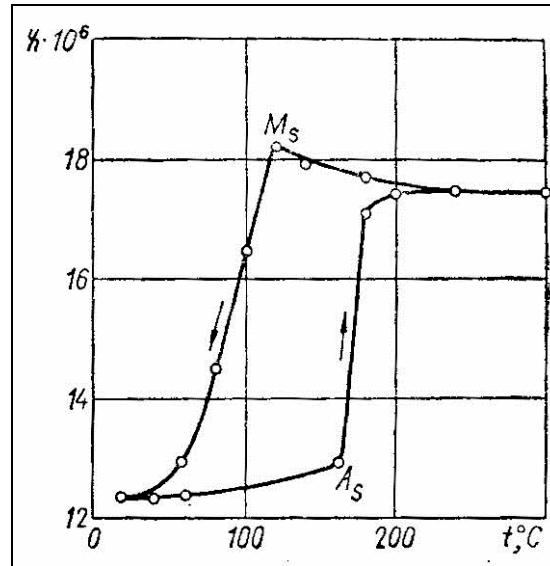


Рисунок 4.31 – Залежність парамагнітної сприйнятливості сплаву $\Gamma 20$ від температури

Відомо, що в аустеніті марганцевих сталей має місце магнітне перетворення (парамагнітний $\leftrightarrow$ антиферомагнітний перехід). В сплаві $\Gamma 26$ при температурі від -269 до -77°C не виявлено різкої зміни магнітної сприйнятливості. Виявляється, що в цьому сплаві величина $\chi(t)$ є постійною і не залежить від температури.

Таким чином зроблений висновок про наявність магнітного перетворення в ϵ -мартенситі. Температура $T_{N\epsilon}$ не залежить від вмісту марганцю і складає, приблизно, -50°C , у той час як для аустеніту зі збільшенням вмісту цього елементу $T_{N\gamma}$ збільшується.

Об'ємні зміни при $\gamma \rightarrow \epsilon$ та $\epsilon \rightarrow \gamma$ -перетвореннях вивчені дилатометричним та рентгенівським методами. За даними цих методів, та методу гідростатичного важіння, при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенні питомий об'єм зразка зменшується, в середньому, на $0,90\%$. Величину об'ємного ефекту при $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворенні можна також визначити по параметрам кристалічної

гратки γ - та ε -фаз, отриманих рентгенівським методом. Для сплавів з концентрацією марганцю 15-22% середнє значення об'ємного ефекту складає: $\Delta V/V_{\gamma \rightarrow \varepsilon} = 1.74\%$.

ε -мартенсит в марганцевих сталях і сплавах підвищує міцностні та знижує пластичні властивості. Зміцнюючий вплив ε -мартенситу в марганцевих сталях і сплавах можна пояснити тим, що, по-перше, міцностні властивості самих кристалів ε -мартенситу є вищими, ніж аустеніту. По-друге, здійснюється подрібнення зерен пластинами ε -фази. Це призводить до підвищення межі текучості сплаву у відповідності з законом Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \hat{E}d^{-1/2} \quad (4.12)$$

Модулі зсуву (E) і модуль Юнга (G) ε -мартенситу збільшуються в області температур $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -перетворення, а при зворотному перетворенні ε -фази в аустеніт вказані величини зменшуються. Отже, модулі зсуву і Юнга $\gamma + \varepsilon$ -фаз є більшими, ніж аустеніту, тобто:

$$E_{\gamma + \varepsilon} > E_{\gamma} \text{ і } G_{\gamma + \varepsilon} > G_{\gamma}.$$

Модулі зсуву і Юнга аустеніту залізомарганцевих сплавів можуть змінюватися не тільки внаслідок мартенситного переходу $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$, а також в результаті реалізації магнітного перетворення в аустеніті. При охолодженні ці характеристики різко зменшуються завдяки переходу аустеніту з парамагнітного в антиферомагнітний стан, а при нагріві вони збільшуються внаслідок зворотного переходу.

Окрім зміни модулів зсуву і Юнга за рахунок магнітного і мартенситного перетворень, в сплавах Г16 і Г18 спостерігається аномальна

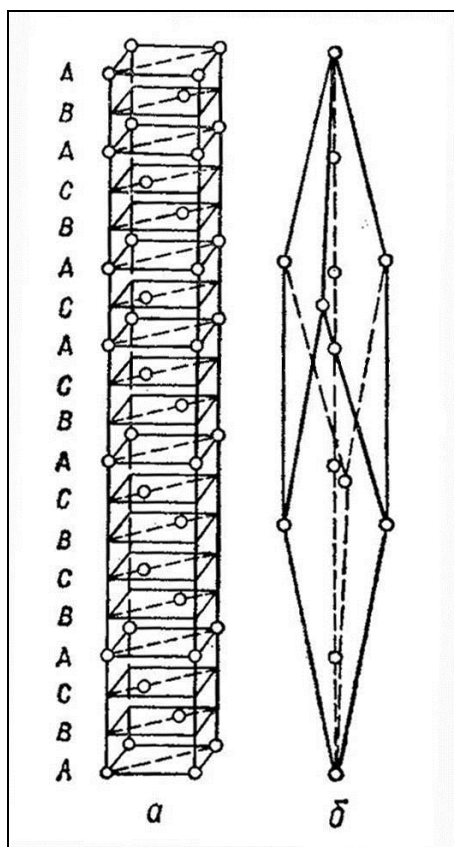
зміна модулю зсуву в області низьких температур, в якій немає реалізації мартенситного перетворення. Наприклад, при нагріві від -196°C до кімнатної температури спостерігається значне збільшення модуля зсуву, а при охолодженні до низьких температур він різко зменшується.

Чим більшим є вміст марганцю, тим меншою є величина зміни модулю зсуву. Характерно, що цей ефект спостерігається тільки в залізомарганцевих сплавах, в яких утворюється ϵ -мартенсит. При охолодженні і нагріві в області температур -196°C - $+20^{\circ}\text{C}$ цей ефект повторюється багато разів. В сталі 35Г15 в указаній області температур не спостерігається подібного ефекту. В ϵ -мартенситі як і в аустеніті реалізується антиферомагнітне $\leftrightarrow$ парамагнітне перетворення, в результаті якого змінюється модуль зсуву.

4.5.7 ϵ' -МАРТЕНСИТ

Елементарна комірка і її орієнтировка. ϵ' -мартенсит вперше виявлений в марганцевих сталях в 1963 році з допомогою дифракційної картини на рентгенограмах монокристалів. Кристалічна ґратка ϵ' -мартенситу має порядок в чергуванні щільноупакованих шарів. Схематично елементарна комірка ϵ' -мартенситу зображена на рисунку 4.32.

Однією з характерних особливостей ϵ' -фази є те, що ґратки цієї фази і аустеніту мають декілька взаємно паралельних площин з однаковими міжплощинними відстанями d_{hkl} .

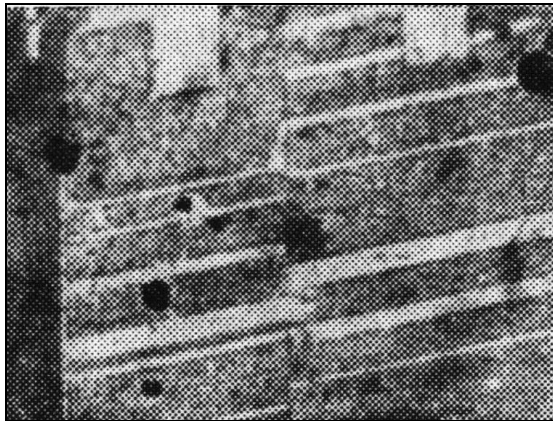


a – в гексагональних осях; б – в ромбоєдричних осях
 Рисунок 4.32 – Елементарна комірка ϵ' -мартенситу

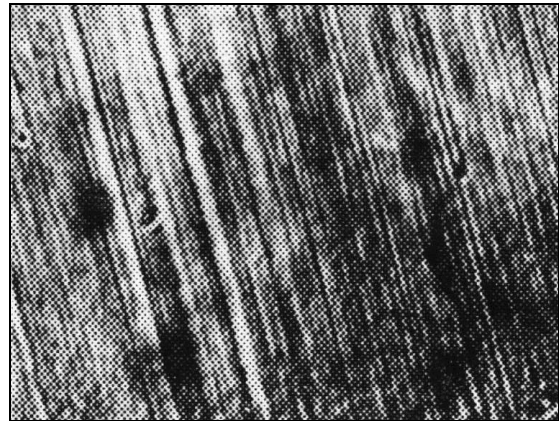
Мікроструктура ϵ' -мартенситу. Дефекти ураковки та механізм $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. В сталі 60Г12 після гартування від 1100°C у воді після травлення в кислоті гарно виявляються границі окремих зерен, які представляють собою однорідні світлі ділянки аустеніту. Після охолодження в рідкому азоті ϵ' -мартенсит виявляється на мікроструктурі (рисунок 4.33, а) у вигляді темних паралельних пластин на фоні світлих пластин аустеніту. При невеликому збільшенні пластини ϵ' -фази здаються суцільними, однак при збільшенні 1500 всередині них можна побачити більш тонкі смуги (рисунок 4.33, б).

Слід відзначити, що в одному зерні зустрічаються кристали ϵ' -мартенситу одного (рис. 4.33) або декількох напрямків. Це залежить від числа орієнтацій ϵ' -фази в одному зерні аустеніту. Через те, що в гратці γ -фази є чотири площини $\{111\}_\gamma$, максимальне число орієнтацій пластин

також чотири, які в площині шліфа будуть розташовані у трьох різних напрямках.



а



б

Рисунок 4.33 – Мікроструктура ϵ' -мартенситу в сталі 60Г12, яка виявлена травленням у суміші азотної і соляної кислот електрополірованих зразків;
а – $\times 100$; б – $\times 1500$

Пластини ϵ' -фази мають досить велику довжину, іноді вони перетинають усе зерно. Тому, чим більш крупним є зерно аустеніту, тим більшу довжину будуть мати кристали ϵ' -фази. В дрібнозернистому зразку, який отриманий ВТМО при 1100°C (середній розмір зерна дорівнює 10 мкм), кристали ϵ' -фази є настільки малими, що їх можна побачити тільки при дуже великому збільшенні.

На величину кристалів ϵ' -мартенситу також впливає ступінь досконалості кристалічної ґратки γ -фази. В аустеніті з досконалою кристалічною ґраткою після кристалізації (рис. 4.33) утворюються, як правило, крупні (шириною до 20 мкм) кристали ϵ' -фази, які іноді займають усе зерно. В зразках з менш досконалою структурою аустеніту, наприклад, які вирощені з розплаву, пластини ϵ' -фази є дуже малими.

При мікроструктурному дослідженні встановлено, що по-різному направлені пластини ϵ' -мартенситу можуть зустрічатися, але не перетинати одна одну. Це свідчить про те, що один кристал ϵ' -фази є перепорою для росту інших.

В сталі 25Г16 при дослідженні на електронному мікроскопі спостерігається мікроструктура ϵ' -мартенситу, який представляє собою тонкі паралельні пластини одного напрямку, що розташовані в площині $(111)_\gamma$. Перпендикулярно до цієї площини з'являються дифузійні смуги (тяжі), які обумовлені хаотичними дефектами упаковки в ϵ' -фазі.

При охолодженні в рідкому азоті монокристалу сталі 60Г12 в результаті $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення на гладенькій поверхні зразка з'являються паралельні лінії, які дуже схожі з лініями ковзання при пластичній деформації. Ці лінії співпадають з напрямком пластин ϵ' -мартенситу. Ймовірно, вони виникають в результаті зсувів при утворенні ϵ' -фази. Однак, величина однорідного зсуву є незначною. Про це свідчать невеликі виступи (менші за $1000\text{\AA}$) на поверхні шліфа, які не можна помітити по перегину інтерференційних ліній. В дрібнозернистих зразках подібні лінії на поверхні шліфа після $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення не з'являються.

При нагріві сталі, яка містить ϵ' -мартенсит, дифузійні смуги зникають разом з рефlekсами ϵ' -фази. Цей факт свідчить про те, що дефекти упаковки ϵ' -мартенситу є такими ж стійкими, як і ϵ' -мартенсит. При підвищенні в сталі вмісту вуглецю зростає кількість дефектів упаковки в ϵ' -фазі. Дефекти упаковки з'являються в результаті розщеплення повної дислокації на часткові, які відштовхуються і переміщуються у протилежні боки в площині $(111)_\gamma$. Просуванню дислокацій протидіє сила поверхневого натягнення, яка, в основному, визначається різницею вільних енергій γ - та ϵ' -фаз.

Можна допустити три можливості цього процесу:

1. Після кожної шостої площини (111) аустеніту здійснюється розщеплення повної дислокації на часткові. При цьому просування дислокацій здійснюється тільки в кожній шостій площині $(111)_\gamma$ і розповсюджується по усій октаедричній площині зерна, у той час як в

інших, паралельних до цієї, площинах, які знаходяться всередині кожної шостої пачки, дислокації не розщеплюються.

2. Просування напівдислокацій починається в одній з площин (111) аустеніту і переходить в кожну сьому площину. Подібний механізм запропонований для опису $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення в кобальті. Згідно до цього механізму часткові дислокації безперервно просуваються по гелікоїдальній поверхні з шагом $2/3_\gamma [111]$, утворюючи при цьому ГЦУ гратку.

3. Перехід дислокацій на кожну сьому площину (111) $_\gamma$ здійснюється за рахунок відображень, аналогічно перетворенню в кобальті. Однак, для цього необхідна дуже велика енергія для переходу дислокацій з однієї площини на сусідню.

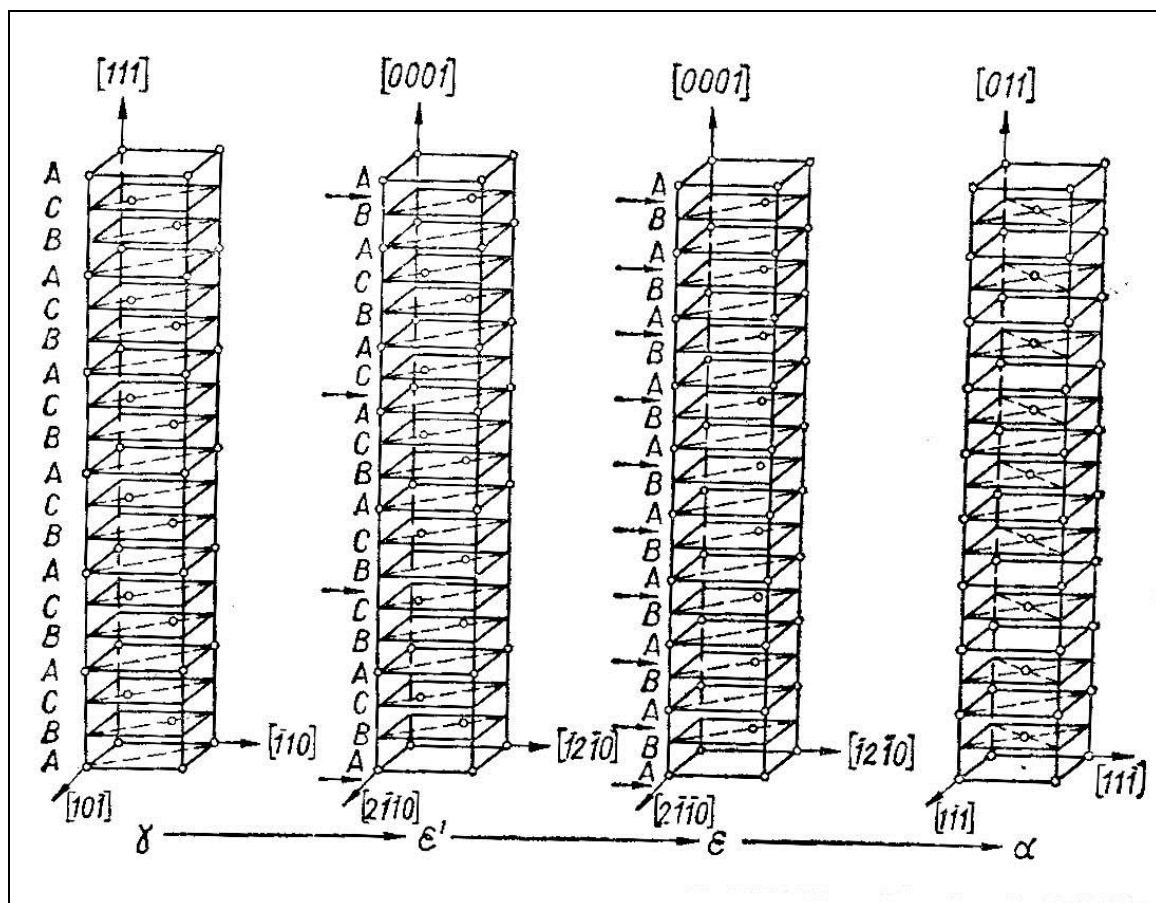


Рисунок 4.34 – Кристалічна гратка аустеніту, ϵ' -, ϵ - та α -мартенситу в гексагональній системі координат

Ще одна точка зору на механізм утворення ϵ' -мартенситу заснована на можливій аналогії з утворенням ϵ -фази. Рисунок 4.34 надає наглядне уявлення про переміщення атомів при перетворенні аустеніту в α - або χ -мартенсит через проміжні ϵ - та ϵ' -фази.

Вплив деяких факторів на $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. Для виявлення впливу пластичної деформації на $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення марганцеві сталі піддають прокатці при кімнатній температурі. При цій температурі зразки мають аустенітну структуру. При малих ступенях деформації (до 5%) сталі з 0,45% С і 18% Мп, яка має аустеніту структуру, ϵ' -фаза не проявляється, утворюється тільки ϵ -фаза. Під час охолодження реалізується $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. При збільшенні ступеню деформації проявляється і посилюється лінія $(101)_{\epsilon}$, а інтенсивність аустенітних ліній $(111)_{\gamma}$ і $(200)_{\gamma}$ зменшується. При більшому ступені деформації проявляється α -мартенсит, посилюється лінія (101) , а інтенсивність відображень $(101)_{\epsilon}$ і $(200)_{\gamma}$ поступово зменшується (рисунок 4.35).

Отже, при деформації аустеніту спочатку реалізується $\gamma \rightarrow \epsilon$ -, а потім $\epsilon \rightarrow \alpha_M$ -перетворення та $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha_M$ -перетворення, однак $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -переходу не спостерігається. Ці результати можна пояснити наступним чином. Відомо, що мартенситне перетворення можна викликати деформацією тільки при температурах нижче температури фазової рівноваги T_0 . Цю температуру можна приблизно знайти зі співвідношення $T_0 = \frac{1}{2}(M_s + A_s)$. Тому що для $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення в марганцевих сталях $M_s = -60^\circ\text{C}$ і $A_s = 50^\circ\text{C}$, то $T_0^{\gamma/\epsilon'} \cong 0^\circ\text{C}$. Отже, пластичною деформацією при кімнатній температурі неможливо викликати $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення.

Збільшення деформації понад 7% в марганцевих сталях викликає появу α -мартенситу. Разом з тим при збільшенні ступеня деформації інтенсивність лінії ϵ -мартенситу спочатку зменшується і після 30%

деформації лінія зникає. Це пов'язано з тим, що ϵ -мартенсит перетворюється в α_M -фазу.

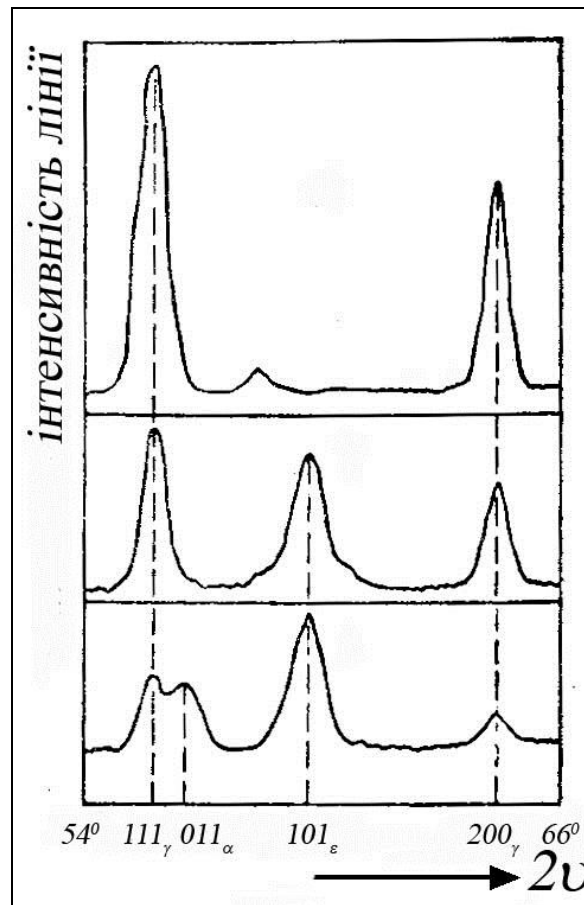
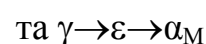
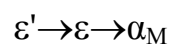


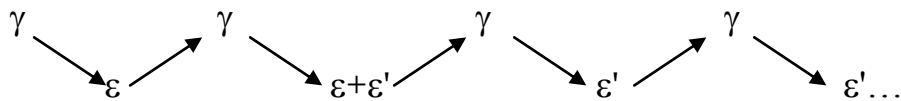
Рисунок 4.35 – Дифрактометричні криві сталі 45Г18 без деформації (а), деформованої на 5% прокаткою при кімнатній температурі (б, в)

Таким чином, в марганцевих сталях під час деформації реалізується перетворення одних мартенситних фаз в інші. Цей процес схематично можна представити у такому вигляді:



Ці дані свідчать про те, що ϵ' -, так же як ϵ -мартенсит, не є стабільною структурою. Тому його слід вважати проміжним при перетворенні ГЦК ґратки аустеніту в ОЦК ґратку α -мартенситу.

Відомо, що дислокації, вакансії, дефекти упаковки і ін. здійснюють вплив не тільки на властивості металів та сплавів, а також і на механізм і кінетику мартенситних перетворень. В марганцевих сталях при багатократному нагріві та охолодженні замість $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення реалізується $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. Це є проявою впливу дефектів кристалічної будови, які створюються в результаті фазового наклепу і пластичної деформації аустеніту в області високих температур. Схематично це можна представити наступним чином:



При підвищенні концентрації вуглецю зменшується число циклів, необхідних для повного нівелювання $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення і реалізації $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. Щоб отримати ϵ' -фазу в сталі з меншим вмістом вуглецю, треба здійснити дуже велику кількість вказаних вище циклів, а в сплаві Г20 без вуглецю такою обробкою цю фазу неможна отримати навіть після 1000 циклів.

Дефекти кристалічної будови, які подавляють $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення і сприяють $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворенню можуть виникати в марганцевій сталі не тільки при фазовому наклепі, а й при високотемпературній деформації. Це можна пояснити наступним чином: при ВТМО вище 800°C в аустеніті виникають дефекти кристалічної будови, частина з яких зберігається після різкого гартування від високих температур. При подальшому охолодженні в області температур мартенситного перетворення вони стимулюють $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення і гальмують $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення. Однак, якщо деформацію здійснювати нижче 800°C , то при цьому зберігається велика кількість дефектів. В результаті чого в загартованому зразку залишається більше

таких дефектів, які подавляють не тільки $\gamma \rightarrow \epsilon$ -перетворення, а і $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення. Вплив вказаних дефектів на мартенситне перетворення проявляється тільки в сталях з вмістом вуглецю від 0,20 до 0,40%. Відпал сталей здійснює аналогічний вплив на реалізацію вказаних перетворень.

Для вивчення впливу легуючих елементів на реалізацію $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення проводяться рентгенівські дослідження сталей і сплавів, які не містять марганець та вуглець. При охолодженні цих сплавів до низьких температур на рентгенограмах спостерігаються рефлекси від γ -, α - та ϵ -фаз, або від трьох фаз разом. В безвуглецевих залізомарганцевих сплавах з вмістом марганцю 16-20%, а також в сплавах, легуваних хромом, нікелем, молібденом, вольфрамом і ванадієм ϵ' -фаза також не проявляється.

На рисунку 4.36 наведено графік впливу легуючих елементів на кількість ϵ' -мартенситу в сталі 35Г15.

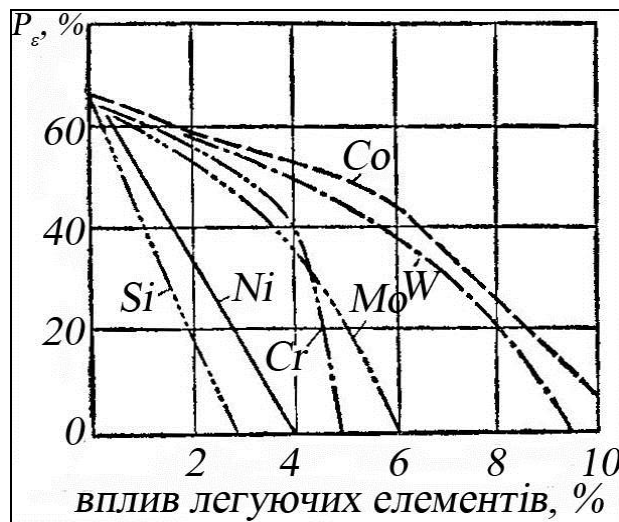


Рисунок 4.36 – Вплив легуючих елементів на кількість ϵ' -мартенситу в сталі 35Г15 після ВТМО при 1100° і охолодження до -196°С

Встановлено, що в сталі 35Г15 після деформації 10-20% при 1100°С під час охолодження в рідкому азоті утворюється 60% ϵ' -фази. Якщо цю сталь додатково легувати нікелем, хромом, вольфрамом, ванадієм, молібденом або кобальтом і піддати такій же обробці, то, згідно рис. 78, ϵ' -фази утвориться менше. При збільшенні концентрації легуючих елементів

вміст ϵ' -фази зменшується. Таким чином, легуючі елементи здійснюють стабілізуючий вплив на $\gamma \rightarrow \epsilon'$ -перетворення в марганцевих сталях.

ϵ' -мартенсит і багат шарові структури. Для багатьох металів і сплавів характерними є ГЦУ, ГЦК і ОЦК ґратки. Елементарна комірка першої з них складається з трьох щільноупакованих шарів, друга – з чотирьох таких самих шарів. Між тим елементарна комірка ϵ' -мартенситу складається з 18 щільноупакованих шарів і тому відноситься до багат шарових структур. Такі структури не є виключенням, а, навпаки, зустрічаються дуже часто. Наприклад, відомо більше 40 багат шарових структур SiC, які відрізняються одна від одної тільки кількістю щільноупакованих шарів в елементарній комірці. Ці модифікації отримали назву політипів, а явище їх утворення називається політипізмом.

Політипичні структури SiC утворюються при кристалізації з розплаву або з газового середовища. Декілька багат шарових структур виявлені при кристалізації сплавів Au-Mn. При зміні в них від 23% до 28% Mn утворюються 6-, 10- і 18-шарові ґратки. Винайдено більше ніж 35 політипів цинкової обманки ZnS і більше, ніж 20 політипів йодистого кадмію CdI₂. Багат шарові політипичні структури утворюються також в фазах Лавіса деяких сплавів. Відомі багат шарові структури в чистих металах. Наприклад, цезій має чотири поліморфні модифікації, одна з яких є чотирьохшаровою.

Усі політипичні структури є багатокомпонентними і питомий об'єм кожної з них не залежить від числа шарів в елементарній комірці. Вільні енергії різних політипів однієї речовини мало відрізняються одна від одної. Цим можна пояснити співіснування різних структур і відсутність перетворення однієї в іншу. Тому політипичні перетворення відносять до перетворень другого роду, до яких відносяться атомне і магнітне впорядкування.

Механізм утворення політипічних структур поки не має повністю задовільного пояснення. Вважається, що поява політипічних структур обумовлена випадковим порушенням при рості кристалу порядку укладки щільноупакованих шарів, який реалізується внаслідок виникнення гвинтової дислокації з вектором Бюргерса по осі c , який дорівнює третині періоду c .

Згідно іншої теорії, поява тієї або іншої структури визначається максимумами на кривій залежності ентропії від концентрації дефектів упаковки α . Прибічники цієї теорії вважають, що, окрім досконалої структури з $\alpha = 0$, термодинамічно вигідними також є структури з хаотичними дефектами упаковки. Однак, як перша теорія, так і друга поки що не мають достатнього експериментального підтвердження.

Зіставлення експериментальних даних, які стосуються ϵ' -мартенситу і політипічних структур, дозволяють вказати на аналогію і різницю між утворенням цих структур. Як ϵ' -мартенсит, так і політипічні структури з'являються в щільноупакованих структурах за рахунок утворення дефектів упаковки щільноупакованих площин. Утворення одних і других можна пояснити впорядкуванням дефектів упаковки.

Різниця полягає у тому, що в політипічних структурах отримують більший ступінь впорядкування дефектів упаковки, ніж в ϵ' -мартенситі. Дійсно, більшість політипічних структур не дають дифузійних смуг на рентгенограмах, у той час, як рефлекси ϵ' -мартенситу є сильно розмитими і утворюють «хвости». Окрім того, в ϵ' -мартенситі дефекти упаковки розподілені рівномірно, з одним періодом, однак політипічні структури можуть утворюватися з ГЦК ґратки при нерівномірному розподілі дефектів упаковки, тобто з різним періодом.

5. ВІДПУСК ЗАГАРТОВАНОЇ СТАЛІ

5.1 Розпад мартенситу

Розпад мартенситу включає формування сегрегацій атомів вуглецю і легуючих елементів в твердому розчині у дефектів кристалічної будови, утворення предвиділень 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 елементу в розчині.

5.2 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.

5.3 Розпад залишкового аустеніту

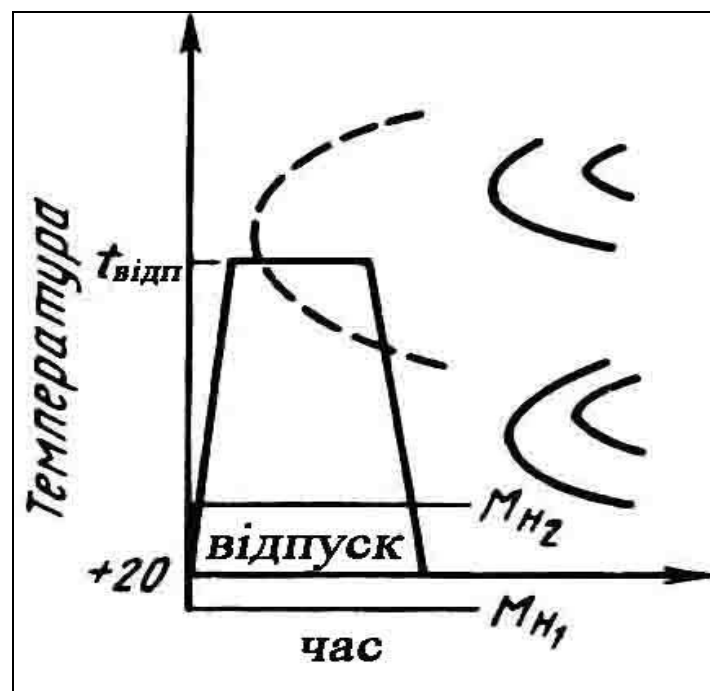
Після загартування поряд з мартенситом в сталі практично завжди є та або інша кількість залишкового аустеніту. В загартованих конструкційних сталях кількість аустеніту, як правило, становить до 3–5% (іноді 10–15%). У швидкорізальних сталях кількість залишкового аустеніту становить 20–40%, а в високохромистих, напівтеплостійких інструментальних сталях (типу X18M) кількість залишкового аустеніту після загартування може сягати 60–80%.

При відпуску легованих сталей залишковий аустеніт може розпадатися по проміжній сходинці 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 5.1.).



M_{H1} – мартенситна точка залишкового аустеніту до відпуску; M_{H2} – та ж, після відпуску

Рисунок 5.1 – Схема перетворення залишкового аустеніту в мартенсит у високолегованих сталях

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-х-кратний відпуск.

Після такого відпуску твердість сталей може бути більш високою, чим 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).

5.4 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 $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ до 450-500°C, для часток Mo_2C и VC до 500-550°C и для NbC до 550-570°C.

5.5 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 5.2. 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. 5.2, кр. 1) перевищує розгартування ($-\sigma_{\text{тр}}$) твердого розчину при відпуску (рис. 5.2, 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. 5.2, кр. 3) буде характеризуватися наявністю максимуму підвищення міцності (рис. 5.2, а). У випадку, коли ефект зміцнення буде меншим, ніж ефект розгартування, тобто $|+\Delta\sigma_{\text{дч}}| < |-\Delta\sigma_{\text{тр}}|$,

$\Delta\sigma_{\text{ТР}}$, то на сумарній кривій зміни міцності максимуму не буде, а буде лише спостерігатися уповільнення процесу розгартування (рис. 5.2, б).

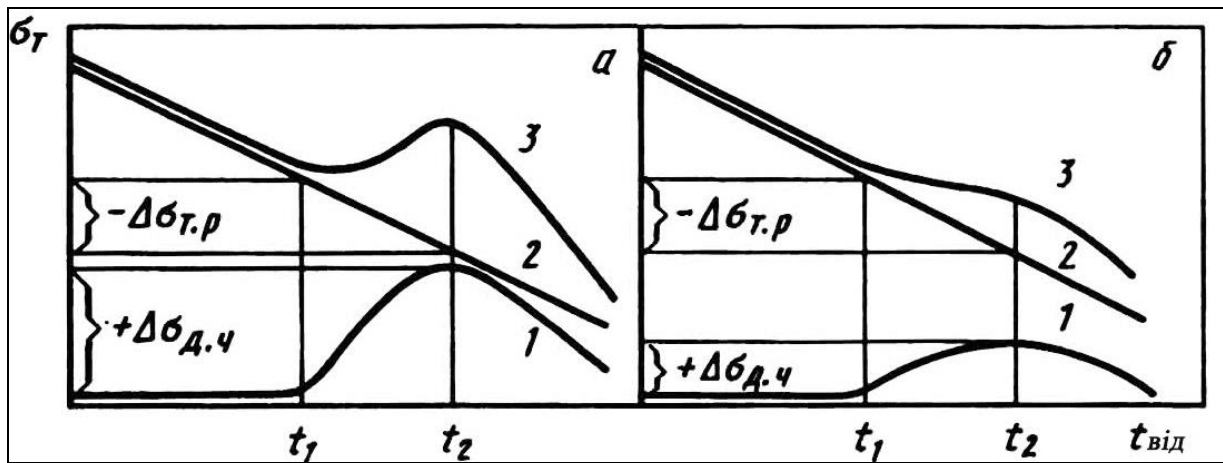


Рисунок 5.2 – Зміна міцності внаслідок розпаду мартенситу (1) через виділення дисперсних карбідних часток (2) і сумарне (3) при відпуску загартованої сталі

Для дисперсних часток певного фазового складу співвідношення між зміцненням та розгартуванням залежить від вмісту легуючого елементу, який утворює дисперсну зміцнюючу фазу. Чим більше такого елементу виділяється у вигляді дисперсної фази (при збереженні її розмірів), тим більше зміцнення переважає над розгартуванням. На рисунку 5.3 показано вплив вмісту ванадію на міцність (твердість) сталі 40 після гартування і відпуску. В сталі без ванадію зміцнення завдяки виділенню карбіду ванадію відсутнє. При більшому вмісті ванадію (0,47; 0,99; і 1,7%) на кривих спостерігається підвищення міцності, що називається піком вторинної твердості.

Мінімальна концентрація карбідоутворюючого елементу, 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.

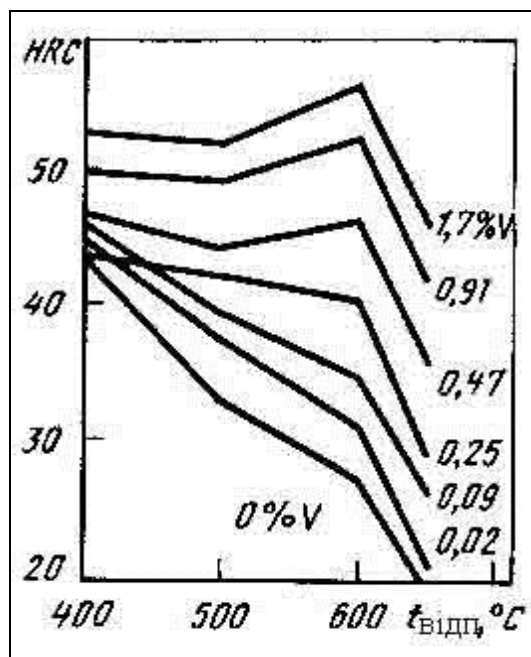


Рисунок 5.3 – Вплив температури відпуску на твердість сталі 40 з різним вмістом ванадію

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.

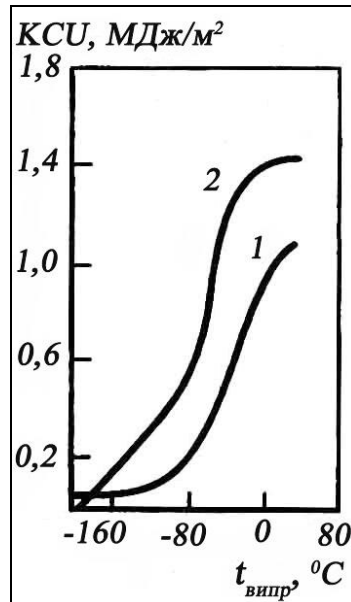
5.6 Відпускна крихкість сталі

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 (рисунок 5.4). Розрізняють два роди відпускної крихкості (рисунок 5.5). 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 $250\text{--}400^{\circ}\text{C}$.

Повторний відпуск при більш високій температурі $400\text{--}500^{\circ}\text{C}$ 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.

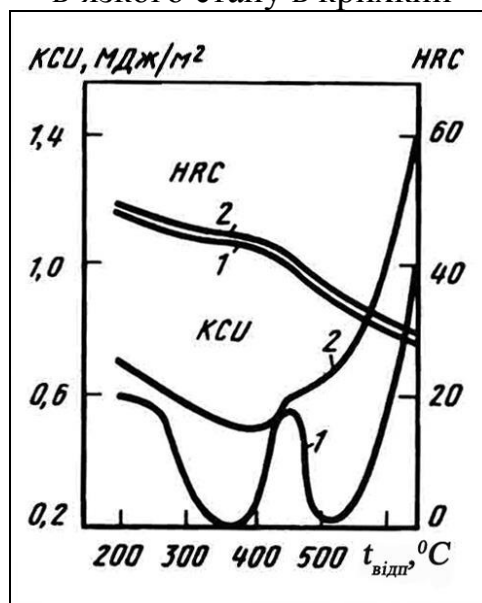
Легуючі елементи, за винятком кремнію, не впливають істотно на розвиток крихкості першого роду. Кремній зсуває інтервал розвитку крихкості в область більше високих температур відпуску ($250\text{--}450^{\circ}\text{C}$). Високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО) зменшує схильність сталі до відпускної крихкості (рис. 5.5). 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.



1 - гартування, сталь схильна до відпускнуї крихкості; 2 - ВТМО, сталь не схильна до відпускнуї крихкості

Рисунок 5.4 – Вплив температури випробування на перехід сталі 37ХН3А з в'язкого стану в крихкий



1 - гартування, сталь схильна до відпускнуї крихкості; 2 - ВТМО, сталь не схильна до відпускнуї крихкості

Рисунок 5.5 – Вплив температури відпуску сталі 37ХН3А на ударну в'язкість і твердість

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.

Легування сталі хромом, нікелем, марганцем підсилює відпускну крихкість. Особливо сильно покрихчується сталь при спільному легуванні Cr+Ni, Cr+Mn і Cr+Mn+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 відпускну крихкості; при більш високому вмісті цих елементів крихкість знову підсилюється.

В останні роки вірогідно встановлений зв'язок оборотної відпускну 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 відпускну 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.

6. КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ

6.1 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, прокалюємості 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 прокалюються.

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 токами 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 важко навантажених 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; е. зносостійкі сталі.

6.2 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 прогартовуємість сталі, а також зменшує шкідливий вплив сірки, зв'язуючи її: $\text{FeS} + \text{Mn} \rightleftharpoons \text{MnS} + \text{Fe}$. 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 границям 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) доєвтектоїдну 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) заєвтектоїдну, 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 за ГОСТом 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 номеру 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 за ГОСТом 1050-88. Якісні сталі поставляють по хімічному складу і по механічним властивостям. До них

пред'являють більш жорсткі вимоги по 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 відсотку. 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.

6.2.1 Автоматні сталі

Автоматними сталями є сталі з підвищеним вмістом сірки та фосфору (таблиця 6.1). Маркують автоматні сталі літерою А та двома цифрами, які вказують середній вміст вуглецю в сотих долях відсотку (наприклад, А12, А20, А30...).

Автоматні сталі використовують для масового виготовлення кріпильних деталей на автоматичних станах. Основні вимоги, що пред'являються до автоматних сталей: гарна оброблюємість 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 оброблюємість сталі і підвищують стійкість ріжучого інструменту в 2-2,5 рази. Добра оброблюємість автоматних сталей пов'язана з наявністю в структурі сталі великої кількості неметалевих включень сірнистого марганцю, який порушує сплошність металу, й більш

крихкого зміцненого фосфором фериту. Тому при обробці автоматних сталей ріжучими інструментами утворюється крихка стружка, що особливо важливо при роботі на швидкохідних станках-автоматах.

Таблиця 6.1 – 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).

6.2.2 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, правлення 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:

$$C_{\text{ЕКВ}} = C + \text{Mn}/6 + \text{Si}/24 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/5 + \text{Mo}/4 + \text{V}/14 + \text{Cu}/13 + \text{P}/2 \quad (6.1)$$

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 термічного оброблення. 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 ступеню розкислення після номеру 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 номеру 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. 6.2).

Таблиця 6.2 - 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	куток 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

$K^* = \sigma_{B \text{ ТЗМЦ}} / \sigma_{B \text{ ГК}}$. — 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%, KCU 0,3 МДж/м².

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

6.2.3 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 6.3 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.

Таблиця 6.3 – Механічні властивості (не менше) деяких арматурних сталей

Клас сталі	σ_B	σ_T	δ_5	δ_p	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;

Гарячекатані сталі задовольняють вимогам класів від А-І 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.

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 високотемпературне термомеханічне оброблення.

В результаті термооброблення отримують дрібнозернисту структуру з дисперсною ферито-карбідною сумішшю, яка забезпечує вимагаєму 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%.

6.2.4 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 — добра 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 прогартовуємість (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 термічного оброблення. Для кожної конкретної деталі, враховуючи умови її експлуатації, повинен бути вибраний оптимальний комплекс механічних властивостей та відповідне оброблення.

Достоїнством вуглецевих сталей є їх дешевизна, доступність через відсутність дефіцитних легуючих елементів, гарна технологічність при обробленні різанням, мала схильність до відпускнуї крихкості. Однак, через малу прогартуємість 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.

6.2.5 Сталі для холодного штампування

Сталі для холодного штампування повинні мати високу штампуємість 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 корпусу, 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 штампуємість. 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 термічному обробленні мартенситу та дрібного зерна фериту. Після термічного оброблення 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.

6.3 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 6.1).

Рисунок 6.1 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 прогартуємість сталі. Найбільш ефективно нікель і хром збільшують прогартуємість сталі при

одночасному введенні в сталь, при так названому **комплексному легуванні**.

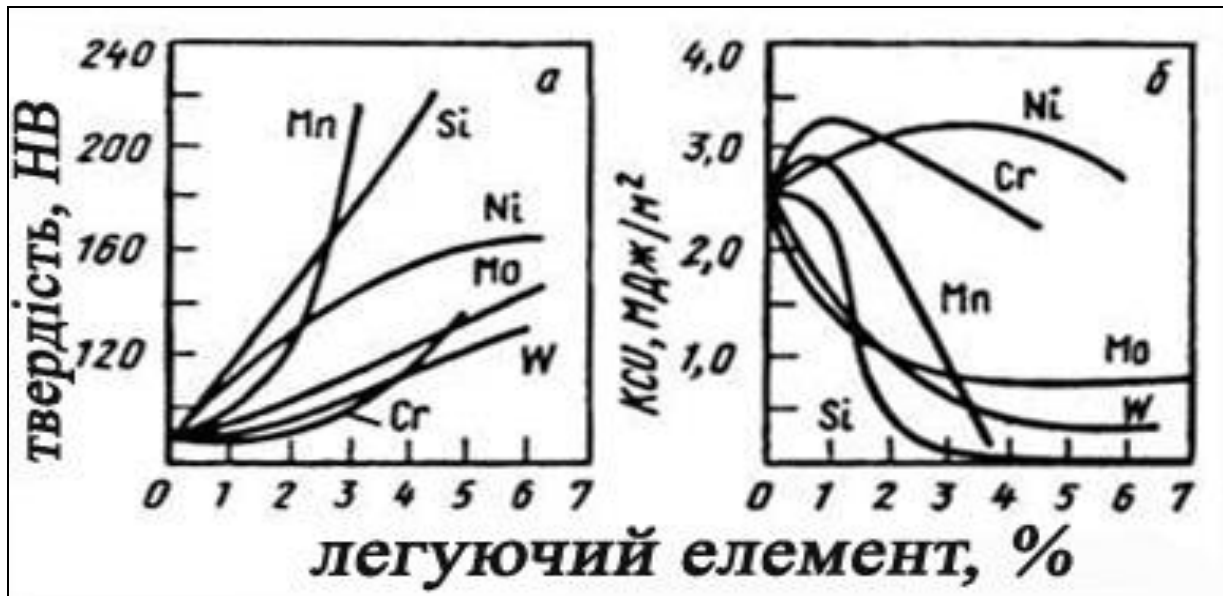


Рисунок 6.1 – Вплив легуючих елементів на властивості повільно охолодженого (нормалізованого) фериту

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.

6.3.1 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 (рисунк 6.2). 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.

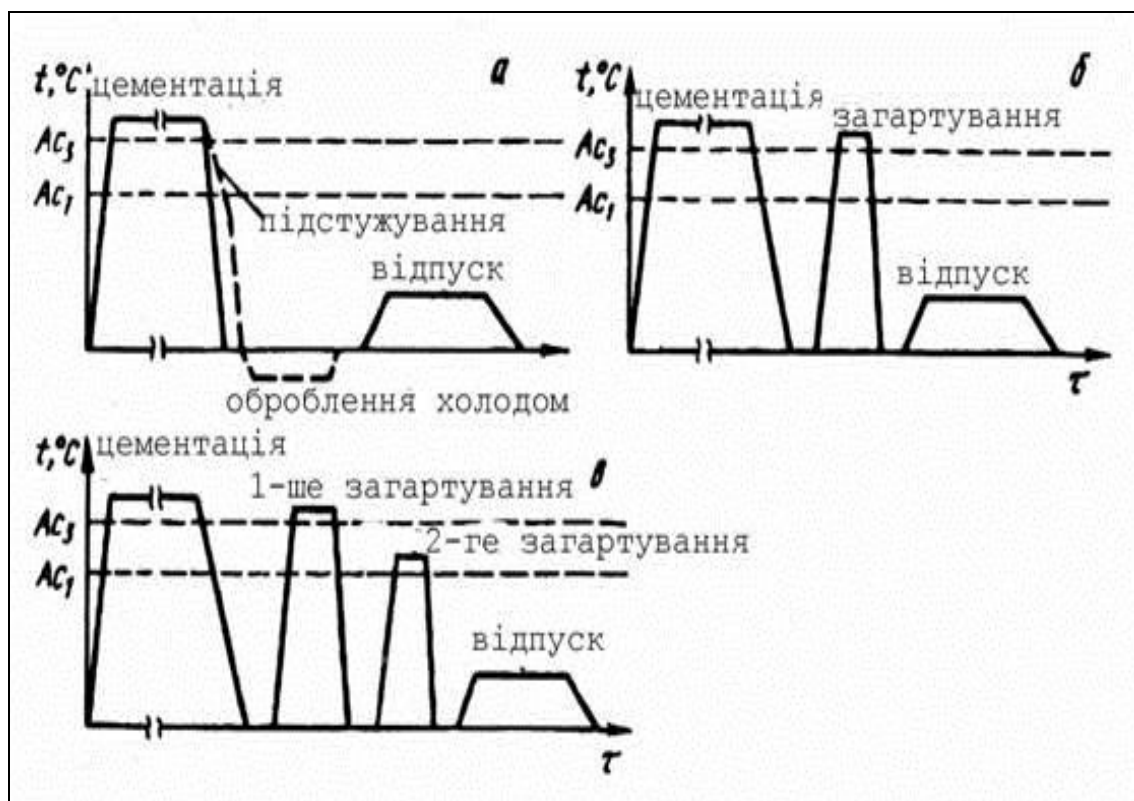


Рисунок 6.2 – Режими термічного оброблення сталі після цементації

В залежності від ступеня зміцнення серцевини розрізняють три групи цементуємих сталей: із незміцнюємою, слабо- та сильно зміцнюємою серцевиною (таблиця 6.4).

Таблиця 6.4 – Характеристика цементуємих сталей після загартування та низького відпуску
(ГОСТ 1050-88, ГОСТ 4543-71)

Марка сталі	Вміст легуючих елементів, %					$\sigma_{0,2}$,	σ_B ,	δ , %	ψ , %	КСУ,
	С	Mn	Ni	Cr	інші	МПа	МПа			мДж/м ²
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 приведені 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 прогартуємість сталі. В результаті загартування в олії серцевина деталей здобуває структуру мартенситу. Такі сталі використовують для великих важконагружених деталей типу зубчатих коліс, осей та ін. Ці деталі стійкі до динамічних навантажень.

6.3.2 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 прогартуємість.

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

Сталі, що поліпшуються, можуть бути умовно розділені на 5 груп. Зі збільшенням номеру групи росте ступінь легування та розмір перетину, в якому досягається наскрізна прогартуємість (таблиця 6.5).

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 прогартуємість. 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 прогартуваності в хромисті сталі додатково вводять марганець (40XГ) та бор (40XP); молібден (30XM) вводять для зниження відпускнуї крихкості.

*Таблиця 6.5 – Характеристика конструкційних сталей, що поліпшуються,
після термічного оброблення (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

Сталі, які належать до цієї групи, та мають високі властивості, називають, відповідно переліку легуючих елементів **хромансилями** (20ХГС, 30ХГС). 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.

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.

6.3.3 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 зміцнюючого 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 такого оброблення 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.

6.3.4 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 прогартуваність сталі.

Ресорно-пружинні сталі повинні мати добру загартуваність та прогартуваність. 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 дробеструйної 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, кремністих 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.

6.3.5 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%.

Термічне оброблення складається з гартування від 830-840⁰С в олії та низького відпуску при температурі нижче 200⁰С. Після термооброблення 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.

6.3.6 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 оброблення 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. Прироб полегшується, коли сполучені деталі мають різну твердість (твердий вал — м'який підшипник). Для полегшення прироблення 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 залізодорожні хрестовини, траки гусеничних машин, щоки дробарок, зубця ковшів екскаваторів та інше.

Сталь 110Г13Л містить: 0.9-1.4% C, 11.5-15.0% Mn, 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 HB.

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 механічного оброблення. 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 поршневі 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, графітизація (плівки графіту) і сульфідкування.

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) вибиваються частки електрода і переносяться на поверхню деталі, зарядженої негативно.

Наприклад, при переносі часток з вугільного електроду 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.

6.3.7 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 (30X9H8M4Г2C2 і 25H25M4Г1).

Механічні властивості ПНП-сталей: $\sigma_B = 1500 \div 1700 \text{ МПа}$, $\sigma_{0.2} = 1400 \div 1550 \text{ МПа}$, $\delta = 50 \div 60\%$. Характерним для цієї групи сталей є високе значення в'язкості руйнування та межі витривалості.

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

6.3.8 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 низько вуглецеві 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 зжижених газів при температурі не нижче -196°C . Серед найбільш поширених кріогенних сталей слід назвати сталь 10X14Г14Н4Т, яка має наступні властивості: $\sigma_B=620\text{МПа}$, $\sigma_{0.2}=280\text{МПа}$, $\delta=45\%$, $\psi=60\%$.

7 ІНСТРУМЕНТАЛЬНІ СТАЛІ Й СПЛАВИ

Інструментальні сталі призначені для виготовлення різального, вимірювального інструменту та штампів гарячого і холодного деформування. Для забезпечення зносостійкості інструментальним сталям повинна бути властива висока твердість, а для зберігання форми інструменту — висока міцність при задовільній в'язкості.

Важливою властивістю інструментальних сталей є теплостійкість, тобто стійкість проти відпуску.

Крім службових властивостей, інструментальні сталі повинні мати гарні технологічні властивості: прогартовуваність, оброблюваність тиском, різанням, шліфуємість.

У промисловості застосовують велике число інструментальних сталей: вуглецевих і легованих.

7.1 Вуглецеві інструментальні сталі

Вуглецеві інструментальні сталі є найбільш дешевими. Як правило, їх використовують для виготовлення маловідповідального різального інструменту, який працює при малих швидкостях різання, не підвергається розігріву в процесі експлуатації. Вуглецеві сталі регламентують ГОСТом 5950-73, ГОСТ 1435-74.

Вуглецеві сталі поставляють після відпалу на зернистий перліт із гарантією на хімічний склад і твердість. Їх роблять якісними У7, У8, У9, У10, У11, У12, У13 і високоякісними У7А, У8А, У9А, У13А. Буква У позначає, що сталь інструментальна.

Твердість інструментальних вуглецевих сталей у стані постачання складає НВ 187-217, тому вуглецеві сталі добре оброблюються різанням і деформуються, що дозволяє застосовувати накатку, насічку і т.д.

Через низьку прогартовуваність вуглецеві сталі придатні для виготовлення дрібного інструменту або інструменту перетином до 25 мм із незагартованою серцевиною, у якому різальна частина доводиться на поверхневий шар (мітчики, розгортки, напильники і т.д.).

Ненаскрізне загартування підвищує стійкість інструменту до ударів і вібрацій.

Сталі У7-У9 піддають повному, а сталі У10-У13 — неповному загартуванню.

Достоїнствами вуглецевих сталей є те, що в малих перетинах (до 15...20 мм) після загартування досягається висока твердість в поверхневому шарі (HRC 150-180), в них легко після відпалу досягається структура зернистого цементиту, що обумовлює їх гарну оброблюваність при виготовленні інструменту. Вуглецеві сталі мають низьку температуру загартування, що легко здійснити технологічно. Після загартування вуглецеві сталі містять малу кількість залишкового аустеніту (до 5-8%), що не зменшує їх твердості та виключає необхідність проведення обробки для розпаду залишкового аустеніту.

До недоліків вуглецевих інструментальних сталей відносять: чутливість до перегріву й відсутність теплостійкості. Інструмент з вуглецевих сталей відпускається й втрачає твердість при нагріванні понад 200⁰С, тому він придатний для оброблення порівняно м'яких матеріалів і при невеликих швидкостях різання або деформування.

7.2 Леговані інструментальні сталі

Вплив легуючих елементів на властивості інструментальних сталей. Легуючі елементи в невеликій кількості (до 5%) вводять для збільшення загартовуваності, прокалюємості, зменшення деформацій і небезпеки розтріскування інструменту, тому що вони дозволяють проводити загартування в олії або гарячих середовищах. Хром це постійний елемент низьколегованих сталей. Для поліпшення властивостей у сталі додатково вводять Mn, Si, W, Ni.

Марганець (1-2%) додають для забезпечення мінімальної зміни розмірів при загартуванні. Знижуючи інтервал температур мартенситного перетворення, він сприяє зберіганню підвищеної кількості залишкового аустеніту (15-20%). Кремній у кількості (1-1.5%) вводять для підвищення опору відпуску та утворення окалини, що легко відокремлюється. Вольфрам (1-5%) додають для підвищення зносостійкості. Нікель (до 1.5%) добавляють у штампові сталі для збільшення в'язкості.

Для забезпечення теплостійкості вводять Cr, W або Mo у великій кількості з тим, щоб зв'язати вуглець у спеціальні карбіди, які важко коагулюють при відпуску. Хром у кількості 6-12% утворює карбід Me_7C_3 , затримує розпад мартенситу до 400-450°C. Більш істотно підвищує теплостійкість вольфрам (або молібден), що утворює у присутності хрому стійкі до коагуляції карбіди типу Me_6C . Виділення спеціальних карбідів підвищує твердість після відпуску при 500-600°C (вторинна твердість). Особливо ефективно вторинна твердість і теплостійкість підвищуються при введенні декількох сильних карбідоутворювачів, наприклад, W і V. При відпуску ванадій, виділяючись більш інтенсивно, підсилює дисперсійне твердіння, а вольфрам, зберігаючись у мартенситі, затримує його розпад.

Збільшенню теплостійкості сприяє також кобальт. Він не утворює спецкарбідів, але ускладнює коагуляцію наявних карбідів і збільшує їх дисперсність.

Для забезпечення високої зносостійкості використовують леговані сталі зі значною кількістю надлишкових карбідів — заевтектоїдні й ледебуритні. Завдяки надлишковим карбідам ці сталі зберігають дрібне зерно і підвищені міцність і в'язкість у широкому інтервалі гартівних температур (до 1000-1300⁰С). Однак велика кількість надлишкових карбідів погіршує оброблюваність тиском і різанням, створює карбідну неоднорідність. Скупчення карбідів, карбідна сітка і полосчатість підсилюють крихкість, викликають передчасне викришування робочих крайок. Для рівномірного розподілу карбідів сталі також вимагають всебічного й ретельного кування заготівель.

Леговані сталі й тверді сплави для різального інструменту. Матеріал для різального інструменту повинен мати зносостійкість і теплостійкість. **Теплостійкість** — спроможність матеріалу зберігати високу “гарячу” твердість при тривалому нагріванні, тобто в процесі різання; теплостійкість якісно характеризує продуктивність різання.

По теплостійкості сталі підрозділяють на:

- А. низьколеговані сталі, що не є теплостійкими;
- Б. високолеговані сталі з теплостійкістю до 600-640⁰С;
- В. тверді сплави з теплостійкістю до 800-1000⁰С.

А. Низьколеговані сталі містять вуглець від 0.3% до 0.9% і до 5% легуючих елементів. За структурою вони відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному загартуванню від температури вище A_1 і низькому відпуску. Сталі мають структуру мартенситу і надлишкових карбідів (легований цементит) і характеризуються високою твердістю (HRC 62-69) і зносостійкістю. Однак вони не мають теплостійкості і мають ріжучі властивості такі ж, як і

вуглецеві інструментальні сталі. Їх застосовують для інструменту, що працює при невеликих швидкостях різання. Типові марки низьковуглецевих сталей ХВ4, Х, 9ХС, ХВГ, ХВСГ.

Склад, властивості та режими оброблення легованих інструментальних сталей наведені в таблиці 7.1.

Б. Швидкорізальні сталі — це високолеговані сталі для високопродуктивного інструменту. Типові марки швидкорізальних сталей Р18, Р9, Р6М5.

Основними легуючими елементами швидкорізальних сталей, які забезпечують високу теплостійкість, є вольфрам, молібден, ванадій. Крім них, всі сталі легують хромом, а деякі — кобальтом. Важливим компонентом є вуглець. Карбідоутворюючі елементи утворюють у сталі спеціальні карбіди: Me_6C на основі вольфраму та молібдену, MeC на основі ванадію та Me_{23}C_6 на основі хрому. Частина атомів Me у вказаних карбідах складають залізо та інші елементи.

Вертикальний (політермічний) розтин діаграми стану системи Fe-Cr-W-V, який є характерним для швидкоріжучих сталей приведений на рисунку 7.1.

Основна властивість цих сталей — висока теплостійкість, що забезпечується великою кількістю W разом із Mo, Co, V. Інструмент зберігає високу гарячу твердість до $699-640^\circ\text{C}$, допускає в 3-5 разів більш продуктивні режими різання.

Літера Р означає, що сталь швидкорізальна, цифра — кількість вольфраму у відсотках. Наприклад: Р18 — по кількості легуючих елементів W, Cr, V - 18-4-1; Р9 — W, Cr, V - 9-4-2.

За структурою швидкорізальні сталі відносяться до ледебуритного класу. У литому виді вони мають ледебуритну евтектику. Її усувають гарячою деформацією шляхом подрібнення евтектичних карбідів.

Таблиця 7.1 - Режими оброблення й властивості інструментальних легованих сталей для ріжучого інструменту

Марка сталі	Вміст основних елементів, %				Гартування		D _{кр} при гартуванні, мм		Відпуск	
	C	Cr	V	ін	T, °C, середовище	HRC	вода	олія	T, °C	HRC
сталі неглибокої прокалюємості										
7ХФ	0,63-0,83	0,4-0,7	0,15-0,3	-	820-840,о	62-64	20-25	8-15	200-220	58-60
9ХФ	0,80-0,90	0,4-0,7	0,15-0,3	-	850-880,о 820-840,в	61-64 61-64	15-20 -	5-8 -	200-250 200-250	58-60 55-58
11ХФ	1,05-1,15	0,4-0,7	0,15-0,3	-	840-860,о 810-830,в	62-64 62-65	15-25 -	7-10 -	150-170 150-170	62-65 62-65
13Х	1,25-1,40	0,4-0,7	-	-	780-810,в	62-64	20-25	10-15	150-170	62-65
ХВ4	1,25-1,45	0,4-0,7	0,15-0,3	(3,5-4,3)W	800-820,в	63-65	-	-	140-170	62-67
В2Ф	1,05-1,22	0,2-0,4	0,2-0,3	(1,6-2,0)W	800-850,в	66-67	-	-	100-180	62-65
сталі глибокої прокалюємості										
9Х1	0,80-0,95	1,4-1,7	-	-	820-850,о	61-63	20-40	6-30	160-180	59-61
9ХС	0,85-0,95	0,95-1,25	-	(1,2-1,6)Si	840-860,о	62-63	42-70	13-35	180-250	58-62
ХГС	0,95-1,05	1,3-1,65	-	(0,4-0,7)Si (0,8-1,25)Mn	820-860,о	62-64	72-100	46-67	150-160	61-63
ХВГ	0,90-1,05	0,9-1,2	-	(0,8-1,1)Mn (1,2-1,6)W	830-850,о 830-850,о	62-63 62-63	-	-	150-200 200-300	62-63 58-62
9Х5ВФ	0,85-1,00	4,5-5,5	0,15-0,3	(0,8-1,2)W	950-1000,о	59	-	-	280-300	57-58
8Х4В2 М2Ф2	0,80-0,90	3,5-4,5	0,9-2,5	(2,5-3,2)W (2,5-3,0)W	950-1000,о 1150-1170,о	59 60-62	-	-	400-420 550-560 3 кратн.	55-56 60-61

Примітка: о - олія, в - вода.

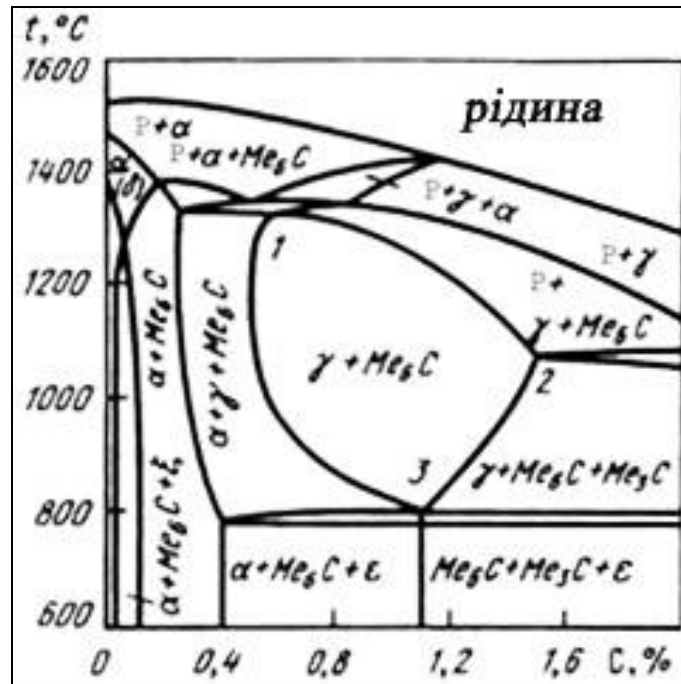


Рисунок 7.1 - Вертикальний розтин діаграми системи Fe-Cr-W-V при 18% W, 1% V, 4% Cr; е - інтерметалід

Для зниження твердості деформовану сталь перед механічним обробленням піддають ізотермічному відпалу.

Загальна кількість карбідів у сталі P18 складає 28%, у сталі P9 — 17%. Основний карбід сталі P18 — складний карбід вольфраму типу Me_6C , що розчиняє в собі V, Cr.

У карбідах знаходиться 80-95% W і V і половина Cr. Весь інший хром розчиняється у фериті.

Термічне оброблення швидкорізальних сталей: включає пом'ягшувачий відпал прокату або поковок перед виготовленням інструменту та завершаючу термічне оброблення — загартування+триразовий відпуск. Схеми термічного оброблення інструменту зі швидкорізальної сталі P6M5 приведена на рисунку 7.2.

Для інших сталей схема оброблення аналогічна. Мета пом'ягшувачого відпалу — понизити твердість до HB 250-300 та підготувати структуру сталі для загартування. Мета заключного термічного оброблення — одержати теплостійкість, зносостійкість,

твердість та міцність інструменту. Швидкорізальні сталі — вториннотвердіючі, найбільша твердість досягається при відпуску 550-570⁰С. У процесі відпуску з мартенситу та залишкового аустеніту вилучаються дисперсні карбіди Me₆C.

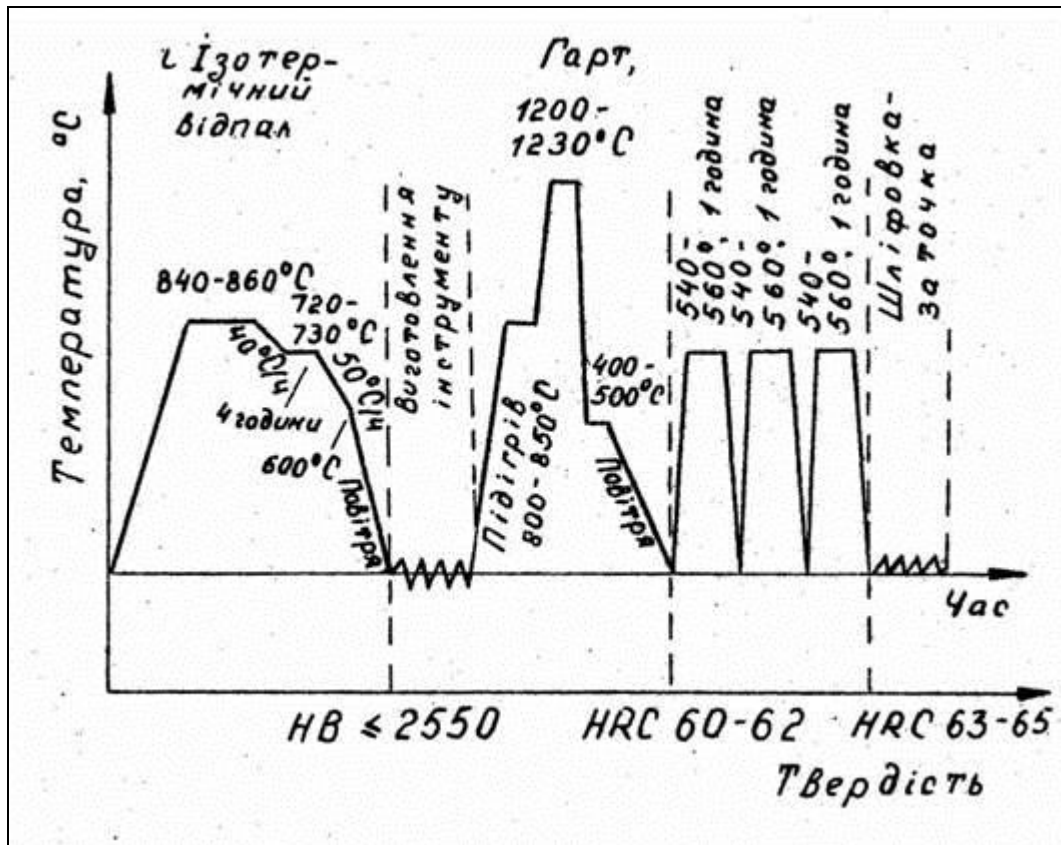


Рисунок 7.2 - Схеми термічного оброблення інструменту зі швидкорізальної сталі P6M5

Для інших сталей схема оброблення аналогічна. Ціль пом'якшуючого відпалу — понизити твердість до HB 250-300 та підготувати структуру сталі для загартування. Мета заключного термічного оброблення — одержати теплостійкість, зносостійкість, твердість та міцність інструменту. Швидкорізальні сталі — вториннотвердіючі, найбільша твердість досягається при відпуску 550-570⁰С. У процесі відпуску з мартенситу та залишкового аустеніту вилучаються дисперсні карбіди Me₆C.

За ріжучими властивостями розрізняють швидкорізальні сталі нормальної й підвищеної продуктивності. Група нормальної продуктивності:

- вольфрамові сталі, наприклад, P18, P12, P9, P9Ф5;
- вольфрамомолібденові сталі, наприклад, P6M5, P6M3.

Краще оброблюються сталі P6M3 і P6M5. Сталі P9, P9Ф5 погано шліфуються.

Сталі підвищеної продуктивності це сталі з кобальтом або ванадієм, наприклад, P18Ф2, P14Ф4, P6M5K5. Вони кращі, ніж сталі першої групи по теплостійкості, твердості і зносостійкості, але гірші по міцності й пластичності. Склад та властивості швидкорізальних сталей приведені в таблиці 7.2.

Спечені або металокерамічні тверді сплави. Матеріали, що складаються з високотвердих і тугоплавких карбідів W, Ti, Ta, зцементованих металевою зв'язкою, називаються **спеченими або металокерамічними твердими сплавами**. Інструмент із металокерамічних твердих сплавів характеризується високою твердістю (HRA 80-97), зносостійкістю й теплостійкістю.

Тверді сплави виготовляються методом порошкової металургії. Порошки карбідів змішують із порошком кобальту (зв'язкою), пресують і спікають при 1400-1550⁰C. Тверді сплави виготовляють у виді пластин, що напаяють на державку з вуглецевої сталі. Тверді сплави застосовуються для різців, фрез, свердел і ін. Тверді сплави підрозділяють на три групи:

1. W-група. Сплави WC-Co (BK).
2. Титановольфрамові — TiC-WC-Co (TK).
3. Титановольфрамокобальтові — TiC-TaC-WC-Co (ТТК)

Швидкість різання твердих сплавів у 5-10 разів вище, ніж при застосуванні швидкорізальних сталей.

Таблиця 7.2 - Склад та деякі властивості швидкоріжучих сталей

Марка сталі	Вміст основних елементів, %						Режим термічного оброблення		HRC не <	Червоностійкість, °C, (HRC>58)
	C	Cr	W	Mo	V	Co, N	T _{ЗАГ} , °C	T _{ВІДП} , °C		
P18	0,7-0,8	3,8-4,4	17-18,5	£1,0	1-1,4	-	1270-1290	550-570	62	620
P12	0,8-0,9	3,1-3,6	12-12	£1,0	1,5-1,9	-	1240-1260	550-570	62	620
P9	0,85-0,95	3,8-4,4	8,5-10	£1,0	2-2,6	-	1220-1240	550-570	62	620
P6AM5**	0,82-0,90	3,8-4,4	5,5-6,5	5-5,5	1,7-2,1	0,05-0,1 N	1210-1230	540-560	64	620
P6M5	0,82-0,90	3,8-4,4	5,5-6,5	5-5,5	1,7-2,1	-	1210-1230	540-560	64	620
P6AM5Ф3	0,95-1,05	3,8-4,3	5,7-6,7	5,5-6	2,3-2,7	0,05-0,1 N	1210-1230	540-560	64	630
11P3AM3Ф2	1,02-1,12	3,8-4,3	2,5-3,3	2,5-3	2,2-2,6	0,05-0,1 N	1190-1210	540-560	63	620
P12Ф3	0,90-1,05	3,8-4,3	12-13	0,5-1	2,5-3	-	1240-1260	550-570	63	630
P18K5Ф2	0,85-0,95	3,8-4,4	17-18,5	£1,0	1,8-2,4	5-6 Co	1270-1290	560-580	63	640
P9K5	0,9-1,0	3,8-4,4	9-10,5	£1,0	2,2-2,6	5-6 Co	1220-1240	560-580	63	630
P6M5K5	0,84-0,92	3,8-4,3	6-7	4,8-5,3	1,7-2,2	4,8-5,3 Co	1210-1240	540-560	64	630
P9M4K8	1,0-1,1	3,0-3,6	8,5-9,6	3,8-4,3	2,1-2,5	7,5-8,5 Co	1210-1240	540-560	64	630

В усіх сталях Mn≤0,5%, Si≤0,5%, Ni≤0,4%, S≤0,025-0,030%, P≤0,030-0,035%. **Допускається в сталі без легування азотом, в цьому випадку сталі відповідно позначають P6M5 та P6M5Ф3.

Маркірування металокерамічних твердих сплавів.

1. Однокарбідні сплави маркують літерами ВК. Наприклад: ВК1, ВК2, ВК3, ВК6, ВК8. Цифра означає вміст кобальту у відсотках. Наприклад, ВК3 — 3% Со+97% WС. Чим більше кобальту, тим вище міцність і нижче твердість. Сплави ВК мають максимальну міцність, їх теплостійкість зберігається до 800⁰С. Їх застосовують для обробки чавуну, сплавів кольорових металів і різних неметалічних матеріалів.

2. Двокарбідні сплави маркують літерами ТК і цифрами. Цифри після літери Т означають вміст TiС у відсотках, цифри після літери К — вміст Со у відсотках, залишок відповідає вмісту карбіду вольфрама, у відсотках. Наприклад, Т15К6 — 16% TiС, 6% Со, 79% WС. Теплостійкість сплавів ТК до 900-1000⁰С. При спіканні карбід титану взаємодіє з карбідом вольфраму, створюючи твердий розчин (Ti,W)С, який має більш високу твердість, ніж WС. Сплави ТК використовують для високошвидкісного оброблення сталей.

3. Трьохкарбідні сплави маркують літерами ТТ і цифрами. Цифра після літер ТТ вказує вміст (сумарний) карбідів титану й танталу, а цифра після К — вміст кобальту, у відсотках відповідно. Наприклад, ТТ7К12 — 4% TiС, 3% ТаС, 12% Со, 81% WС. Структура: твердий розчин (Ti, Та,W)С і надлишок WС. Сплави цього типу мають більш високу міцність, ніж сплави 2 групи. Загальним недоліком твердих сплавів є висока крихкість і дефіцит W.

У зв'язку з дефіцитом вольфраму в Україні особливо перспективним є напрямок використання безвольфрамових твердих сплавів, в яких в ролі сполучного металу використовують нікель і молібден або залізо, висока твердість забезпечується завдяки використанню карбіду титана. Наприклад: TiС+Ni+Mo(Fe). Маркірування цих сплавів: КТС і ТН. Тверді сплави КТС-1, КТС-2 містять 15-17% Ni і 7-9% Мо відповідно, інше — TiС. Сплави типу ТН-20, ТН-25, ТН-30 у якості сполучного металу містять

Ni у кількості 16-30%. Концентрація Mo складає 5-9%, інше — TiC. Твердість цих твердих сплавів складає HRA 87-94, сплави мають високу зносостійкість і корозійну стійкість.

Надтверді інструментальні матеріали створені на основі нітридів Ti і Si без пластичної металевої зв'язки. Вироби з цих матеріалів виготовляють за допомогою вибуху або в умовах надвисоких тисків і високих температур.

Вироби з нітридів Ti і Si використовують у якості матеріалу інденторів для виміру твердості у тугоплавких метеріалів в інтервалі 700-1800⁰С, як абразивний матеріал і в якості сировини для виготовлення надтвердих матеріалів для оброблення загартованих сталей, твердих сплавів, склопластики, кольорових металів.

Твердість цих сплавів HRA 94-96, теплостійкість до 1000⁰С. В таблиці 7.3 приведені найбільш типові тверді сплави та їх властивості.

Сталі для вимірювального інструменту. Основні властивості, які повинні мати сталі цього призначення — висока зносостійкість і постійність розмірів і форми протягом тривалого терміну служби. До додаткових вимог відносяться можливість одержання високої чистоти поверхні (до 14 класу) і мала деформація при термічному обробленні.

Найбільш широко застосовують заевтектоїдні низьколеговані сталі X, XГ, ХВГ, 9ХС, оброблювані на високу твердість (HRC 60-64). На відміну від різального інструменту термічна обробка проводиться таким чином, щоб ускладнити процес старіння, який відбувається в загартованій сталі і викликає об'ємні зміни, неприпустимі для інструментів високих класів точності. Причинами старіння служать частковий розпад мартенситу, перетворення залишкового аустеніту й релаксація внутрішніх напруг, що викликає пластичну деформацію.

Таблиця 7.3 - Склад та властивості деяких твердих сплавів

Марка сталі	Склад, %				ρ, 10 ⁻³ , кг/м ³	σ _B , МПа (не менше)	HRA (не менше)
	WC	TiC	TaC	Co			
Вольфрамові							
BK3	97	-	-	3	15,0-15,3	1100	89,5
BK4	96	-	-	4	14,9-15,2	1400	89,5
BK6	94	-	-	6	14,6-15,0	1500	88,5
BK8	92	-	-	8	14,4-14,8	1600	87,5
BK10	90	-	-	10	14,2-14,6	1650	87,0
Титановольфрамові							
T30K4	66	30	-	4	9,5-9,8	950	92,0
T15K6	79	15	-	6	11,1-11,6	1150	90,0
T5K12	83	5	-	12	13,1-13,5	1650	87,0
Титинотанталовольфрамові							
TT17K12	81	4	3	12	13,0-13,3	1650	87,0
TT8K6	84	8	2	6	12,8-13,3	1250	90,5
TT20K9	71	8	12	9	12,0-13,0	1300	89,0
Безвольфрамові							
TH20	-	80	-	(Ni+Mo)-20	5.5-6.0	1100	90.0
KHT16	-	84-Ti(C,N)	-	(Ni+Mo)-16	5.6-6.2	1350	89.0

Для зменшення кількості залишкового аустеніту загартування проводять із як можливо більш низької температури. Крім того, інструмент підвищеної точності піддають обробці холодом при температурі $-50...+800^{\circ}\text{C}$. Відпуск проводять протягом 24-48 годин при $120-140^{\circ}\text{C}$. Більш високий нагрів не застосовують через зниження зносостійкості. Інструмент високого класу точності піддають кількаразовому чергуванню обробленням холодом і короткочасного (2-3 год.) відпуску.

Плоскі інструменти (скоби, лінійки, шаблони) нерідко виготовляють з аркушевих цементуємих сталей 15, 20, 15X, 20X, 12ХН3А або зі сталей 50, 55, що гартуються з поверхні струмами високої частоти. Оскільки нерівномірна структура в цих сталях утворюється тільки в поверхневому шарі, то об'ємні зміни, що відбуваються в ньому, мало відбиваються на розмірах всього інструмента.

Для інструментів великого розміру і складної форми застосовують азотуєму сталь 38ХМЮА.

Сталі для штамів гарячого й холодного деформування. Сталі для штамів і іншого різноманітного інструменту холодної обробки тиском повинні мати високу міцність, твердість, зносостійкість, задовільну або підвищену при роботі з ударами в'язкість. Для великих швидкостей деформування, що викликають розігрів робочої крайки інструменту до 450°C , сталям повинна бути властива достатня теплостійкість. Для штамів із складною гравюрою важливо забезпечити мінімальні об'ємні зміни при загартуванні.

У зв'язку із різноманітністю умов деформування, форми й розмірів штамів застосовують різні сталі.

1. Низьколеговані сталі X, 9ХС, ХВГ, ХВСГ також як і вуглецеві У10, У11, У12 використовують переважно для витяжних і висадочних штамів, що через ненаскрізну прокалюємість мають твердий

зносостійкий шар і в'язку серцевину, що дозволяє працювати при невеликих ударних навантаженнях.

2. Високохромисті сталі X12, X12M, X12Ф1 мають високу зносостійкість, глибоку прокалюємість (150-200 мм). Їх широко застосовують для великих інструментів складної форми: вирубних, обрізних, карбувальних штампів підвищеної точності, штампів видавлювання, калібрувальних волочильних дошок, накатних роликів і ін.

По своїй природі ці сталі близькі до швидкорізальних: за структурою відпалу відносяться до ледебуритного класу, за структурою нормалізації — до мартенситного класу. Їх висока зносостійкість значною мірою обумовлена великою кількістю карбідів Cr_7C_3 , що зберігаються в структурі після загартування. Водночас, велика кількість карбідної фази ($\gg 15-17\%$ у сталей X12M, X12Ф1 і біля 30% у сталі X12) приводить до підвищеної карбідної неоднорідності, яка викликає зниження міцності й в'язкості. Найбільш сильно цей недолік виражений в сталі X12. З цієї причини частіше застосовують сталі X12M і X12Ф1. Структура і властивості високохромистих сталей у сильному ступені залежать від температури загартування, тому що з її підвищенням збільшується розчинність карбідів і концентрація вуглецю й хрому в аустеніті, викликаючи різке зниження інтервалу температур мартенситного перетворення.

3. Хромокремністі сталі 4ХС, 6ХС і додатково леговані вольфрамом (2,0-2,7% W) 4ХВ2С, 5ХВ2С, 6ХВ2С утворюють групу сталей підвищеної в'язкості для ударного інструменту (зубила, гібочні штампи, обжимні матриці та ін.). Підвищення в'язкості сталей досягається зниженням вмісту вуглецю (до 0,4-0,6%) і збільшенням температури відпуску.

Сталі для штамів гарячого деформування працюють в умовах ударного навантаження і періодичного нагрівання й охолодження поверхні. Крім достатньої міцності, зносостійкості, в'язкості і прокалюємості (для великих штамів) ці сталі повинні мати також теплостійкість, окалиностійкість і разгаростійкість. Під **разгаростійкістю** розуміють стійкість до утворення сітки поверхневих тріщин, що викликаються об'ємними змінами в поверхневому шарі при різкій зміні температур. Ця властивість забезпечується зниженням вмісту вуглецю в сталі для підвищення пластичності, в'язкості, а також теплопровідності, що зменшує розігрів поверхневого шару і термічні напруги в ньому.

Відповідно до зазначених вимог для штамів гарячого оброблення тиском застосовують леговані сталі з 0,3, 0,6% С, які після загартування піддають відпуску при 550-680⁰С на троостит. Серед них варто виділити декілька груп, що мають в найбільшій мірі ті властивості, які необхідні для визначених умов експлуатації.

В таблиці 7.4 приведений склад та механічні властивості деяких штампових сталей для холодного деформування.

В таблиці 7.5 приведений склад деяких штампових сталей для гарячого деформування.

Сталі для молотових штамів. Молотові штампи мають великі розміри, працюють з ударними навантаженнями при відносно невисокому нагріванні поверхні (400-500⁰С). Для цих штамів застосовують низьколеговані сталі високої прокалюємості з підвищеною ударною в'язкістю і разгаростійкістю. Серед легуючих елементів вони містять Мо або W, необхідні як і в конструкційних сталях для попередження розвитку відпускнуї крихкості, що у великих перетинах не можна усунути швидким охолодженням.

Таблиця 7.4 - Склад та механічні властивості деяких штампових сталей для холодного деформування

марка сталі	вміст основних елементів, %						режим термічного оброблення		HRC після відпуску	σ _t , МПа	КСУ МДж/м ²
	C	Cr	W	Mo	V	інші	T _{заг} , °C	T _{відп} , °C			
сталі підвищеної (високої) зносостійкості											
X12	2-2,2	11,5-13	-	-	-	-	950-970	170-200	61-63	2150	0,15-0,20
X12M	1,45-1,65	11-12,5	-	0,4-0,6	0,15-0,3	-	1000-1020	170-200	61-63	2600	0,40-0,50
X12Φ1	1,25-1,45	11-12,5	-	-	0,7-0,9	-	1020-1050	170-200	61-63	2500	0,25-0,30
X12BM	2-2,2	11-12,5	0,5-0,8	0,6-0,9	0,15-0,3	-	970-1000	170-180	63-64	2400	0,20-0,30
X12Φ4M	2-2,2	12-13,5	-	0,5-0,8	3,4-4,0	-	1070-1090	170-190	62-64	2700	0,30-0,40
X6BΦ	1,05-1,15	5,5-6,5	1,1-1,5	-	0,5-0,8		980-1000	150-170	61-63	3000	0,70-0,80
8X6HΦT	0,8-0,9	5,0-6,0	-	-	0,3-0,5	0,9-1,3Ni	950-1000	280-300	57-59	-	-
						0.05-0.15Ti	950-1000	400-420	56-57	-	-
дисперсійнотвердіючі сталі з високим опором зминанню											
8X4B2C2MΦ	0,8-0,9	4,2-4,9	1,8-2,2	0,8-1,1	1,0-1,4	1,6-2,0Si	1060-1080	530*	63-64	3750	0,40-0,60
8X4B3M3Φ2	0,75-0,85	3,5-4,5	2,5-3,2	2,5-3,0	1,9-2,5	-	1150-1170	530*	62-63	3300	0,25-0,30
11X4B2C2 Φ3M	1,05-1,15	3,5-4,2	2,0-2,7	0,3-0,5	2,3-2,8	1,4-1,8Si	1060-1080	530*	61-62	3750	0,4-0,5
							1000-1020	200	62-63	3500	0,3-0,35
X5B2C4Φ 2HM	0,98-1,13	4,2-5,0	1,8-2,3	0,8-1,1	0,9-2,4	0,3-0,6Ni 3,35-3,95Si	1150-1170	550*	62-63	3300	0,25-0,3
Високоміцні сталі з підвищеною ударною в'язкістю											
7XГ2BM	0,68-0,76	1,5-1,8	0,5-0,9	0,5-0,8	0,1-0,25	-	850-870	140-160	60-61	2800	0.60
								220-250	57-59	3000	0.80
7XГHM	0,67-0,74	1,2-1,5	-	0,5-0,8	0,1-0,2	0,8-1,2Ni	850-870	140-160	60-61	3500	1.60
								240-250	57-60	3700	2.00
6X6B3MΦC	0,5-0,6	5,5-6,5	2,5-3,2	0,6-0,9	0,5-0,8	0,6-0,9Si	1060-1075	530*	57-62	3850	0.8-1.2
6X4M2ΦC	0,57-0,65	3,8-4,4	-	2-2,4	0,6-0,9	0,6-0,9Si	1060-1075	520-540	59-62	4100	1.2-1.4

* Трикратний відпуск по 1 год.

Таблиця 7.5 - Штампові сталі для гарячого деформування

Сталь	Вміст основних елементів, %					
	C	Cr	W	Mo	V	інші
сталі помірної теплостійкості та підвищеної в'язкості						
5ХНМ	0.5-0.6	0.5-0.8	-	0.15-0.3	-	1,4- 1,8Ni
4ХМФС	0.37-0.45	1.5-1.8	-	0.9-1.2	0.3-0.5	0.5-0.8Si
5Х2МНФ	0.46-0.53	1.5-2	-	0.8-1.2	0.3-0.5	1.2- 1.6Ni
3Х2МНФ	0.26-0.34	2-2.5	-	0.4-0.6	0.25-0.4	1.2- 1.6Ni
сталі підвищеної теплостійкості та в'язкості						
4Х5МФС	0.32-0.4	4.5-5.5	-	1.2-1.5	0.3-0.5	-
5Х5МФС	0.37-0.44	4.5-5.5	-	1.2-1.5	0.8-1.1	-
4Х5В2ФС	0.35-0.45	4.5-5.5	1.6-2.2	-	0.6-0.9	-
4Х4ВМФС	0.37-0.44	3.2-4.0	0.8-1.2	1.2-1.5	0.6-0.9	0.6Ni
4Х3ВМФ	0.4-0.48	2.8-3.5	0.6-1.0	0.4-0.6	0.6-0.9	-
4Х2В2МФС	0.42-0.5	2.0-2.5	2.0-2.4	0.8-1.1	0.6-0.9	-
3Х3М3Ф	0.27-0.34	2.8-3.5	-	2.5-3.0	0.4-0.6	-
сталі високої теплостійкості						
3Х2В8Ф	0.3-0.4	2.2-2.7	7.5-8.5	-	0.2-0.5	-
4Х2В5МФ	0.3-0.4	2.2-3.0	4.5-5.5	0.6-0.9	0.6-0.9	-
5Х3В3МФС	0.45-0.52	2.5-3.2	3.0-3.6	0.8-1.1	1.5-1.8	-
2Х6В8М2К8	0.22-0.3	6.5-7.0	7.0-8.0	1.8-2.3	0.1-0.25	-
2Х6В8М2К10	0.3	10.0	6.5	2.0	-	-
2Х6В8М2К12Н2	0.1	1.8-2.3	6.0-7.0	5.6-6.5	0.3-0.5	2.0- 2.5Ni

Сталь 5ХНМ — краща в цій групі. Через високу прокалюємість (400 мм) її застосовують для великих штампів із складною фігурою. Сталь зберігає досить високі механічні властивості до 500⁰С. Сталі 5ХГМ і 5ХНВЦ при однаковій зі сталлю 5ХНМ прокалюємісті поступаються їй у в'язкості через заміну нікельмарганцевого комплексу або збільшенням вмісту хрому й кремнію. Вони призначені для середніх штампів із стороною 300-400 мм або для великих штампів простої форми.

Сталі для штампів горизонтально-кувальних машин і пресів. Штампи гарячої висадки, протяжки й пресування зазнають у роботі високі тиски без великих ударних навантажень, мають менші розміри, ніж молотові штампи, але нагріваються до більш високих температур. Для сталей цього призначення найбільш важливі властивості — теплостійкість і разгаростійкість. Для важких умов роботи застосовують комплексно леговані сталі, що по складу й перетворенням при термічному обробленні подібні до швидкорізальних сталей. На відміну від останніх вони містять менше надлишкових карбідів типу Mo_{23}C_6 і Me_6C і є заевтектоїдними. Для забезпечення теплостійкості їх гартують з високих температур (1025-1125⁰С). Сталі 3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ із високим вмістом W характеризуються підвищеною теплостійкістю (650-670⁰С). Ці сталі призначені для важконагруженого інструменту. Режими термічної обробки та властивості штампових сталей високої теплостійкості представлені в таблиці 6.6.

Сталі 4Х5МФС, 4Х5В2ФС, 4Х4ВМФС і інші з невеликими добавками W(Mo) відрізняються підвищеною разгаростійкістю завдяки високій в'язкості, теплостійкості до 600⁰С. Використовуються для інструменту високошвидкісного штампування.

Крім штампів розглянуті сталі використовують для прес-форм лиття під тиском, що працюють в умовах періодичного нагрівання й охолодження поверхні й впливу розплавленого металу.

Для виливків мідних сплавів ($T_{пл} \gg 1000^{\circ}\text{C}$) застосовують сталі підвищеної теплостійкості; алюмінієвих і магнієвих сплавів ($T_{пл} \gg 500-650^{\circ}\text{C}$) — сталі підвищеної разгаростійкості. Останнім часом для цих цілей застосовують також сталі, що є мартенситостаріючими. Для підвищення стійкості прес-форми, як і штампи, піддають азотуванню, ціануванню, борированню і хромуванню.

Таблиця 7.6 - Режими термічного оброблення та властивості штампових сталей високої теплостійкості

Сталь	Температура гартування, $^{\circ}\text{C}$	HRC після гар- тування	Темпера- тура від- пуску, $^{\circ}\text{C}$	HRC після відпуску	Тепло- стійкість, $^{\circ}\text{C}$, при HRC40
3X2B8Ф	1130-1150*	53-55	630-650	42-47	660
	1180-1100**	48-52	600-620	45-49	650
4X2B5МФ	1080-1100*	54-56	640-650	44-47	670
	1050-1080**	52-55	610-630	45-49	660
5X3B3МФС	1130-1150*	54-58	650-660	44-47	685
	1100-1120**	52-55	640-650	45-49	670
2X6B8M2K8	1180-1200	52-54	670-690	48-52	730
2X6B8M2K10	1100-1120	54-56	640-650	48-52	700
X2B6M6K12H2	1150-1170	40-42	680-700	48-52	750

8 СТАЛІ І СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ФІЗИЧНИМИ І ХІМІЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

До спеціальних сталей відносяться сталі вуглецеві та леговані, яким в результаті спеціальної обробки (хімічної, хіміко-термічної, деформаційної, лазерної, плазмової) надаються особливі властивості.

До спеціальних сталей та сплавів відносять: корозійностійкі, жаростійкі, жароміцні, сталі та сплави з особливими фізичними властивостями (жаростійкі та жароміцні сплави на основі нікелю та хрому, сплави на основі інтерметалідів, сплави з пам'яттю форми, суперсплави, тверді керамічні інструментальні сплави, магнітні матеріали).

Розвиток міцних енергетичних установок, які працюють з високим ККД завдяки використанню високих температур і тисків, парових котлів, парових і газових турбін, поява реактивних двигунів, а також вимог ядерної промисловості, електро- і радіотехніки, приладобудування, нафтової і хімічної промисловості і т. ін., викликали бурхливий розвиток виробництва сталей і сплавів з особливими фізичними і хімічними властивостями.

В залежності від призначення сталі і сплави з особливими фізичними і хімічними властивостями можна розділити на наступні п'ять груп:

- нержавіючі сталі з високим опором корозії і дії кислот;
- сталі і сплави для роботи при високих температурах;
- сталі і сплави з високим електроопором;
- сталі з особливим тепловим розширенням;
- магнітні сталі і сплави.

8.1 КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

8.1.1 Загальні відомості

Корозією називається руйнування металів та сплавів внаслідок хімічної або електрохімічної взаємодії їх із навколишнім середовищем. У відповідності з цим розрізняють два типи корозії — хімічну та електрохімічну.

У залежності від властивостей середовища та умов взаємодії розрізняють наступні види корозії: газову, атмосферну, підводну, підземну, контактну, біокорозію та ін.; у залежності від характеру руйнування — рівномірну, крапкову, піттингову, щілинову, міжкристалічну, ножову, вибірккову.

Корозійна стійкість — здатність матеріалу чинити опір корозійній дії середовища — може визначатися якісно та кількісно: зміною маси зразків; об'ємом водню, що виділився (чи кисню, який поглинувся); зменшенням товщини зразків; зміною показників фізичних чи механічних властивостей; щільністю току корозії; глибиною структурних змін; часом до появи корозійного руйнування.

Як критерій корозійної стійкості часто використовують швидкість корозії, яка виражається глибинним K_G (мм/рік) або масовим K_M (г/м²) показниками, які зв'язані співвідношенням $K_G = 8,76 \cdot K_M / g$, де g — щільність металу (г/м³).

Для оцінки загальної корозійної стійкості часто використовують п'ятибальну шкалу або десятибальну шкалу, які рекомендуються ДСТУ.

8.1.2 Корозійностійкі сталі

Корозійностійкі сталі експлуатують переважно в умовах електрохімічної корозії. Корозійностійкими сталями традиційно називають сталі, які мають високу корозійну стійкість у вологій атмосфері та слабоагресивних водних розчинах.

Корозійностійкі сталі використовують для виготовлення деталей машин та обладнання і зварних конструктивних елементів, які працюють в різних агресивних середовищах (волога атмосфера, морська вода, кислоти, розчини солей, лужні розчини, розплави металів та ін.).

Основний легуючий елемент корозійностійких сталей — хром. У складі сталей, що використовуються на сьогодні, вміст хрому, як правило, знаходиться в межах від 11 до 30%. Нікель в сплавах із залізом підвищує корозійну стійкість в розчинах хімічних речовин, що слабо окислюються чи не окислюються, а також стабілізує аустенітну структуру та дозволяє створити аустенітні хромонікелеві сталі з високою корозійною стійкістю. Для одержання необхідної структури, властивостей та забезпечення максимальної стійкості корозійностійкі сталі легують феритоутворюючими елементами — кремнієм, алюмінієм, молібденом, вольфрамом, ніобієм, титаном, ванадієм та аустенітоутворюючими елементами — нікелем, марганцем, кобальтом, міддю. Найбільш розповсюджені в техніці та, ті що вивчаються в даний час, корозійностійкі сталі аустенітного, аустеніто-феритного та аустеніто-мартенситного класів, мають в своїй основі різні комбінації систем Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Ni-Mn із додатковим легуванням різними елементами. При одночасному введенні феритоутворюючих та аустенітоутворюючих елементів, у сталях можуть спостерігатись різні структурні та фазові співвідношення.

Існують різні класифікації корозійностійких (нержавіючих) сталей та сплавів. В залежності від хімічного складу сталі та сплави поділяють на

класи по основному складовому елементу: хромисті, хромонікелеві, хромомарганцеві, хромонікельмолібденові та ін. Найбільш розповсюджений розподіл по структурним ознакам. У залежності від структури сталі ділять на класи: феритний, мартенситний, аустенітний, ферито-мартенситний, аустеніто-мартенситний, аустеніто-феритний. В окремий клас, як правило, виділяють корозійностійкі сплави на основі нікелю (нікель-хром, нікель-молібден).

Розподіл сталей на класи по структурних ознаках умовний і проводиться в залежності від основної структури, яка отримана при охолодженні сталей на повітрі після високотемпературного нагріву. Склад корозійностійких сталей регламентується ГОСТ 5632-72, а механічні властивості відповідними ГОСТами на півфабрикати, наприклад, ГОСТ 7350-77 (товстий лист), ГОСТ 5582-75 (тонкий лист), ГОСТ 5949-75 (сортовий прокат) та ін.

За кордоном класифікаційні стандарти на корозійностійкі сталі мають наступні позначення: в США — AJSJ, у Великобританії — B.S.970, у Франції — A.F.N.O.R., в Німеччині — DIN 17007, в Швеції — SIS, у Венгрії — MSZ. В Японії спеціального стандарту на корозійностійкі сталі немає; хімічний склад сталей обумовлюється в стандартах на відповідний вид металопродукції.

Для придання корозійної стійкості в сталь вводять не менше 12% хрому. У залежності від співвідношення вуглецю та хрому сталі можуть мати феритну (08X18T, 12X17, 15X25T, 15X28), ферито-мартенситну (08X13, 12X13) та мартенситну (20X13, 30X13, 40X13) структуру (рисунок 8.1).

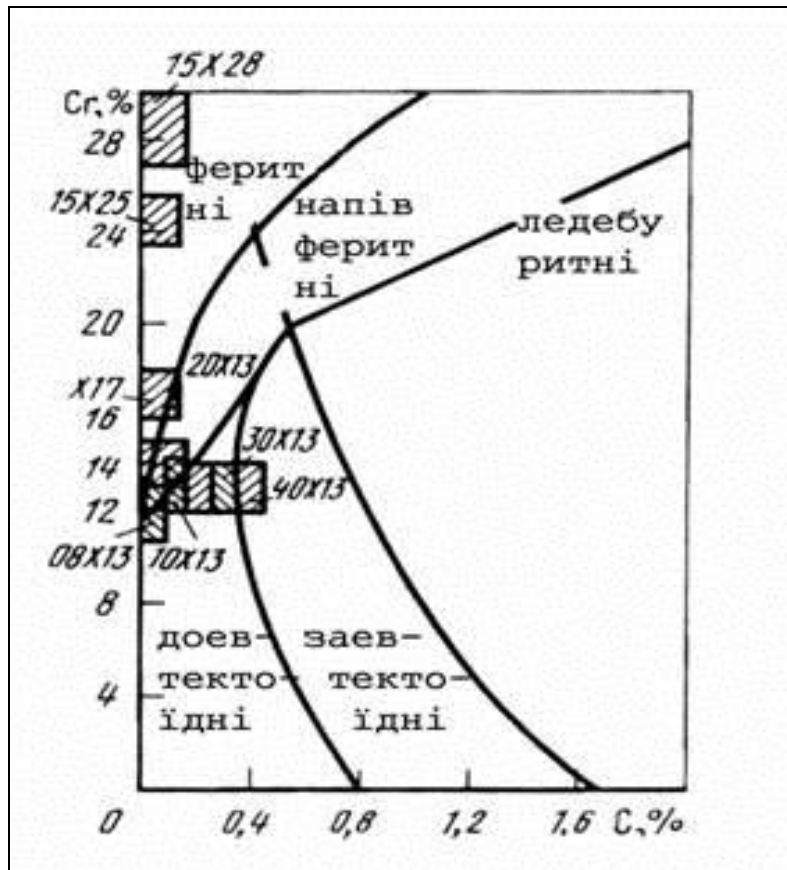


Рисунок 8.1 – Структурні класи сталей в системі Fe-Cr-C та положення на діаграмі промислових хромистих сталей

Мартенситні та мартенсито-феритні сталі мають гарну корозійну стійкість в атмосферних умовах, у слабоагресивних середовищах (в слабких розчинах солей, кислот) та високі механічні властивості. Механічні властивості мартенситних та мартенсито-феритних корозійностійких сталей приведені в таблиці 8.1.

Сталі використовують для виробів, які працюють на знос як різальний інструмент (а саме — ножі), для пружних елементів та конструкцій в харчовій та хімічній промисловості. Ці сталі використовують після загартування та відпуску на задану твердість. Завдяки малій критичній швидкості загартування, сталі 30X13, 40X13 загартовуються на мартенсит при охолодженні на повітрі (рисунок 8.2).

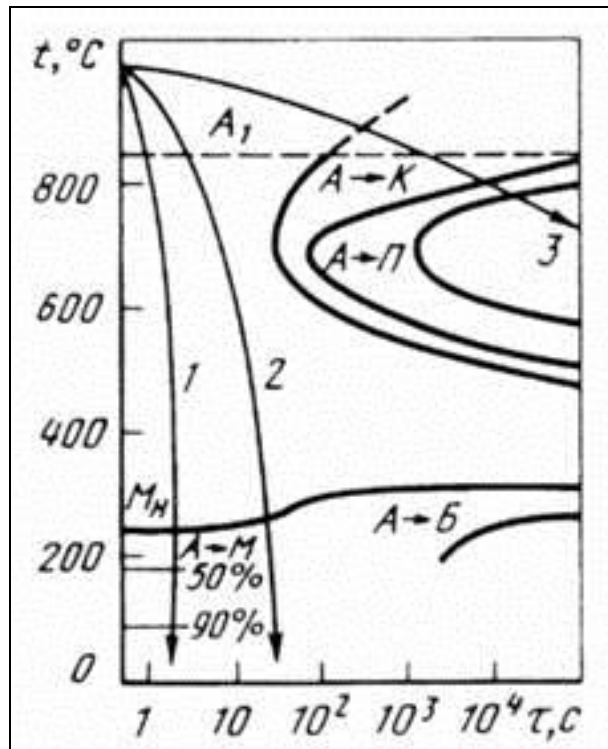
Таблиця 8.1 - Склад та механічні властивості мартенситних та мартенсито-феритних корозійностійких сталей

Марка сталі*	Вміст вуглецю, %	Режим термічної обробки, °C		σ _B	σ ₀₂	δ	γ
		гартування	відпуск	МПа		%	
сталі мартенситного класу							
40X13	0,36-0,45	1050	600	1140	910	13	32
30X13	0,26-0,35	1000	640	960	715	16	52
сталі мартенсито-феритного класу							
20X13	0,16-0,25	1020	600	850	650	12	50
12X13	0,09-0,15	1030	380	740	590	20	66
08X13	0,08	1000	380	510	340	28	75

*Вміст хрому — 12-14%

Загартування виробів із цих сталей проводять від температур 950-1020⁰C, тому що тільки вище цих температур проходить повне розчинення карбідів Cr₂₃C₆. Після загартування сталі відпускають на необхідну твердість. Після загартування сталь 40X13 має твердість HRC 56-58, після відпуску при 200-300⁰C HRC 50, після відпуску при 600⁰C HRC 32-34.

Чим більше в сталі вуглецю, тим більше виділяється карбідів хрому і тим сильніше знижується корозійна стійкість. У зв'язку з цим використовують сталі з перемінним вмістом вуглецю та хрому: чим вище в сталі вміст вуглецю, тим більше потрібно хрому для забезпечення необхідної корозійної стійкості. В сталі 08X13 $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення при нагріванні проходить тільки частково, через це вона схильна до неповного загартування, а структура сталі після швидкого охолодження складається з фериту та невеликої кількості низьковуглецевого мартенситу, який при відпуску розпадається на ферито-карбідну суміш.



1 - загартування в олію; 2 - охолодження на повітрі; 3 - охолодження в печі

Рисунок 8.2 – Діаграма ізотермічного розпаду переохолодженого аустеніту сталі 40X13

Сталі 12X13 та 08X13 мають більш високі пластичні та технологічні властивості; їх використовують для зварних виробів, які працюють в слабоагресивних середовищах.

Феритні сталі. Ці сталі використовують при виготовленні виробів для побутових приборів, в харчовій, легкій промисловості та для теплообмінного обладнання в енергомашинобудуванні.

Феритні хромисті сталі мають високу корозійну стійкість в азотній кислоті, водних розчинах аміаку, в аміачній селітрі, суміші азотної, фосфорної та фтористоводневої кислот, а також в інших агресивних середовищах.

Корозійна стійкість сталей феритного класу підвищується зі збільшенням вмісту в них хрому, зменшенням вмісту вуглецю та азоту. За кордоном розроблені сталі, які одержали назву **суперферитів**, вони

містять 18-28% хрому та 2-4% молібдену, із низьким сумарним вмістом вуглецю та азоту (0,025-0,035%). В сталях феритного класу при високотемпературному нагріві можливе утворення аустеніту, кількість якого залежить від вмісту вуглецю. Тільки при концентрації вуглецю 0,03% в структурі сталі спостерігається чисто феритна структура. Найбільша кількість аустеніту утворюється при температурах 1000-1100°C, при підвищенні температури кількість аустеніту знижується. Утворення аустеніту в сталях цього типу небажане, тому що при охолодженні проходить мартенситне перетворення, а це підвищує твердість, знижує пластичність сталей, викликає схильність до міжкристалічної корозії (МКК). Для запобігання цього явища зменшують вміст вуглецю чи вводять титан, ніобій, молібден (сталі 08X18T, 015X18M2B), які сприяють одержанню однофазної структури, а утворення карбідів титану та ніобію знижує схильність до росту зерна та покращує корозійну стійкість.

Термічне оброблення феритних сталей залежить від конкретних умов виробництва та експлуатації. Для того щоб уникнути крихкості, виділення σ -фази та схильності до МКК, застосовують відпал при температурі 560-800°C чи загартування з нагрівом в інтервалі 870-950°C впродовж 1 години з охолодженням в воді.

Хромисті сталі феритного класу можна з успіхом використовувати при роботі в агресивних середовищах в інтервалі температур 100-350°C.

Недоліками хромистих сталей феритного класу є: схильність до росту зерна при нагріві; крихкість внаслідок виділення σ -фази; порівняно невисокі характеристики міцності та жароміцності; труднощі в забезпеченні зварюваності та корозійної стійкості зварних швів.

Аустенітні хромонікелеві сталі. Введення в сталь нікелю значно розширює γ -область, знижує температуру мартенситного перетворення і при концентрації 8% нікелю сталь з 18% хрому та 0,1% вуглецю стає

сталлю аустенітного класу. Мартенситна точка M_H при охолодженні для цих сталей знаходиться дещо нижче кімнатної температури, а мартенситна точка при деформації M_d вище. Положення M_H сталей типу 18-8 визначається співвідношенням хрому, вуглецю, нікелю та домішок в сталі та змінюється в широких межах від 0 до $(-180) \dots (-190)^\circ\text{C}$.

Основною перевагою сталей аустенітного класу є їх високі службові характеристики (міцність, пластичність, корозійна стійкість у більшості робочих середовищ) та гарна технологічність. Тому аустенітні корозійностійкі сталі знайшли широке застосування як конструкційний матеріал в різних галузях машинобудування.

В хромонікелевих аустенітних сталях промислових плавов можливі наступні фазові перетворення: 1) утворення карбідних, карбонітридних фаз та σ -фази при нагрівах в інтервалі $650-850^\circ\text{C}$; 2) розчинення цих фаз при нагріві до більш високих температур ($1100-1200^\circ\text{C}$); 3) утворення δ -фериту при високотемпературних нагрівах; 4) утворення α - та ϵ -мартенситних фаз при охолодженні та пластичній деформації.

Виділення карбонітридних фаз здійснюється переважно по межах зерен, що знижує пластичність сталей та їх опір МКК. При утворенні σ -фази сталі різко стають крихкими. Присутність в структурі сталі δ -фериту негативно впливає на її технологічність, особливо при гарячій обробці тиском. Тому в сталях, які піддаються обробці тиском, при підвищених температурах кількість δ -фериту строго лімітується.

Метою термічного оброблення є отримання аустенітної структури, зняття внутрішніх напруг, усунування схильності до МКК, яка виникає при зварюванні, гарячій обробці тиском чи інших технологічних операціях. Термічна обробка включає до себе загартування без поліморфного перетворення чи стабілізуючий відпал.

Хромомарганцевонікелеві та хромомарганцеві сталі. Марганець, як і нікель, є аустенітоутворюючим елементом, однак, він здійснює менш сильний вплив на стабілізацію аустеніту. Аустенітну структуру в хромомарганцевих сталях можна отримати тільки при вмісті марганцю більше 15% та при вмісті хрому менше 15%. При інших співвідношеннях легуючих елементів структура сталей стає двофазною (аустеніт+ферит чи мартенсит та σ -фаза). Тому при заміні нікелю марганцем необхідно знижувати вміст хрому чи замінити нікель частково, або додатково легувати сталі таким сильним аустенітоутворюючим елементом, як азот. Корозійна стійкість хромомарганцевих та хромомарганцевонікелевих сталей в багатьох агресивних середовищах достатньо висока, однак в середовищах високої агресивності (наприклад, азотна кислота, середовища з галогенами, сульфатами, сульфідами) марганець здійснює негативний вплив на опір корозії. Тому корозійностійкі хромомарганцеві сталі треба використовувати тільки після ретельних випробувань на корозійну стійкість в робочому середовищі. Термічна обробка цих сталей заключається в загартуванні від 1000-1100°C з метою забезпечення аустенітної структури, зняття попереднього нагартування та усунення схильності до МКК.

Хромомарганцеві та хромомарганцевонікелеві сталі використовують як замітники хромонікелевих сталей в середовищах середньої агресивності, їх використовують в широких діапазонах температур. Склад та механічні властивості деяких феритних та аустенітних сталей наведені в таблиці 8.2

Аустеніто-феритні та аустеніто-мартенситні сталі. Перевага сталей цієї групи — підвищена межа текучості в порівнянні з аустенітними однофазними сталями, відсутність схильності до росту зерен при зберіганні двофазної структури, менший вміст гостродефіцитного нікелю та гарна зварюваність, менша схильність до МКК. Склад, режими термічної обробки та властивості деяких аустеніто-феритних сталей приведені в таблиці 8.3.

Таблиця 8.2 - Склад та механічні властивості феритних та аустенітних корозійностійких сталей

Марка сталі	Вміст основних легуючих елементів, %				Режим термічної обробки	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ	γ
	C	Cr	Ni	інші		МПа		%	
сталі феритного класу									
12X17	<0,12	16-18	-	-	нормалізація 800°C	520	360	30	74
08X18T1	<0,08	16-19	-	(0.6-1)Ti	нормалізація 850°C	510	340	36	78
15X25T	<0,15	24-27	-	(0.5-0.9)Ti	відпал 750-780°C	540	-	40	70
сталі аустенітного класу									
12X18H9	<0,12	17-19	8-10	-	загартування 1000°C	540	260	40	60
10X17H13M3T	<0,10	16-18	12-14	(0.5-0,7)Ti	загартування 1050- 1080°C	580	280	40	60
10X14Г14Н4Т	<0,1	13-15	2,8-4,5	(0.5-0,6)Ti (13-15)Mn	загартування 1050°C	620	280	45	60
10X14АГ15	<0,1	13-15	-	(14-16)Mn (0.15-0.25)N	загартування 1000°C	750	300	45	55
06ХН28МДТ	<0,06	22-25	26-29	(0.5-0.9)Ti (2.5-3.0)Mo (2.5-3.5)Cu	загартування 1050- 1080°C	650	280	45	55

Таблиця 8.3 - Склад та механічні властивості аустеніто-феритних та аустеніто-мартенситних корозійностійких сталей

Марка сталі	Вміст основних елементів, %				Режим термічної обробки	σ_B	σ_T	δ	γ
	C	Cr	Ni	інші		МПа		%	
аустеніто-феритні сталі									
08X22H6T	<0,08	21-23	5,3-6,3	(0,5-0,65)Ti	гартування 1050°C деформація 35%	680 1350	419 1200	38 8	45 -
08X21H6M2T	<0,08	20-22	5,5-6,5	(1,8-2,5)Mo (0,2-0,4)Ti	гартування 1050°C	720	440	50	55
08X18Г8Н2Т	<0,08	17-19	1,8-2,8	(0,2-0,5)Ti (7,9-9,0)Mn	гартування 1000°C	880	470	29	45
аустеніто-мартенситні сталі									
07X16H6	0,05-0,09	15,5-17,5	5,0-8,0	-	гартування 1000°C. Обробка холодом - 70°C, 2 години. Відпуск 350°C	1100	900	20	67
09X15H9Ю	<0,09	14-16	7,0-9,4	(0,7-1,3)Al	гартування 1000°C Обробка холодом - 70°C, 2 години. Старіння 450°C, 1 година.	1250	1000	20	56
08X17H5M3	0,06-0,1	16-17,5	4,5-5,5	(3-3.5)Mo	нормалізація 950°C. Обробка холодом - 70°C, 2 години. Старіння 450°C, 1 година. Деформація 70%.	1200 1300	850 1200	20 5	50 -

Аустеніто-феритні сталі знаходять широке застосування в різних галузях сучасної техніки, особливо в хімічному машинобудуванні, суднобудуванні, авіації.

Принципова відміна сталей аустеніто-феритного класу складається з того, що завдяки більш високому вмісту в них хрому аустеніт стає більш стійким по відношенню до мартенситного перетворення, хоча повністю виключити можливість утворення мартенситу в цих сталях не завжди вдається.

Аустеніто-феритні сталі складні по хімічному складу та можуть мати в структурі різні співвідношення аустенітної та феритної фаз. Температуру загартування таких сталей вибирають в залежності від складу та призначення деталі: вона, як правило, складає 900-1100°C. Сталі, які призначені для зварних деталей, піддають відпуску для зняття напруг.

Аустеніто-мартенситні сталі. Велика потреба нових галузей сучасної техніки в корозійностійких сталях підвищеної міцності та технологічності привели до розроблення сталей аустеніто-мартенситного (перехідного) класу. Структура цих сталей після загартування представляє собою нестійкий (метастабільний) аустеніт, який може перетерплювати мартенситне $\gamma \rightarrow \alpha_M$ перетворення в результаті оброблення холодом чи пластичної деформації нижче M_d .

Властивості визначаються співвідношенням кількості аустеніту та мартенситу в структурі.

В аустеніто-мартенситних сталях може утворюватись деяка кількість δ -фериту, його присутність в структурі обмежується через можливість покрихчення мартенситу при температурах 400-500°C. Для цього в сталі вводять такі елементи, як алюміній, мідь, титан. В цьому випадку в сталях можливе виділення інтерметалідної фази NiAl, яка когерентна з ОЦК-матрицею, та NiTi чи Ni(Al, Ti), які також мають ОЦК структуру, при введенні міді утворюються комплекси, дуже збагачені міддю. Оптимальне

співвідношення міцності та пластичності забезпечує легування молібденом та алюмінієм.

Корозійна стійкість сталей різних класів наведена в таблиці 7.4. Аналіз таблиці 8.4 свідчить, що максимальною корозійною стійкістю характеризуються сталі аустенітного та аустеніто-феритного класів.

Таблиця 8.4 - Корозійна стійкість сталей різних класів

Марка сталі	Корозійна стійкість сталей (бал) при 20°C в середовищах:						
	1% HNO ₃	10% HNO ₃	1% H ₂ SO ₄	20% HCl	морська вода	10% винна к-та	10% C ₃ H ₆ O ₃
нелеговані сталі							
Ст3	10	10	10	10	8	-	9
09Г2С	10	10	10	10	8	-	9
корозійностійкі сталі мартенсито-феритного класу							
08Х13	3	<5	8	10	4	7	8
12Х13	3	<5	8	10	4	7	8
корозійностійкі сталі феритного класу							
12Х17	<3	4	7	10	4	6	7
08Х18Т1	<3	4	7	10	4	6	7
15Х25Т	<2	<4	6	10	2	6	6
корозійностійкі сталі аустенітного класу							
12Х18Н10Т	3	3	4	8	3	3	3
10Х17Н13М3Т	3	3	3	7	2	2	2
06ХН28МДТ	-	-	1	6	1	2	2
корозійностійкі сталі аустеніто-феритного класу							
08Х22Н5Т	<3	2	3	9	-	3	3
08Х21Н6М2Т	3	3	2	8	3	2	2

8.2 Теплостійкі, жаростійкі і жароміцні сталі і сплави

В таблиці 8.5 наведені хімічний склад, марки та класифікація за структурою цих сталей і сплавів. Перлітні теплостійкі сталі рекомендуються для використання, головним чином, в енергетичній, нафтовій і хімічній промисловості: сталь 12Х1МФ – для труб пароперегрівачів і парових котлів високого тиску, які працюють при температурах 540-560°C тривалий час, сталь 25Х1МФ – для болтів і кріпильного обладнання таких котлів; сталь 20Х3МВФ – для роторів, дисків і інших деталей турбін. Подібні сталі мають відносно низький опір корозії.

Жаростійка сталь мартенситного класу 4Х9С2 (сильхром), яка гартується на повітрі, гарно опирається газовій корозії і дії ударних запруг, призначається для вихлопних клапанів двигунів і може тривало працювати при температурах 550-600°C. Феритні сталі марок 0Х17Т і Х25Т у відпаленому стані гарно штамнуються, використовуються для хімічної апаратури (теплообмінники, трубопроводи), відрізняються гарною жаростійкістю відповідно до 900°C і 1100°C і опором до дії сірчистих газів, однак їх жароміцність невелика. При температурах від 400 до 600°C при дії напруг в структурі цих сталей виділяється крихка і тверда σ -фаза (рисунок 8.3), яка викликає зниження ударної в'язкості і передчасне крихке руйнування деталей. З таким явищем в хромистих сталях феритного класу борються добавками титану, а в хромонікелевих сталях – добавками рідкоземельних елементів.

Для багатьох деталей, наприклад, камер згоряння газових турбін і реактивних двигунів, з успіхом використовується аустенітна хромонікелева сталь Х18Н9Т (табл. 8.5). Аустенітні сталі широко використовують для служби при високих температурах (в табл. 8.5 вказані деякі з них).

Таблиця 8.5 – Сталі і сплави для роботи при підвищених температурах і високих температурах

Клас сталі	Марка сталі або сплаву	Хімічний склад, %				Інші елементи
		C	Cr	Ni	Fe	
Перлітний	12X1МФ	0,12	До 1,2	-	Основа	0,3Mo; 0.22W
	25X1МФ	0,25	1,6	-	—"—	0,3Mo; 0.2V
	20X3МВФ	0,20	3	-	—"—	0.45Mo; 0.4W; 0.7V; 2.5Si
Мартенситний	4X9C2 (X9C2, ECX8)	0,4	9	-	—"—	2.5Si
Мартенсито-феритний	1X12B2МФ	0,1-0,17	11-13	-	—"—	1.7-2.2W; 0.6-0.9Mo; 0.15-0.3V
Феритний	0X17T	До 0,08	17	-	—"—	(5.C-0.8)Ti
	X25T	До 0,15	25	-	—"—	(5.C-0.8)Ti
Аустенітний	X18H12T	До 0,12	18	12	—"—	[(C-0.02).5-0.7]Ti
	1X14H18B2Б	0,1	14	19	—"—	2.4W; 1.1Nb
	4X14H14B2М (EI69)	0,4	14	14	—"—	2.4W; 0.3Mo
	4X15H7Г7Ф2МС	0,4	15	7	—"—	7Mn; 1.7V; 0.8Mo; 1.0Si
Сплави на Fe-Ni основі	XH35BTP	До 0,1	15	36	—"—	5W; 1.3Ti; 0.005B; 0.025Ce
Сплави на Ni основі	XH65BMTЮ (EI445P)	До 0,08	18	Основа	До 4	5W; 5Mo; 2.5Ti; 1.2Al; 0.01B; 0.01Ce
	XH77TЮP (EI437P)	До 0,06	20	Основа	До 4	2.5Ti; 0.75Al; 0.01B; 0.01Ce
	XH70BMTЮ	0,13	15	Основа	До 3	5W; 4Mo; 2Al; 1.2Ti; 0.01B
Mo+0.5Ti	-	0,02	-	-	-	99.5Mo; 0.5Ti



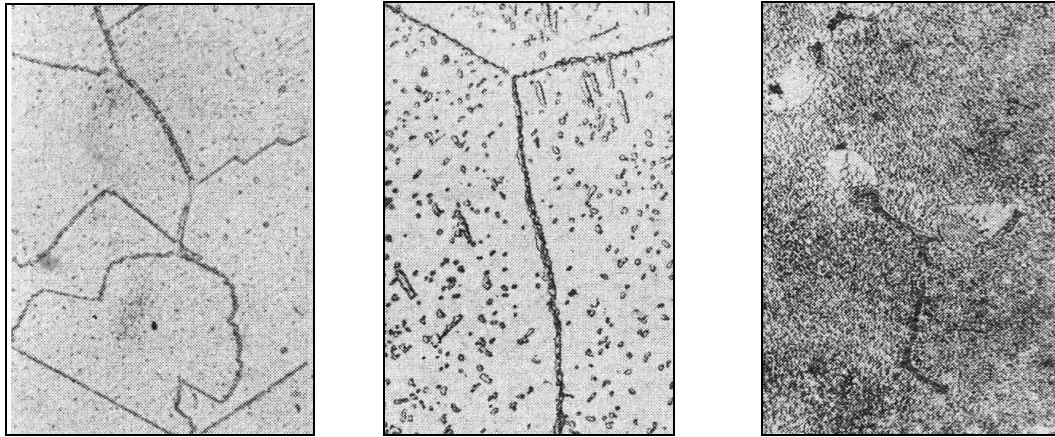
Рисунок 8.3 – σ -фаза в структурі жароміцної сталі

Складнолегована хромонікелева сталь 1X14H18B2Б (EI695) використовується для труб пароперегрівачів і трубопроводів особливо високого тиску, які працюють при температурах до 700°C; сталь 4X14H14B2М (EI69) – для клапанів двигунів і поковок, що працюють при температурах до 650°C; сталь X18H12Т – для труб і двигунів вихлопних систем, що працюють при температурах 600°C досить тривалий термін, а сталь 4X15H7Г7Ф2МС – для лопаток авіаційних газових турбін до температур 650°C; її структура складається з аустеніту і карбідів (рисунок 8.4, а). Кращий опір повзучості демонструє сталь, в якій повільніше проходить процес зміни структури.

Для важких умов роботи (при 750°C) для товстолистових деталей газових турбін рекомендується використовувати залізо нікелевий сплав ХН35ВТР зі структурою твердого розчину з інтерметалідами (рис. 8.4, б).

Для найбільш важких умов роботи (до 800°C) використовують сплави на нікелевій основі з інтерметалідами типу «німонік», наприклад, EI437Р, ХН70ВМТЮ, ХН65МВТЮ, які відрізняються ще більшою жароміцністю і жаростійкістю. Їх використовують для відповідальних

деталей газових турбін і реактивних двигунів, наприклад, лопаток, що працюють при високих температурах і швидкостях і піддаються сильній газовій корозії.



а

б

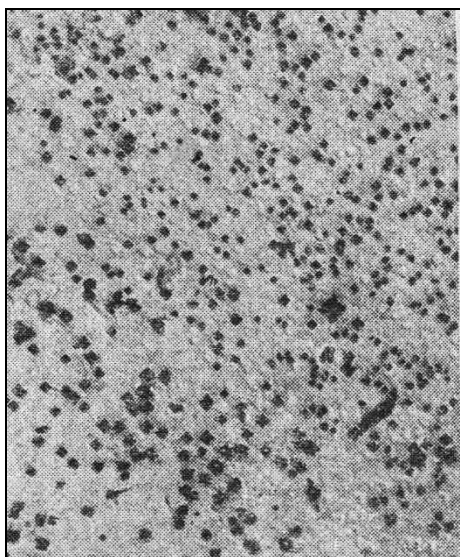
в

а – аустеніт і карбіди; б – аустеніт і інтерметаліди; в – без термічної обробки

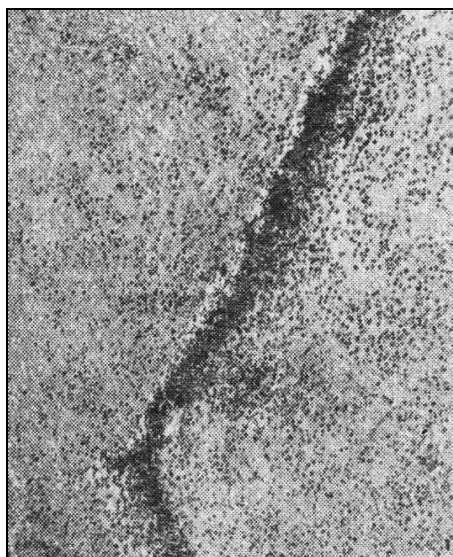
Рисунок 8.4 – Структура жароміцних сталей; х500

При звичайних збільшеннях на оптичному мікроскопі в мікроструктурі цих сплавів інтерметаліди і карбіди спостерігаються тільки на границях зерен, а в середині зерен, де вони присутні у вигляді найдрібніших часточок, розрізняються тільки під електронним мікроскопом. Наприклад, електронна мікроскопія сплаву типу «німонік» після відпалу при 1100°C з повільним охолодженням зі швидкістю 20°C/год під виявляє (рис.8.5, а) світлу основу з γ -фази (твердий розчин хрому в нікелі) і темні, квадратної форми частки – зміцнюючу γ' -фазу, тобто $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$.

Після нагріву до 1100°C і охолодження зі швидкістю 160°C/год (або на повітрі) і старіння при 700°C впродовж 16 годин структура цього ж сплаву складається також з γ -фази, але темні частки зміцнюючої γ' -фази стають дуже дрібними, по границях зерен спостерігаються їх скопичення (рис.8.5, б).



а



б

Рисунок 8.5 – Структура жароміцного сплаву типу «німонік», х6500

8.2.1 Жаростійкі сталі

Більшість матеріалів і сплавів при високих температурах, у тому або іншому ступені вступають у реакцію з навколишнім газовим або пароподібним середовищем, у результаті чого відбувається газова корозія.

Ці процеси залежать від наступних чинників: температури і складу газового середовища, складу металу.

Спроможність металу чинити опір окислюванню в газовому середовищі при високих температурах називається жаростійкістю або окалиностійкістю.

З підвищенням температури швидкість окислювання металу зростає, але по мірі утворення поверхневих плівок, процес корозії може сповільнитися. Щоб окисна плівка мала захисні властивості, вона повинна бути суцільною, що можливо за умови, якщо об'єм металу, витраченого на її створення, буде менше об'єму окислу, який утворився. Однак, якщо плівка крихка, то легко утворюються тріщини. Особливо багато тріщин

виникає, якщо питомий об'єм окислу значно перевищує питомий об'єм основного металу.

У вольфраму й молібдену питомий об'єм окислу перевищує об'єм металу більше ніж у три рази, тому окисні плівки цих металів навіть при дуже невеликій їх товщині розтріскуються й відшаровуються від металу, відкриваючи доступ кисню до його поверхні. Ці метали інтенсивно окислюються при температурі вище 500°C .

Метали: залізо, мідь, хром, алюміній і ряд інших дають захисні окисні плівки з відносно невеликим об'ємом і тому ріст плівки у цих металів, в основному, визначається швидкістю дифузії металу та кисню через плівку. Іонний радіус кисню ($1,32 \text{ \AA}$) значно більше іонних радіусів металу, стовщення газових плівок при газовій корозії, в основному, відбувається внаслідок дифузії іонів металу до межі поділу метал-газ, де і протікає реакція окислювання. Гарні захисні плівки дають кремній, алюміній, хром, погані — залізо. Вплив температури на жаростійкість заліза показано на рисунку 8.6.

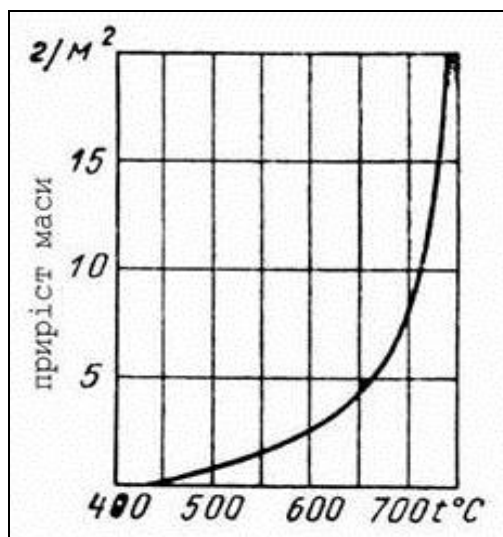


Рисунок 8.6 – Вплив температури на жаростійкість заліза

Тому, для підвищення жаростійкості залізо легують кремнієм, алюмінієм, хромом. Найкращі результати дає легування заліза хромом. Вплив хрому на жаростійкість заліза показаний на рисунку 8.7. Для

поліпшення жаростійкості сталі додатково легують алюмінієм і кремнієм (менше 4%). Чим більше хрому (кремнію, алюмінію) в сталі, тим вище її жаростійкість. Вплив хрому, нікелю та кремнію на жаростійкість сталей показаний на рисунку 8.8.

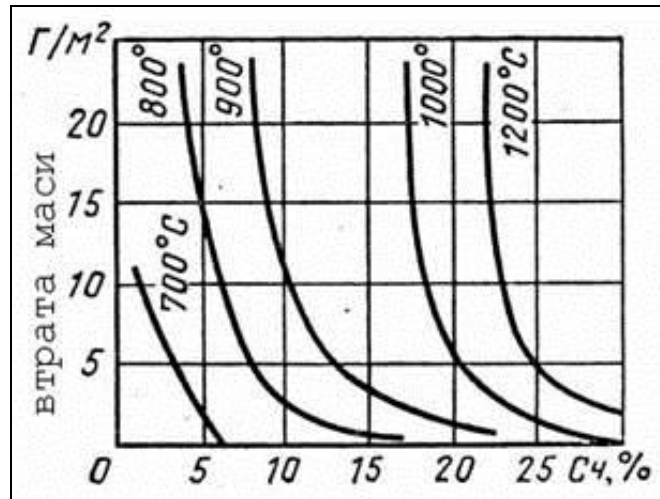
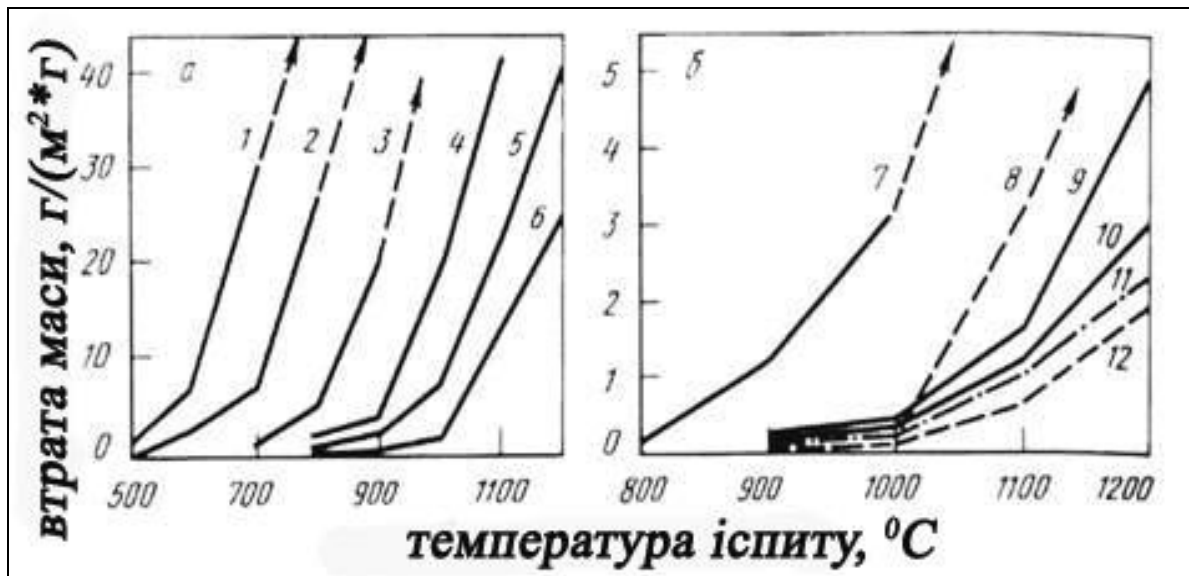


Рисунок 8.7 – Вплив хрому на жаростійкість заліза



1 - вуглецева сталь; 2 - 5% Cr; 3 - 13% Cr; 4 - 17% Cr ; 5 - 25% Cr; 6 - 30% Cr; 7 - 18% Cr+1% Si; 8 - 18% Cr+40% Ni+1% Si; 9 - 25% Cr+20% Ni+1% Si; 10 25% Cr+20% Ni+2,5% Si; 11 - 30% Cr; 12 - ніхром 80-20

Рисунок 8.8 – Вплив хрому (а), нікелю та кремнію (б) на жаростійкість сталей

Сталі, леговані хромом і кремнієм називають **сітьхромами**, хромом і алюмінієм — **хромалями**, хромом-кремнієм-алюмінієм — **сітьхромалями**.

Сталі 40X9C2 і 10X13CЮ придатні для виробництва клапанів двигунів внутрішнього горіння та пічного устаткування. Сталь 08X17T феритного класу використовують для виготовлення теплообмінників, 36X18H25C2 аустенітного класу придатна для виготовлення соплових апаратів.

Феритні хромисті і хромоалюмінієві сталі. До цієї групи сталей віднесені високохромисті сталі на основі 13-28% хрому, які при достатньо низькому вмісті вуглецю або легування їх феритоутворюючими елементами мають однофазну феритну структуру. Ці сталі використовують для виготовлення теплообмінників, деталей апаратури хімічного виробництва, пічного обладнання і інших деталей, які не зазнають значних навантажень і працюють при високих температурах тривалий час.

Хромоалюмінієві сталі, головним чином, використовують у вигляді штаби і проволочи, які використовують в якості нагрівальних елементів побутових пристроїв, печей, реостатів і окалиностійких труб і арматури. Вони мають високий омичний опір у широких інтервалах температур. Для збереження в сталях однофазної феритної структури необхідно досить строго дотримуватися співвідношення аустенітоутворюючих і феритоутворюючих елементів. Щоб визначити межу мінімального вмісту хрому в цих сталях, можна використовувати наступну формулу (за Ф.Ф. Химушиним):

$$Cr_{EKB} = \% Cr + 4\% Si - 22\% C - 0,5\% Mn - 1,5\% Ni - 30\% N \quad (8.1)$$

Чим вищим є вміст хрому⁴, алюмінію і кремнію в сталях, тим більшими будуть температури, при яких вони зберігають експлуатаційні властивості, що від них вимагаються.

Легування сталей цього типу переслідує ціль підвищити жаростійкість шляхом введення таких легуючих елементів, як алюміній і кремній, а також зв'язати вуглець в спеціальні карбіди такими елементами, як титан, ніобій, молібден, цирконій, що перешкоджає збідненню твердого розчину хромом, запобігає надмірному росту зерна при нагріві. Ефективність дії карбідоутворюючих елементів проявляється тоді, коли весь вуглець зв'язується у спеціальні карбіди. Так, в сталі типу X17 при вмісті вуглецю 0,1% потребується 0,5-0,6% Ti або 1,0-1,2% Nb, тобто співвідношення $Ti/C=5\div6$, а $Nb/C=10\div12$.

При введенні кремнію у високохромисті жаростійкі сталі різко зростає схильність до росту зерна; кремній покращує їх ливарні властивості і зварюваність, підвищує жаростійкість, особливо в середовищах з підвищеним вмістом сірки.

Сталі феритного класу мають невисоку міцність і жароміцність, високу пластичність і задовільні технологічні властивості. Механічні властивості і режими термічної обробки основних промислових марок феритних сталей наведені в таблиці 8.6.

Вироби з хромоалюмінієвих сталей (вміст алюмінію від 3,5 до 5,8%) стійкі в атмосфері повітря, в середовищі інертних газів, але сильно втрачають працездатність у відновлюючих середовищах, які містять оксид вуглецю, пари води, а також в середовищах, що містять хлор. При тривалій роботі в середовищах, що містять азот, утворюються нітриди алюмінію, які є стійкими до високих температур і не здійснюють шкідливого впливу на властивості сталей.

Таблиця 8.6 – Окалиностійкість і механічні властивості деяких жаростійких сталей феритного класу

Марка сталі	Режим термічної обробки, °С	t _{ОК} , °С	t _{ВИРП} , °С	σ _В , МПа	δ, %	ψ, %
08X17T (EI645)	Нормалізація, 760-780	950-1000	20	500	20	50
			400	370	21	65
			600	220	34	-
12X17	Нормалізація, 760-780	900-950	20	520	28	70
			600	200	60	-
			700	85	68	97
			900	25	60	98
15X25T	Нормалізація, 760-780	1150	20	450	20	45
			700	77	48	93
			800	26	104	99
			1000	11	148	99
			1100	8	139	99
15X28	Нормалізація, 780-800	1250	20	520	30	45
			600	140	62	-
			800	30	104	-
			1000	10	148	-
			1100	9	140	-
1X13Ю4	Відпал, 720-740	1200	20	580	23	48
05X23Ю5	Відпал, 760-780	1260	20	820	16	52
05X27Ю5	Відпал, 760	1300	20	620	-	-
			1000	70	8	-

Хромисті і хромоалюмінієві сталі мають великий недолік: вони можуть покрихчуватися в процесах технологічних нагрівів і тривалих витримок при підвищених температурах під час експлуатації (рисунк 8.9).

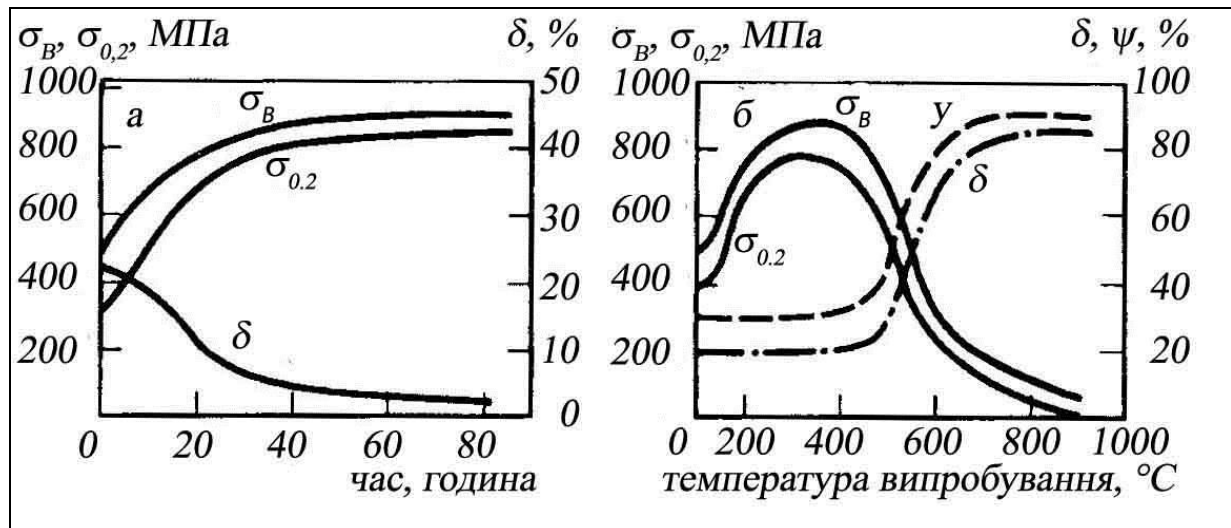


Рисунок 8.9 – Вплив тривалої витримки при 475°C (а) і температури випробування (б) на механічні властивості сталі 15Х27

В них можлива крихкість при витримках при температурах 450-500°C («крихкість 475°C»), крихкість при 600-800°C (в зв'язку з утворенням σ -фази) і крихкість внаслідок утворення надмірно крупних зерен, наприклад, при зварюванні.

Крихкість хромистих феритних сталей складно, а під час і неможливо усунути наступною обробкою, що звужує можливості їх практичного використання і накладає певні обмеження на технологічні операції. Так, ковку і прокатку феритних сталей слід проводити при температурах нижче 1150°C і закінчувати при як можна більш низьких температурах, щоб отримати дрібне зерно. Усі операції вигинання, правки необхідно проводити у підігрітому до 150-200°C стані, особливо при роботі з холоднокатаними напівфабрикатами.

Мартенситні хромонікелеві сталі. Жаростійкі сталі, що містять підвищену кількість вуглецю (до 0,5-0,8%) і леговані сумісно хромом і кремнієм, мають після гартування або нормалізації мартенситну структуру

і називаються, як правило, сильхроми. Вони мають гарний опір газовій корозії в продуктах згоряння різних видів палива і високою зносостійкістю при терті і ударних навантаженнях.

Сталі 15X6CЮ (0,15% C, 1,2-1,8% Si, 5,5-7,0% Cr, 0,7-1,1% Al) і 40X9C2 (0,35-0,45% C, 2,0-3,0% Si, 8,0-10,0% Cr) відпалюють при 850-870°C.

Сталь 40X10C2M (0,35-0,45% C, 1,9-2,6% Si, 9,0-10,5% Cr, 0,77-0,9% Mo) піддають гартуванню з температур 1100°C і відпуску при 740°C.

Сталь 70X20H2C2XB (0,8% C, 2,0% Si, 21,0% Cr, 1,5% Ni) піддають гартуванню з 1100°C і старінню при 780-800°C.

Головне призначення сталей цієї групи – клапани автомобільних, тракторних і авіаційних двигунів середньої потужності. До клапанних сталей пред'являється ряд специфічних вимог: збереження високої твердості і міцності при робочих температурах (до 700°C), гарний опір дії зміни тепла і втомлення, високий опір газовій корозії і продуктах згоряння рідкого палива.

Окрім того, сильхроми використовують в якості жаростійких сплавів для виготовлення регуляторів, теплообмінників і колосникових штабетів в котельному та хімічному машинобудуванні.

Властивості сильхромів, які від них вимагаються користувачами, як правило, досягаються сумісним введенням хрому (6-14%) і кремнію (13-15%), які дозволяють отримати високий опір газовій корозії, а підвищений вміст вуглецю забезпечує можливість гартування цих сталей і отримання високих значень твердості і зносостійкості. Введення молібдену підвищують жароміцність і перешкоджають розвитку відпускнуї крихкості сталей. В сталі, що містять багато хрому (наприклад, 21-23%), вводять ще більше вуглецю або нікель для розширення γ -області, і, отже, можливості проведення гартування на мартенсит.

Присутність в сильхромах великої кількості хрому, кремнію і вуглецю істотно підвищує критичні точки сталей. Так, критичні точки сталі 40X9C2 $A_{C1}=900^{\circ}\text{C}$, $A_{C3}=970^{\circ}\text{C}$, $A_{r1}=810^{\circ}\text{C}$, $A_{r3}=870^{\circ}\text{C}$.

Більшість сучасних сильхромів оброблюють на мартенситну структуру (твердість після гартування HRC 50-56), для цього їх гартують від температур 1000-1050°C. При нагріванні до більш високих температур у цих сталей різко проявляється схильність до росту зерна, що може привести до крихкості, яка пов'язана з грубозернистою структурою і нафталіністим зломом. Такий вид крихкості, як правило, вдається усунути повторною обробкою (фазовою перекристалізацією).

Сильхроми також підвернені відпускній крихкості при повільному охолодженні після відпуску від 700-800°C, причому процес покрихчення розвивається в інтервалі 500-600°C. Цієї крихкості можна уникнути з допомогою швидкого охолодження (в олії або воді) або шляхом легування сталі молібденом.

Таким чином, термічна обробка сильхромів частіше усього складається з гартування на мартенсит і високого відпуску. Для кожної сталі можна точно встановити температурний інтервал нагрівання під гартування. Перегрів може викликати значне зростання зерна і нафталіністий злам, а недогрів (тобто неповне гартування) – утворення двофазної структури, яка складається з хромистого фериту і мартенситу, що різко знижують пластичність і жароміцність сталей. Температура відпуску залежить від умов роботи виробу і необхідної твердості сталі.

Схильність сильхромів до різних видів крихкості накладає відбиток і на технологію їх гарячої обробки тиском. Штамповка цих сплавів може проводитися як в γ -області (1050°C), так і в α -стані (нижче 930°C), але бажаніше проводити деформацію при знижених температурах.

Жароміцні властивості сильхромів є досить високими до 600°C, а при більш високих температурах вони різко знижуються.

У даному розділі також доцільним буде розглянути і деякі інші клапанні сталі. У першу чергу це відноситься до сталей типу 40X23H4M3C. Сталі цього типу містять невелику кількість кремнію (~1%), але мають великий вміст хрому (22-24 %), підвищений вміст молібдену (2,5-3,3 %) і нікелю (4-6 %). Після гартування від температур 1050-1150°C в структурі сталей утворюється приблизно рівна кількість δ -фериту і аустеніту і деяка кількість (3-5 %) карбідної фази, в основному, типу $(Fe, Cr)_{23}C_6$. Потім ці сталі піддають старінню при температурі 780-800°C, в процесі якого виділяється значна кількість σ -фази і різко підвищується твердість сталей.

Цікаво відмітити, що сталі цього типу представляють виключний випадок використання зміцнення, яке виникає при утворенні σ -фази, для забезпечення тих експлуатаційних властивостей, які від них вимагаються, збереження високої твердості, зносостійкості і опору термічному втомленню при температурах до 800-850°C, що пояснює широке використання сталей цього типу для виготовлення клапанів автомобільних і авіаційних двигунів.

В інтервалі 650-950°C існує пряма залежність між твердістю і кількістю σ -фази в структурі сталі (рисунок 8.10). Встановлено, що σ -фаза утворюється, в основному, з δ -фериту, причому при 800°C – температурі максимальної швидкості утворення σ -фази – за 150 годин реалізується майже повне перетворення $\delta \Leftrightarrow \sigma + \gamma$ і в структурі може бути присутнім більше ніж 30% σ -фази. При утворенні σ -фази (яка збагачена хромом, молібденом, кремнієм) в δ -фериті утворюються зони зі зниженою концентрацією феритоутворюючих елементів, що призводить до $\delta \Leftrightarrow \gamma$ -перетворення. Таким чином, термічна обробка цих сталей складається з гартування від температур приблизно 1100°C і старіння при 780°C впродовж 15-20 годин. Після такої обробки сталі набувають високої

твердості (HRC до 48-52), яка зберігається до температур приблизно 800°C на більш високому рівні, ніж в клапанних сталях інших марок.

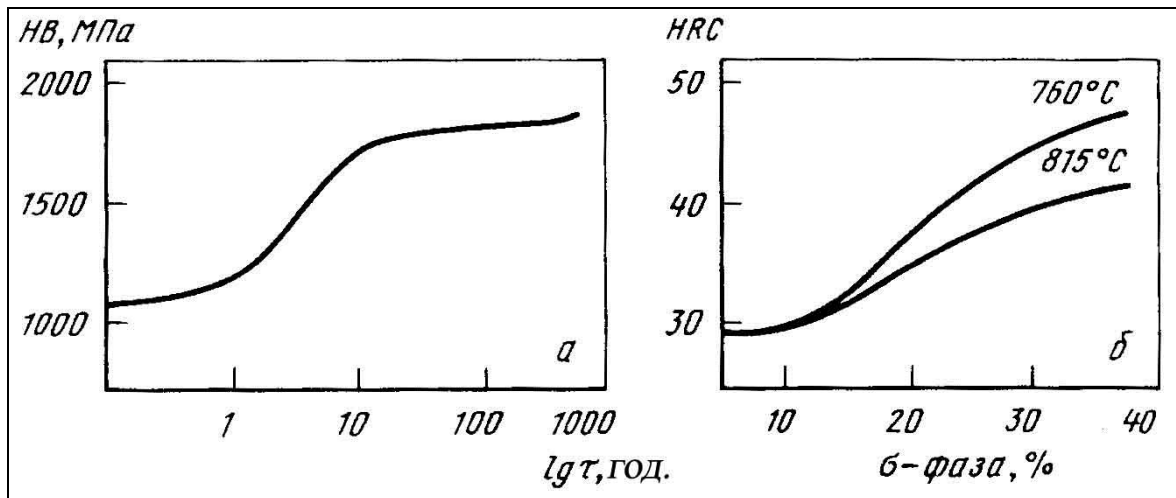


Рисунок 8.10 – Зміна гарячої твердості HB після ізотермічної витримки при 760°C (а) і залежність HRC від кількості σ-фази (б) і сталі 40X23H4M3C (за Р. Могфордом, Ф. Боллом, Р. Брауном)

Недоліком цих сталей є їх низька ударна в'язкість в порівнянні з другими сильхромами і вузькі температурні інтервали при гарячій обробці: при перегріві сталей знижується їх здатність до зміцнення, а при недогріві можуть утворюватися тріщини і підвищитися крихкість.

Аустенітні сталі і сплави. В якості жаростійких сталей аустенітного класу головним чином використовують сталі на хромонікелевій основі. Ці сталі не мають великих переваг по жаростійкості перед високохромистими сталями феритного класу, але вигідно відрізняються від них за рівнем механічних властивостей, у тому числі жароміцних, технологічності (здатності до глибокої витяжки, штамповки, зварюваності), вони також менш схильні до покрихчення після тривалої витримки при високих температурах.

Недоліком сталей цього класу є їх порівняно висока вартість, використання у великих кількостях дефіцитного нікелю. Низькі теплопровідність і опір газовій корозії у середовищах, що містять сірку.

Універсальні аустенітні сталі типу 18-8, у тому числі 08X18H9T, 12X18H9, 12X18H9T, використовують в якості жаростійкого матеріалу для вихлопних систем, труб, листових і сортових деталей при температурах 600-800°C і невисоких навантаженнях.

Підвищення жаростійкості аустенітних сталей досягається збільшенням вмісту в них хрому, нікелю, а також додатковим легуванням кремнієм.

Підвищення вмісту таких феритоутворюючих елементів, як хром і кремній, вимагають для збереження аустенітної структури значно збільшувати вміст нікелю. Так в сталях з 22-25% Cr повинно міститися не менше 17-20% нікелю при вмісті вуглецю 0,1-0,2% (наприклад, сталь 10X23H18). При збільшенні вмісту хрому до 24-27% і введенні 2-3% кремнію необхідно мати в сталі 19-21% нікелю (сталь типу 20X25H20C2). Треба відзначити, що ці сталі більш схильні до утворення σ -фази в інтервалі 600-800°C.

В якості жаростійких матеріалів для роботи в навуглекуючих середовищах до 1100°C (наприклад, пічні контейнери і арматура) використовують сталі з підвищеним вмістом вуглецю (сталь 36X18H25C2). Іноді для стабілізації аустенітної структури і для доповнення і часткової заміни нікелю вводять марганець (6-10%) і азот (0,3-0,4%), наприклад, в сталі 12X25H16Г7AP, 55X20Г9АН4. Термічна обробка аустенітних жаростійких сталей, яка правило, складається з гартування від температур 1000-1050°C.

В якості жаростійких сплавів підвищеної жароміцності, більш надійних і майже не схильних до покрихчення, які мають високі технологічні властивості, в авіаційній промисловості (камери згоряння, жарові труби) використовують залізонікелеві сплави з добавками молібдену (до 3,3%), вольфраму (до 3,5%), титану (до 1,2%), наприклад,

сплав ХН38ВТ (0,1% С, 21% Cr, 38% Ni, 3.0% W, 1% Ti) и сплав ХН28ВМБА (0,1% С, 21% Cr, 28% Ni, 5% W, 3% Mo, 1% Nb, 0,15% N).

В сплавах цього типу в інтервалі 350-550°C винайдено виникнення так званого К-стану, який супроводжується змінами мікроструктури, зростанням електроопору, теплоємності і твердості (рисунки 8.11).

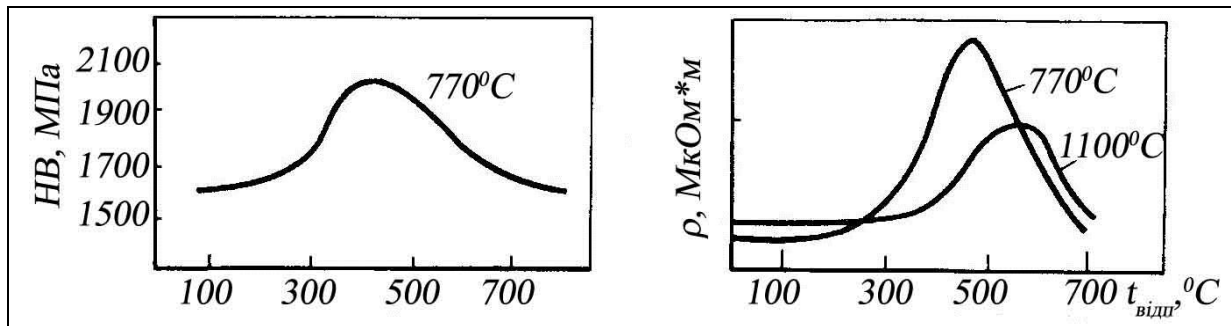


Рисунок 8.11 – Залежність питомого опору ρ и твердості HB сплаву Х20Н80 від температури відпуску після гартування з 770°C и 1100°C (за Б.Г. Лівшицем)

Вважається, що за своєю природою це перетворення протікає всередині твердого розчину і складається з локального впорядкування з утворенням стійких комплексів титану і хрому навколо нікелю (за Б.Г. Лівшицем). При більш високих температурах нагріву К-стан руйнується.

Позитивний вплив на тривалість і працездатність нікельхромових сплавів здійснює мікролегування їх лужноземельними і рідкоземельними металами (Са, Mg, Се, Th при вмісті до 0,1-0,3%). Їх вплив, як правило, пов'язують з рафінуючою дією на шкідливі домішки. Так, встановлено, що при введенні Са, Mg, Се сірка зв'язується у тугоплавкі сульфід.

Для відповідальних деталей (камер згоряння, жарових труб і др.) в газотурбобудуванні використовують сплав ХН60ВТ (EI868), який містить 25% Cr і 15% W, введення останнього значно підвищило жароміцність γ -твердого розчину без помітного зменшення пластичності і технологічності сплаву.

Певне розповсюдження, особливо за кордоном, отримав сплав на нікелевій основі, легований 15% Cr і 7% Fe, який виготовляють з використанням фероніхрому, що дозволяє економити дорогий металевий лом. Цей сплав (за американською технологією – інконель) має гарну технологічність, за властивостями є дуже близьким до ніхромів типу 80-20 і використовується після відпалу при температурах 760-980°C.

Термічна обробка цих сплавів, які можна віднести до сплавів з невисоким рівнем дисперсного зміцнення, як правило, складається з гартування від 1100-1200°C з охолодженням на повітрі. Дисперсне зміцнення їх реалізується в процесі експлуатації при робочих температурах 800-1000°C. сплави на залізонікелевій основі мають після гартування невисокі міцнісні властивості ($\sigma_B=550-700^\circ\text{C}$) і гарну пластичність ($\delta=45\%$).

Жаростійкі сплави на нікельхромовій основі (ніхроми) отримали значне розповсюдження в якості матеріалів для роботи при 800-1100°C, а при короткочасовій роботі до 1200°C. Ці сплави використовують для виготовлення деталей газових турбін, які не зазнають великих робочих навантажень і працюють при високих температурах (камери згоряння, жарові труби, нагрівальні елементи електричних печей і інших деталей).

Сплави представляють собою в основному твердий розчин хрому в нікелі з ГЦК ґраткою, яка слабо зміцнюється при термічній обробці, мають високу пластичність, високий електроопір і гарні технологічні властивості.

Вміст хрому в цих сплавах складає, як правило, 15-27%. В якості елементів, що додатково підвищують жаростійкість, використовується алюміній (до 3,5%). Введення алюмінію істотно підвищує жаростійкість і жароміцність, але знижує пластичність (особливо в інтервалі 700-800°C) і технологічність сплавів.

Легування сплавів цього типу також переслідує ціль дещо підвищити при кімнатній температурі жароміцні властивості, що досягається

введенням титану, молібдену, ніобію у невеликих кількостях, а також вольфраму. Вольфрам є сприятливим легуючим елементом, тому що він підвищує температуру солідусу і жароміцність сплавів майже не знижуючи їх жаростійкості. Введення цих елементів обумовлює утворення деякої кількості зміцнюючих інтерметалідних фаз.

8.2.2 Жаростійкі сплави

Жаростійкість промислових алюмінієвих сплавів, за винятком сплавів з магнієм — АМг3, АМг6, практично така ж висока, як і чистого алюмінію, тому що хімічна спорідненість до кисню алюмінію більша, ніж міді, цинку, кремнію, марганцю, що входять у ці сплави. Алюмінієві сплави типу АМг, що містять магній, поступаються чистому алюмінію, тому що в них магній утворює на зовнішній поверхні пухкий шар оксиду магнію.

Жаростійкість магнію вдається підвищити легуванням. Невеликі добавки берилію (0,02...0,5%) поліпшують жаростійкість і усувають самозаймання при технологічному обробленні. Сплави магнію з марганцем, цинком, алюмінієм більш жаростійкі, ніж магній.

Жаростійкість промислових сплавів на основі міді — латуней і бронз — вище жаростійкості чистої міді. Легуючі елементи в мідних сплавах — алюміній, цинк, олово, хром, марганець, берилій мають більшу хімічну спорідненість до кисню, ніж мідь, і при достатній їх кількості утворюють при нагріванні власні оксиди, які мають кращі захисні властивості, ніж оксид Cu_2O . Сплави міді з берилієм, алюмінієм, марганцем відрізняються високою жаростійкістю; їм дещо поступаються сплави з цинком, оловом, кремнієм.

Титанові сплави поглинають кисень більш активно, ніж йодидний титан, тому захисні оксиди на його поверхні не утворюються, і жаростійкість титану при легуванні не поліпшується ні для α -сплавів, ні для $(\alpha+\beta)$ -сплавів. Підвищити жаростійкість титану вдається лише застосуванням жаростійких покриттів.

Низька жаростійкість тугоплавких металів (молібдену, вольфраму, танталу, ніобію) створює великі труднощі при використанні їх у якості жароміцних матеріалів. Застосування вакууму і захисних середовищ при технологічному обробленні та експлуатації тугоплавких матеріалів викликає в деяких випадках великі технічні труднощі. Об'ємне легування тугоплавких матеріалів не приводить до підвищення жаростійкості, хоча для підвищення жароміцності воно може бути ефективним.

8.3. ЖАРОМІЦНІ МАТЕРІАЛИ

8.3.1 Загальні положення та визначення

Жароміцністю називається спроможність матеріалу тривалий час чинити опір деформуванню й руйнації при підвищених температурах.

Жароміцність важлива при виборі матеріалу, коли робочі температури деталей перевищують $0,3T_{пл}$. Багато деталей сучасних паросилових установок, металургійних печей, ракетного устаткування, двигунів внутрішнього горіння, газових турбін і інших машин нагріваються до високих температур і несуть великі навантаження. При високих температурах прискорюються дифузійні процеси, змінюється вихідна мікроструктура і механічні властивості матеріалу.

Нагрів послабляє міжатомні зв'язки, при високих температурах зменшуються модулі пружності, тимчасовий опір, межа текучості,

твердість. Чим нижче температура плавлення $T_{пл}$ основи сплаву, тим нижче виявляються його припустимі робочі температури.

При тривалому навантаженні при високих температурах подовження матеріалу визначається дифузійними процесами. Для цих умов характерні процеси повзучості й релаксації напруги.

Повзучість являє собою повільне наростання пластичної деформації під впливом напруг, менших межі текучості. Крива повзучості складається з трьох ділянок, кожна з яких відповідає визначеній стадії повзучості. Перша стадія так званої несталості повзучості, відрізняється поступовим згасанням швидкості деформації до визначеного постійного розміру. Друга стадія сталості повзучості характеризується постійною швидкістю деформації. На третій стадії швидкість деформації наростає до моменту руйнації. Третя стадія повзучості, як правило, нетривала і для деталей неприпустима, тому що в цьому випадку неминуха швидка руйнація (рисунок 8.12).

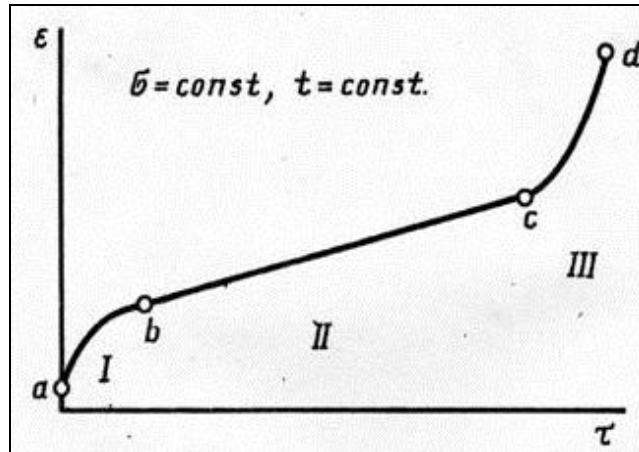
Відносний розвиток кожної стадії залежить від напруги та температури. При тій самій нарузі підвищення температури випробування скорочує тривалість другої стадії і прискорює руйнацію.

Аналогічно впливає підвищення напруги при незмінній температурі експерименту. Вплив температури на вигляд кривих повзучості показано на рисунку 8.13. Межа текучості, визначена при короткотермінових випробуваннях, не може бути критерієм жароміцності. Критеріями жароміцності є межа повзучості й межа тривалої міцності.

Межею повзучості називається напруга, під дією якої матеріал деформується на визначений розмір за визначений час при заданій температурі.

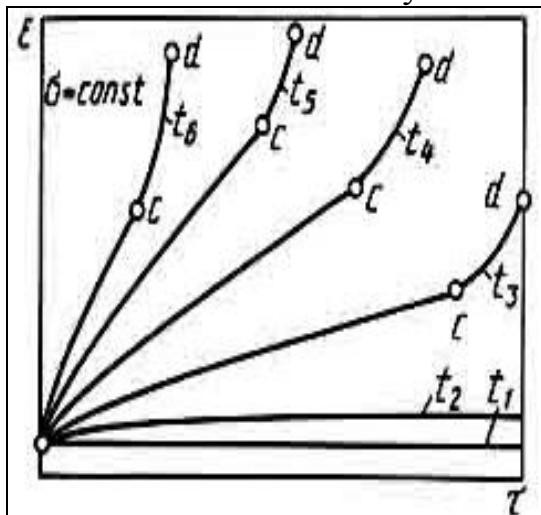
У позначенні межі повзучості вказують температуру, розмір деформації й час, за який вона виникає.

Наприклад, $\sigma_{1/100000}^{550} = 100 \text{ МПа}$ означає, що під дією напруги 100 МПа за 100000 год. при температурі 550°C в матеріалі з'явиться пластична деформація 1%.

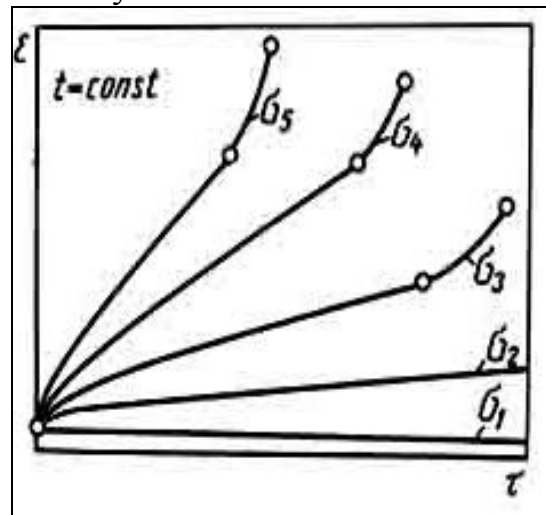


I — нестала стадія; II — стала стадія; III — стадія руйнації

Рисунок 8.12 – Крива повзучості



а



б

Рисунок 8.13 – Залежність повзучості від температури та напруги

Межею тривалої міцності називають напругу, яка викликає руйнацію матеріалу при заданій температурі за визначений час.

У позначенні межі тривалої міцності вказують температуру й час до руйнації.

Наприклад: $\sigma_{10000}^{550} = 100 \text{ МПа}$ означає, що при температурі 550°C матеріал витримає дію напруги 100 МПа протягом 10000 год. Межа

тривалої міцності характеризує розгартування матеріалу в процесі тривалого навантаження при високих температурах.

Більшість жароміцних матеріалів полікристалічні. В таких матеріалах деформація повзучості розвивається завдяки зернограничному ковзанню і дифузійному переносу, а також шляхом переміщення дислокацій у зернах.

Для забезпечення жароміцності потрібно обмежити рухливість дислокацій і сповільнити дифузію. Це досягається підвищенням міцності міжатомних зв'язків, створенням перешкод для переміщення дислокацій у середині зерен і на їх межах, збільшенням розмірів зерен.

Основний шлях підвищення жароміцності: створення в матеріалах грубозернистої структури з однорідним розподілом дрібних часток зміцнюючих фаз у середині зерен і на їх межах.

Додатковими заходами підвищення жароміцності служать: термомеханічна обробка, збільшення міжатомного зв'язку в сталях завдяки легуванню, створення анізотропної структури.

Основні групи жароміцних матеріалів. Жароміцні матеріали підрозділяють на чотири основні групи:

1. Перлітні, мартенситні та аустенітні жароміцні сталі використовуються при температурах 450...700°C. За масштабами застосування ці сталі займають головне місце. Нижче 450°C цілком придатні звичайні конструкційні сталі.

2. Жароміцні сплави на основі алюмінію, магнію, титану легше сталей, однак вони менш жароміцні і використовуються при наступних температурах: сплави алюмінію — до 300...350°C, сплави магнію — до 300...350°C, сплави титану до 500...600°C.

3. Сплави на основі нікелю більш жароміцні, ніж сталі. Сплави на основі нікелю застосовують при температурах 700...1000°C.

4. Тугоплавкі метали і їх сплави, кераміка на основі SiC , Si_3N_4 , графіт — це матеріали високої жароміцності, застосовуються при температурі вище 1000°C .

Перлітні сталі. Жароміцні сталі перлітного класу — це низьколеговані сталі (12Х1МФ, 25Х1М1Ф, 20Х1М1Ф1Бр и др.), які містять 0,08-0,25% С і легуючі елементи — Cr, V, Mo, Nb. Кращий комплекс механічних властивостей забезпечується гартуванням цих сталей в олії (або нормалізацією з $880-1080^\circ\text{C}$ з наступним високим відпуском при $640-750^\circ\text{C}$). Сталі перлітного класу використовують для виготовлення деталей, що тривало працюють в режимі повзучості при температурах до $500-580^\circ\text{C}$ і малих навантаженнях: це труби пароперегрівачів, арматура парових котлів, деталі кріпіння.

Серед низьколегованих сталей високої жароміцності відрізняються сталі, що містять молібден, наприклад, хромомолібденові, хромомолібденованадієві, хромомолібденовольфраміванадієві, які мають достатньо високий опір повзучості і тривалу міцність при температурах до $565-580^\circ\text{C}$. Такі сталі умовно називають *теплостійкими*.

Теплостійкі сталі перлітного класу містять 0,5–3,3% Cr; 0,25–1,2% Mo; 0,15–0,8% V. Деякі сталі містять 0,3–0,8% W або Nb.

Ці сталі використовують для виготовлення різних деталей в котлобудуванні, які працюють тривалий час (10000–100000 годин) при температурах $500-580^\circ\text{C}$, зокрема, для паропровідних і пароперегрівальних труб, а також для прокату і поковок, які використовуються в турбінах і парових котлах високого тиску.

Механічні властивості сортового металу з перлітних сталей, які передбачені ГОСТом або відповідними ТУ, а також рекомендовані режими термічної обробки наведені в таблиці 8.7.

Таблиця 8.7 – Режими термічної обробки, межі повзучості і тривалої міцності легованих сталей перлітного і мартенситного класів, які використовуються для тривалої служби

Сталь	Клас	Режим термообробки				Температура випробування, °C	Межа тривалої міцності σ_t^T , МПа за час, г		Межа повзучості $\sigma_{1/t}^T$, МПа, що відповідає 1% деформ. за час, г	
		Температура гартування або нормалізації, °C	Охолоджуюче середовище	Температура відпуску, °C	Охолоджуюче середовище		10000	100000	10000	100000
12MX	Перлітний	920	повітря	680–690	повітря	480	250	200	220	150
						510	160	120	–	700
						540	110	70	–	38
12X1МФ		960–980	повітря	740–760	повітря	520	200	160	180	130
						560	140	108	118	84
						580	120	90–100	90	62
25X1МФ	Перлітний	880–900	масло	640–660	вода	500	260–290	–	–	80
						550	100–150	–	90	30
25X2М1Ф		1050	повітря	680–700	повітря	550	180–220	140–480	–	70
18X3МВ		900 ± 10	олія	660–680	повітря	450	–	–	230	160
						500	–	–	120	–
						550	–	–	75	–
20X3МВФ		1030–1080	олія	660–700	воздух	500	340	300	180	150
						550	200	160	130	100
						580	140	100	–	50

* Сталь використовується у відпаленому стані

Таблиця 8.8 – Призначення низьколегованих жароміцних сталей перлітного класу

Сталь	Призначення	Робоча температура, °С	Строк служби	Температура початку інтенсивного окалиноутворення, °С
12МХ	Труби паронагрівачів, паропроводів і колекторів енергетичних установок, арматура парових котлів і паропроводів	500–510	Вельми тривалий	570
15ХМ		520–530		570
12Х1МФ		570–585		600
15Х1М1Ф		570–585		600
18Х3МВ	Труби для гідрогенізаційних установок і нафтохімічної апаратури	450–500	Тривалий	600
20Х3МВФ		500–550		600
20Х3МВФ	Поковки (ротори, диски), болти	530–560		600
25Х1МФ	Кріпильні деталі (болти, шпильки), плоскі пружини	500–510	Тривалий	600
25Х2М1Ф		520–550		600

Механічні властивості при підвищених температурах, що визначаються короточасним випробуванням на розтягнення, як правило, не регламентуються. Вирішальне значення мають норми тривалої міцності і повзучості при робочих температурах в залежності від тривалості служби за час 10000–100000 г (табл. 8.7). Відомості про приблизне призначення сталей перлітного класу і їх робочі температури наведені в таблиці 8.8.

Низьколеговані сталі жароміцні перлітні хромомолібденові сталі 12MX, 12XM, 15XM призначені для роботи в діапазоні температур - 40...+560°C.

В основному використовуються при температурах +475...+560°C. їх використання обумовлено низькою вартістю і достатньо високою технологічністю при виготовленні зварних конструкцій і виробництві відливок, поковок.

На ділянках, нагрітих вище точки A_{c3} , можливе утворення мартенситу і троститу.

Реакція сталі на термічний цикл зварки характеризується знезміцненням у зоні термічного впливу в інтервалі температур $A_{c(3)}-T(0)$, який пояснюється процесами відпуску. Протяжливість знезміцненої ділянки збільшується при великих значеннях погонної енергії зварювання.

М'який знезміцнений прошарок може бути причиною локальних руйнувань зварних з'єднань в процесі експлуатації, особливо, при вигинаючи навантаженнях. Усунення знезміцнення здійснюється наступною термічною обробкою з фазовою перекристалізацією в печі (об'ємна термічна обробка).

Утворення знеуглецьованого (феритного) прошарку – це специфічний показник зварюваності, притаманний цим сталям. В процесі наступної експлуатації при температурах 450-600°C реалізується міграція вуглецю з металу шва до основного металу, і навпаки, коли має місце різниця в їх легуванні карбідоутворюючими елементами.

Перлітні сталі призначені для тривалої експлуатації при температурах 450...580°C і використовуються в котлобудуванні. Це низьковуглецеві сталі, які містять: 0,08...0,15% С та 2...3% легуючих елементів (Мо, Сг). Типові марки: 12ХМФ, 25Х2М1Ф придатні для виготовлення труб паронагрівачів, паропроводів.

Мартенситні сталі призначені для виробів, що працюють при температурах 450...600°C. Від перлітних сталей вони відрізняються підвищеною стійкістю до окислення в атмосфері пару та топочних газів. По жароміцності вони ненабагато кращі, ніж перлітні сталі. Розрізняють дві групи мартенситних сталей:

1. Сталі, що містять 10...12% хрому, 0.10...0.15% вуглецю й молібден, ванадій, ніобій, вольфрам, застосовуються в парових турбінах, для виготовлення дисків, лопаток, бандажів. Використовуються в термічно обробленому стані: загартування (нормалізація) від температури 950-1100°C, високий відпуск при температурі 600-740°C.

2. Сталі, що містять 5..10% хрому, 2...3% кремнію і 0.4% вуглецю, тобто **сильхроми**, використовують для виготовлення клапанів двигунів внутрішнього горіння і кріпильних деталей моторів, марка: 40Х10С2М. Жароміцність сильхромів дозволяє застосовувати їх при температурах не вище 600...650°C. Недолік сильхромів: погана зварюваність. Оптимальні властивості сильхроми мають після оброблення на сорбіт.

Аустенітні сталі: ці сталі по жароміцності перевершують перлітні й мартенситні сталі і використовуються при температурах вище 600°C. Основні легуючі елементи аустенітних сталей хром і нікель. Сталі цієї групи застосовують як жароміцні в теплоенергетиці. Легуючі елементи, що додатково вводять в сталі: молібден, ніобій, титан, алюміній, вольфрам. Марки: 12Х18Н10Т — однофазна сталь, 10Х11Н20ТЗР — сталь з інтерметалідним зміцненням (Ni₃Al). Сталі з інтерметалідним зміцненням найбільш жароміцні. Їх зміцнюють гартуванням і старінням.

Робочі температури аустенітних сталей досягають 700-750°C. Аустенітні сталі є пластичними, гарно зварюються.

За способом зміцнення аустенітні жароміцні сталі ділять на наступні групи: а) однофазні сталі, що не зміцнюються термічною обробкою; б) сталі з карбідним зміцненням; в) сталі з інтерметалідним зміцненням.

Сталі першої групи використовують (08X15H24B4TP, 09X14H19B2BP) у загартованому стані (гартування від 1000-1600°C у воді або на повітрі). Ці сталі використовують для виготовлення трубопроводів силових установок високого тиску, які працюють при 600-700°C.

Аустенітні жароміцні сталі з карбідним та інтерметалідним зміцненням, як правило, піддають гартуванню з 1050-1200°C у воді, маслі або на повітрі з наступним старінням при 600-850°C.

Сталі з інтерметалідним зміцненням використовують для виготовлення камер згоряння, дисків і лопаток турбін, а також зварних конструкцій, що працюють при температурах до 700°C.

Жароміцні сплави на залізонікелевій основі (наприклад, ХН35ВТ, ХН35ВТЮ й інші) додатково леговані хромом, титаном, вольфрамом, алюмінієм, бором. Вони зміцнюються як і аустенітні сталі за допомогою гартування та старіння. Сплав ХН35ВТЮ використовують для виготовлення турбінних лопаток і дисків, кілець соплового апарату й інших деталей, що працюють при температурах до 750°C.

8.3.2 Жароміцні сплави на основі нікелю, титану та кобальту

Жароміцні сплави на основі нікелю. В дійсний час сплави на нікелевій основі використовують в якості жароміцних матеріалів, які призначені для роботи при температурах від 700 до 1100°C. Їх використовують в газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, при виготовленні деталей ракетно-космічної

техніки, в нафтохімічному обладнанні. Так, в авіаційному газотурбінному двигуні більше 70% маси складають жароміцні сплави на нікелевій та залізо-нікелевій основах – це диски, соплові та робочі лопатки турбін, камери згоряння та т.п. Різко зросло використання цих сплавів при виготовленні стаціонарних газових турбін, тому що підвищення робочих температур дозволяє значно покращити їх техніко-економічні показники.

В найбільш важких умовах знаходяться лопатки турбін, що працюють при температурах 850-1050°C. Вони піддаються значним розтягуючим напругам внаслідок центробіжних навантажень, ці напруги викликають повзучість деталей. Швидкісний газовий потік високої агресивності і режим роботи визначають виникнення перемінних механічних та термічних навантажень, які викликають високотемпературне та термічне стомлення, активний розвиток процесів газової корозії та ерозії. Соплові лопатки працюють при температурах до 1150°C й невеликих напругах, а диски – при температурах 600-800°C і більш високих робочих навантаженнях (до 500-600 МПа), тому жароміцні сплави, які використовують для цих груп деталей, значно відрізняються за складом та властивостями.

Сучасні нікелеві жароміцні сплави працюють, як правило, на межі своїх температурних можливостей, тому що робочі температури часто досягають 0,8-0,85 температури солідусу.

Тому, найважливіше значення у підвищенні температурного рівня сучасних жароміцних сплавів, їх надійності та довговічності надається освоєнню нових технологічних процесів, таких як направлена кристалізація, вирощування деталей в монокристалічному стані, використанні сплавів, що зміцнені дисперсними частками оксидів, використанні сплавів, що армовані тугоплавкими проволоками.

Сучасні жароміцні сплави на нікелевій основі є дуже складними за хімічним складом: в них входять до 7-9 основних легуючих елементів та велика кількість домішок, вміст яких слід контролювати в сплаві.

Нікель утворює тверді розчини з багатьма елементами, що обумовлює значні можливості досягнення високої жароміцності сплавів на його основі. Температурна залежність деяких елементів наведена на рисунку 8.14.

При 1000°C кобальт, залізо, марганець та мідь утворюють необмежені тверді розчини, а такі тугоплавкі метали, як вольфрам, молібден, тантал, ніобій, ванадій – обмежені тверді розчини з різними областями гомогенності. Розчинність при 1000°C таких елементів, як титан та алюміній складає, відповідно, 10% та 7%.

Важливо відзначити, що розчинність легуючих елементів в багатокомпонентних сплавах на основі нікелю може істотно різнитися у бік зменшення від значень, отриманих при вивченні бінарних сплавів нікель-легуючий елемент. Багато з легуючих елементів, що розчинені в нікелі або ніхромі, є ефективними зміцнювачами й підвищують опір повзучості сплавів на основі нікелю.

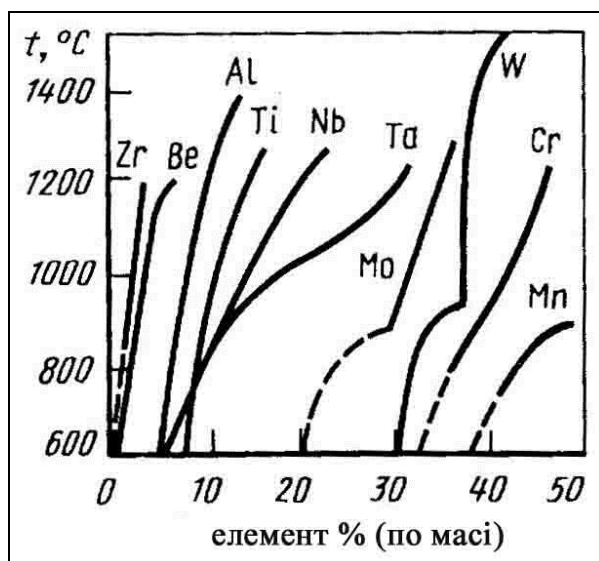


Рисунок 8.14 – Температурна залежність розчинності легуючих елементів в нікелі (за М.В. Приданцевим)

Незважаючи на складність хімічного складу жароміцних нікелевих сплавів можна сформулювати наступні основні принципи, які використовуються при їх створенні:

1. Жароміцні сплави являють собою основний (матричний) γ -твердий розчин на хромонікелевій основі, легований кобальтом та тугоплавкими елементами-зміцнювачами (молібден, вольфрам, ніобій), причому найбільш ефективний вплив на жароміцність здійснює саме комплексне введення легуючих елементів. Вміст цих легуючих елементів в сплаві залежить від його призначення та економічної доцільності.

2. В сплавах обов'язково присутній титан, ніобій та алюміній (сумарно до 8-10%), які, в основному, забезпечують утворення головної зміцнюючої фази цих сплавів - γ' -фази.

3. Присутні в сплавах хром та алюміній забезпечують опір окисленню й газовій корозії внаслідок утворення захисних плівок, багатих оксидами Cr_2O_3 та Al_2O_3 .

4. Вуглець міститься в сплавах у невеликій кількості (як правило, 0,08-0,12%), утворюючи карбіди та карбонітриди. Істотний вплив здійснює також бор, який вводиться в сплави у кількості 0,005-0,015% й утворює бориди типу MeB_2 . Кінетика виділення та морфологія карбідних та боридних при кристалізації, термічному обробленні й в процесі експлуатації також в значному ступені визначає жароміцність сплавів на нікелевій основі.

5. Важливе значення в нікелевих сплавах мають легкоплавкі домішки: свинець, кадмій, золото, сірка, сурма, вміст яких слід обмежувати, тому що вони знижують їх жароміцні та технологічні властивості. Зменшення кількості домішок можливе завдяки використанню чистих шихтових матеріалів, введенню рідкоземельних металів та обробці розплавів спеціальними шлаками, використанням різних методів спеціальної металургії.

Таким чином, жароміцність, жаростійкість й інші характеристики сплавів на нікелевій основі пов'язані з оптимізацією їх складу по співвідношенню легуючих елементів, що входять до складу матричного γ -

твердого розчину та зміцнюючі інтерметалідні, карбідні і боридні фази, а також з рівнем вмісту шкідливих легкоплавких домішок.

Вибір складу сплаву слід проводити з врахуванням його робочої температури, напруги, агресивності середовища, ресурсу та режиму роботи.

В сплави, які призначені для роботи при порівняно невисоких температурах (750-850°C) тривалий час, вводять підвищену кількість хрому (до 16-18%), молібдену та вольфраму (до 10-12 % сумарно), титану, ніобію та алюмінію (8-10% сумарно). Це дає можливість отримати велику кількість зміцнюючої γ' -фази, високу леґованість та жароміцність матриці.

Для високотемпературної (975-1050°C) роботи важливим є положення температури солідусу сплаву. Тому в сплавах обмежують вміст хрому (6-10%), молібдену (3-4%) та титану. Введення додатково кобальту та вольфраму дещо підвищує температуру солідусу, що є корисним.

При роботі в середовищах підвищеної агресивності (наприклад, середовищах, що містять сіль, сполуки ванадію і т.і.) найважливішим елементом, який забезпечує корозійну стійкість, вважається хром.

Оцінку ролі різних елементів на опір гарячій корозії можна дати орієнтовно, з розрахунку еквіваленту хрому за формулою Рентца:

$$Cr_{\text{ЕКВ}} = Cr + 3,8(Al-5) + 2W - 12,5C - 1,4(Mo-1) \quad (8.2)$$

Багато дослідників вказують на позитивний вплив РЗМ на жаростійкість нікелевих сплавів, пов'язуючи цей вплив з ускладненням утворення оксисульфідів. Ітрій і гафній покращують адгезію окалини до металу, їх мікро добавки також використовують в сучасних сплавах.

Нікелеві жароміцні сплави є складними багатокomпонентними та багатofазними системами, в яких під дією високих температур та напруги безперервно протікають фазові та структурні перетворення, тобто ці сплави є з фізико-хімічних позицій динамічними системами. Розглянемо більш

докладно властивості фаз, що утворюють нікелеві сплави. γ -фаза сплавів на нікелевій основі являє собою ГЦК твердий розчин таких елементів, як хром, молібден, вольфрам (рисунок 8.15). До області аустеніту примикають різні інтерметалідні сполуки, які часто називають топологічно щільноупакованими фазами (ТЩУ-фазами).

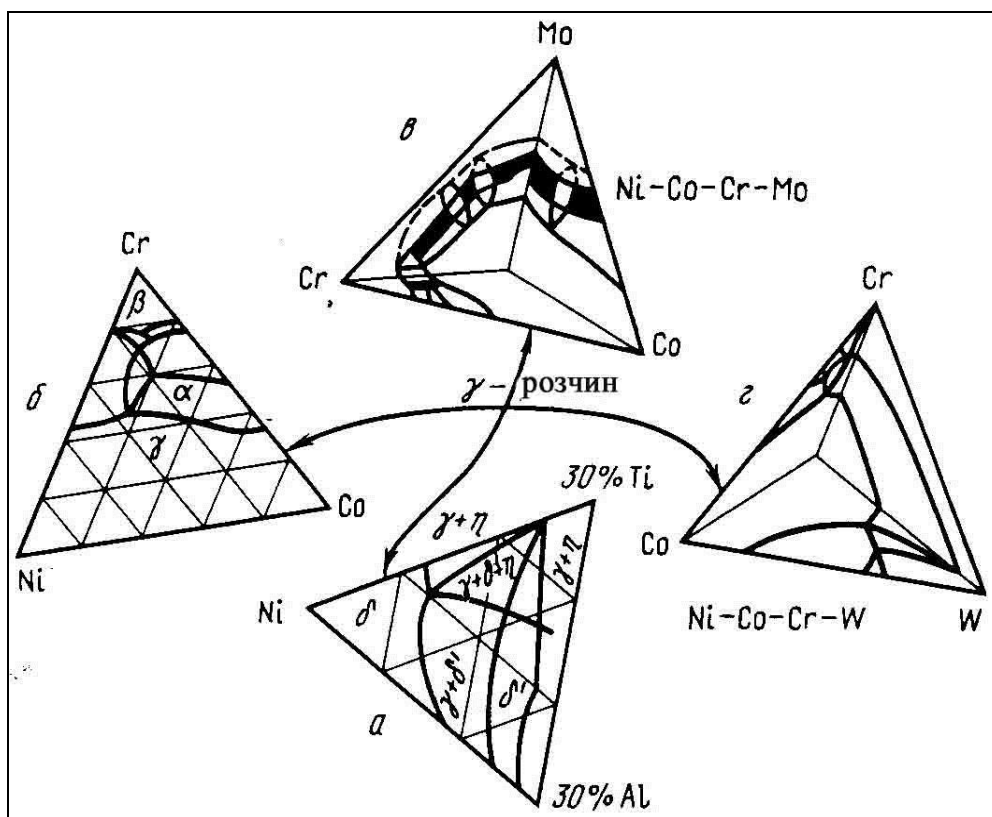


Рисунок 8.15 – Фазові діаграми, що ілюструють області існування γ -гранецентрованого твердого розчину в потрійних Ni-Co-Cr (а), Ni-Al-Ti (б) й четверних Ni-Co-Cr-Mo (в), Ni-Co-Cr-W (г) сплавах. Нікелевих кут в четверних системах повернутий до читачів (Ч. Сімс)

Виділення цих фаз з нікелевого аустеніту різко покривчає сплави, знижує їх жароміцність та стабільність. Ідентифікація інтерметалідних з'єднань, що виділяються з аустеніту жароміцних нікелевих сплавів, показала, що це σ -фази, фази Лавеса, μ -фази й ін. Вони є проміжними фазами в багатокомпонентних системах і їх можна вважати своєрідними електронними з'єднаннями, тому що в основному їх структура визначається електронною концентрацією, тобто співвідношенням e/a .

В цих фазах одні елементи проявляють електропозитивні властивості (наприклад, хром, молібден, вольфрам), а інші – електронегативні (нікель, кобальт, залізо); типовий склад σ -фаз можна представити наступним чином: $(\text{Cr}, \text{Mo})_x(\text{Ni}, \text{Co})_y$.

Кінетика виділення σ -фаз залежить від температури ізотермічної витримки й може бути представлена у вигляді С-образної кривої. Дуже сильно схильність сплаву до виділення ТЩУ-фаз залежить від їх складу, від співвідношення різних легуючих елементів в сплаві.

Сполуки типу A_3B з ГЦК ґраткою, які називаються γ' -фазами, забезпечують основне зміцнення сплавів з високим вмістом нікелю. На схематичному ізотермічному розтині потрійної системи нікелю й алюмінію з іншими елементами (рисунок 8.16) показана ступінь можливого заміщення й участі різних легуючих елементів в утворенні γ' -фази. Кобальт заміщує нікель, утворюючи горизонтальну область; титан, ніобій, ванадій заміщують в основному позиції алюмінію; молібден, залізо й хром, вірогідно, можуть заміщувати як атоми алюмінію, так і нікелю.



Рисунок 8.16 – Області твердого розчину на основі фази Ni_3Al при 1100°C для різних легуючих елементів (Р.Декер)

γ' -фаза являє собою когерентну з γ -матрицею інтерметалідну сполуку, що має надструктуру типу Cu_3Au з дальнім порядком майже до температури плавлення (1385°C для Ni_3Al). В структурі цієї фази існують три типи дефектів упаковки: дефекти надструктури, дефекти антифазних границь й складні дефекти. Головними причинами високого зміцнення сплавів при утворенні γ' -фази вважаються когерентна деформація і наявність зміцнення часток.

Важливо відмітити, що з підвищенням температури до 900°C міцність γ' -фази збільшується. Ці фази утворюються тільки в сплавах, які збагачені нікелем, причому їх виділення проходить при малій зміні розмірного фактору – невідповідність параметрів ґраток γ - і γ' -фаз не перевищує 1%. При цьому максимальне значення довговічності спостерігається при невідповідності ґраток γ - і γ' -фаз в межах 0,02 нм (рисунок 8.17).

Це створює передумови для гомогенного зародження виділень з низькою поверхневою енергією. Ці фази мають дуже високу стабільність при підвищених температурах впродовж тривалого часу.

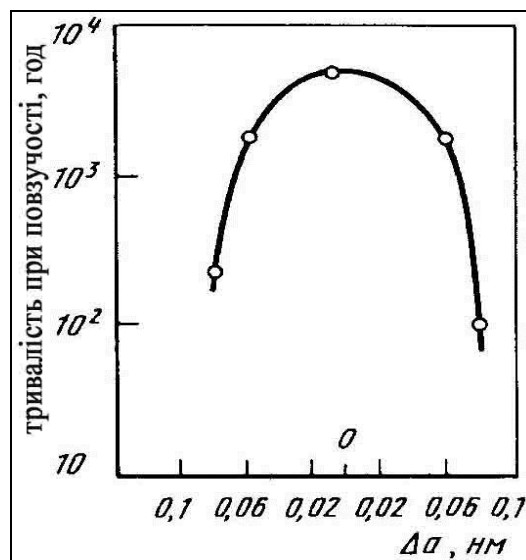


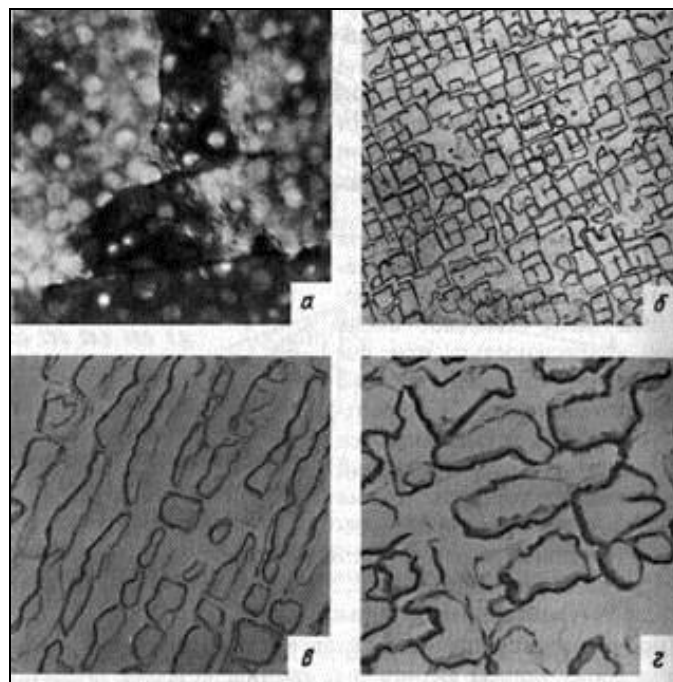
Рисунок 8.17 – Вплив невідповідності ґраток γ - і γ' -фаз на опір повзучості при 700°C та $\sigma=145$ МПа сплавів системи Ni-Cr-Al (Р. Декер, Дж. Михализин)

Когерентність γ - і γ' -фаз встановлюється шляхом тетрагональних викривлень кристалічних ґраток.

Форма часток γ' -фази залежить від величини невідповідності ґраток: частки мають сферичну форму при невідповідності ґраток 0-0,2%, кубічну при невідповідності 0,5-1% та пластинчасту – більше 1,25 % (рисунок 7.21).

На рисунку 8.18 показано форму γ' -фази в сплавах на основі нікелю. Зміцнення жароміцних сплавів при виділенні γ' -фази пояснюється утворенням антифазних границь, яке перешкоджає проходженню дислокацій. Вважається також, що її порівняно висока пластичність перешкоджає покриттю сплавів.

Збільшення жароміцності сплавів досягається завдяки збільшенню об'ємної долі γ' -фази в структурі й оптимізації співвідношення Al:Ti в сплавах. Так, жароміцність нікелевих сплавів при 800°C: $\sigma_{100} \leq 250$ МПа (при Al:Ti < 1); $\sigma_{100} = 280$ МПа (при Al:Ti $\approx$ 1); $\sigma_{100} = 380$ МПа (при Al:Ti > 1).



*a - сферична, $\times 10000$; б - кубічна, $\times 6000$; в - витягнуті частки, $\times 10000$;
г - скоагульовані частки, $\times 10000$*

Рисунок 8.18 – Морфологія γ' -фази в сплавах на нікелевій основі

Об'ємна доля і морфологія γ' -фази визначають механізм взаємодії дислокацій з частками. Якщо розмір γ' -частки малий, то дислокації будуть її перерізати, якщо частки досить великі, то дислокації будуть обходити їх шляхом переповзання та утворення петель.

Який саме механізм повзучості буде реалізований у конкретному випадку, залежить від величини об'ємної долі γ' -фази, швидкості деформації й температури, а також від структурно-енергетичних параметрів, таких як енергія антифазної границі, міцність γ - і γ' -фаз, величина розмірної невідповідності між ними. Підвищити об'ємну долю γ' -фази можна шляхом підвищення вмісту в сплаві γ' -утворюючих елементів: алюмінію, титану, нікелю, танталу або шляхом зменшення розчинності цих елементів в γ -фазі за рахунок збільшення вмісту хрому, кобальту та заліза.

Однак, при високому вмісті в сплаві титану, ніобію та танталу γ' -фаза може перетворюватися в фази типу Ni_3Ti (η -фаза), Ni_3Nb або Ni_3Ta . Ці фази мають гексагональну щільноупаковану ґратку та їх виділення негативно впливає на тривалу міцність і пластичність сплавів.

Різними дослідниками було показано, що найбільш ефективно зміцнення досягається при виділенні в сплавах не менше 30-40% γ' -фази, причому середня відстань між частками повинна складати ~ 50 нм.

Помітну роль у формуванні структури та властивостей сплавів на нікелевій основі відіграють карбідні фази типу MeC , Me_{23}C_6 , Me_6C .

Первинні карбіди типу MeC утворюються при кристалізації у вигляді крупних, вільним чином розташованих часток кубічної або шкелетоподібної морфології. Існує переважний порядок утворення цих карбідів, пов'язаний зі зменшенням їх стійкості: TiC , TaC , NbC , VC . Молібден і вольфрам можуть частково заміщати метали в цих карбідах, утворюючи фази типу $(\text{Ti}, \text{Mo}, \text{W})\text{C}$, $(\text{Ti}, \text{Nb}, \text{Mo}, \text{W})\text{C}$.

Первинні карбіди, а також оксидні, нітридні та карбонітридні включення є потенційними концентраторами напруги для зародження тріщин.

Карбіди типу Me_{23}C_6 отримують при температурах 750-950°C після термічної обробки або в процесі експлуатації. Вони переважно розташовуються по межах зерен, але іноді спостерігаються вздовж лінії двійників й на дефектах упаковки. При наявності в сплаві молібдену та вольфраму ці карбіди відповідають складу $\text{Cr}_{21}(\text{Mo}, \text{W})_2\text{C}_6$.

Карбіди типу Me_6C виділяються при більш високих температурах – 850-1000°C. Вони частіше зустрічаються в сплавах з підвищеним вмістом тугоплавких металів, виділяються головним чином по межах зерен сумісно з карбідами Me_{23}C_6 й мають форму типу $(\text{Ni}, \text{Co})_2\text{W}_4\text{C}$, $(\text{Ni}, \text{Co})_{3.5}(\text{W}, \text{Cr})_{2.5}\text{C}$ й інші. Їх склад може змінюватися від Me_3C до Me_{13}C .

Карбідні фази типу Me_{23}C_6 та Me_6C по границям зерен утворюються в колі пластичної γ' -фази, що перешкоджає покрихченню сплавів й підвищує опір зернограничному ковзанню.

Бори́ди – тверді тугоплавкі частки типу Me_3B_2 (наприклад, $(\text{Mo}_{0.31}\text{Ti}_{0.13}\text{Cr}_{0.44})_3\text{B}_2$), спостерігаються тільки по границям зерен і можуть зростати від границі всередину зерна. Розташовуючись в місцях з'єднання ґраток різного орієнтування, збільшують опір деформації повзучості.

В останній час запропоновані нові ливарні сплави з низьким вмістом вуглецю (0,002%С) й підвищеним (до 0,1-0,2%) вмістом бору, так звані сплави ВС, які мають гарну рідкотекучість й низький рівень пористості. Ці сплави призначені для роботи при температурах 800-950°C. В їх структурі майже відсутні карбіди типу MeC , але є первинні бори́ди, які більш стабільні при високих температурах й не сприяють утворенню покрихчуючих ТЩУ-фаз.

Нікелеві сплави, які використовуються в промисловості, підрозділяють на деформуємі та ливарні сплави. Принципи легування та зміцнення цих сплавів однакові, але при створенні деформуємих сплавів

необхідно забезпечити їм достатню технологічну пластичність при обробці тиском, у тому числі при температурах 700-800°C, а ливарні сплави повинні мати задовільні ливарні властивості (рідко текучість, пористість). У зв'язку з цим в ливарних сплавах допускається більш високий вміст вуглецю, бору та вимагається більш суворий контроль по кількості легкоплавких домішок.

Ливарні сплави, яким притаманний високий опір повзучості та які мають більш об'ємну долю γ' -фази й добавки тугоплавких елементів, використовують для високонавантажених та високотемпературних деталей турбін, наприклад, для лопаток. Для більш крупних та складних за геометрією деталей турбін, які неможливо виготовити відливкою на потрібний розмір, необхідно оброблювати ковкою або прокатуванням, наприклад диски, використовують деформовані сплави з меншим вмістом γ' -фази і меншою міцністю. Деформуємі сплави завжди використовують при більш низьких температурах, ніж литі.

З ростом температури експлуатації значення міжзеренного руйнування жароміцних сплавів зростає. Використання сплавів, отриманих направленою кристалізацією, дозволяє різко зменшити роль меж зерен у руйнуванні, тому що після направленої кристалізації границі зерен розташовуються, в основному, паралельно до прикладеного зусилля, а границі, що перпендикулярні напрямку деформації, відсутні. Ще більш високі характеристики жароміцності показують сплави, які мають монокристалічну структуру, тобто, коли деталь вирощується з одного центру кристалізації (затравки) й не має великокутових границь зерен. Слід пам'ятати, що монокристалічна структура складнолегованих жароміцних сплавів не відповідає уявленню про монокристали чистих металів, що мають одну кристалічну ґратку. В жароміцних сплавах, закристалізованих з одного центру спостерігаються різні фази: γ -фаза, карбіди, γ' -фаза та, відповідно, між фазні границі. Однак в них відсутні границі зерен, що сильно підвищує жароміцність (рисунок 8.19).

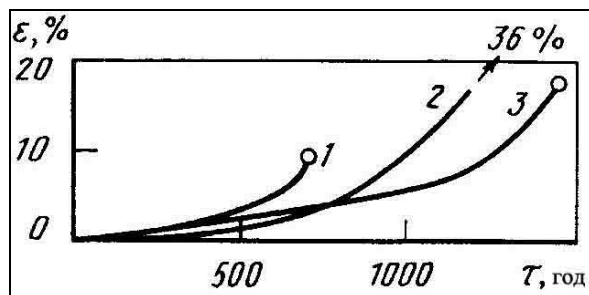


Рисунок 8.19 – Криві повзучості при 980°C та $\sigma=206$ МПа сплаву на нікелевій основі після звичайної (1), направленої (2) та монокристалічної (3) технологій кристалізації (М. Мак-Лін, Ф. Шуберт)

Отримання сплаву НК або з монокристалічною структурою складається з проведення контрольованої кристалізації з рідкого стану, коли поверхня розділу між розплавом та твердою фазою підтримується плоскою та перпендикулярною до бажаного напрямку кристалізації. Це можливо отримати, коли по усьому перетину деталі тепловий потік розповсюджується паралельно напрямку росту.

Таким чином, в дійсний час використовують жароміцні сплави, отримані рівновісною кристалізацією, направленою кристалізацією та з монокристалічною структурою.

Відзначимо, що останні два технологічних процеси значно підвищують вартість деталей; їх використовують тільки в особливо відповідних випадках.

В технічній літературі представлена велика кількість жароміцних нікелевих сплавів, що свідчить про їх інтенсивну розробку. В залежності від конкретних умов експлуатації деталей необхідно диференційовано підходити до вибору таких сплавів.

Термічна обробка жароміцних сплавів на нікелевій основі складається з гартування (іноді подвійного гартування від різних температур) та старіння, яке проводять в одну або дві стадії: низько- та високотемпературні. Метою такої складної термічної обробки є забезпечення найбільш оптимального сполучення кількості і морфології

зміцнюючих фаз в сплавах і, відповідно, благоприємне сполучення характеристик жароміцності і пластичності.

Жароміцні сплави на основі титану. Однією з найважливіших переваг титанових сплавів є їх жароміцність, яка в умовах практичного використання з надлишком компенсує різницю в щільності. Перевага титанових сплавів, зокрема, над алюмінієвими особливо різко проявляється при температурах вище 300°C.

Титанові сплави за питомою міцністю (міцністю по відношенню до щільності) перевищують більшість нержавіючих та теплостійких сталей при температурах до 400°C-500°C. Якщо врахувати до того ж, що в більшості випадків в реальних конструкціях не вдається повністю використати міцність сталей через необхідність збереження жорсткості або певної аеродинамічної форми виробів (наприклад, профіль лопатки компресора), то виявиться, що при заміні сталей титановими можна отримати значну економію по масі.

Ще порівняно недавно основним критерієм при розробці жароміцних сплавів була величина короткочасової та тривалої міцності при певній температурі. В дійсний час можна сформулювати цілий комплекс вимог до жароміцних титанових сплавів, зокрема, для деталей авіаційних двигунів.

В залежності від умов роботи звертається увага на ту або іншу визначаючу властивість, величина якої повинна бути максимальною:

1. Висока короткочасова та тривала міцність в усьому інтервалі робочих температур. Мінімальні вимоги: межа міцності при кімнатній температурі 100·Па; короткочасова і 100-годинна міцність при 400°C - 75 Па. Максимальні вимоги: межа міцності при кімнатній температурі 120·Па, 100-годинна міцність при 500°C - 65 Па.

2. Задовільні пластичні властивості при кімнатній температурі: відносне подовження 10%, поперечне звуження 30%, ударна в'язкість 3·Па*м. ці вимоги нижчі для деталей, що не піддаються динамічним навантаженням.

3. Термічна стабільність. Сплав повинен зберігати пластичні властивості після тривалої дії високих температур та напруги. Мінімальні вимоги: сплав не повинен покрихчуватись після 100-годинного нагріву при будь-якій температурі в інтервалі 20-500°C.

4. Високий опір втомленню при кімнатній та високих температурах. Межа витривалості зразків при кімнатній температурі не повинна складати менше 45% межі міцності, а при 400° С - не менше 50% межі міцності при відповідній температурі.

5. Високий опір повзучості. Мінімальні вимоги: при температурі 400°C і напрузі 50 Па залишкова деформація за 100 г не повинна перевищувати 0,2%. Максимальними вимогами можна вважати таку саму межу при температурі 500°C за 100 г. Ця характеристика особливо важлива для деталей, що піддаються в процесі роботи значним розтягуючим напругам, наприклад, диски компресорів.

Жароміцні властивості титанових сплавів забезпечуються у дійсний час двома шляхами:

1. багатокомпонентним легуванням твердих розчинів (твердо-розчинний механізм зміцнення);
2. формуванням високодисперсних виділень інтерметалідів (дисперсійний механізм зміцнення).

Основою жароміцних титанових сплавів є α -титан, тому що дифузійні процеси, які визначають тривалу міцність та опір повзучості, в щільноупакованій гексагональній структурі протікають повільніше, ніж в менш щільноупакованій β -фазі з ОЦК ґраткою. У зв'язку з цим рівень характеристик жароміцності титанових сплавів визначає вплив легуючих елементів на температуру поліморфного перетворення, а не на температуру плавлення титану. Жароміцність титану повинні найбільш сильно підвищувати α -стабілізатори, які утворюють з титаном розчини заміщення (Al, Ga, In). Елементи впровадження, які стабілізують α -фазу (O, N), непридатні як легуючі елементи, тому що сильне розчинне

зміцнення руйнується при порівняно низьких температурах. До того ж кисень та азот сильно покрихчують титанові сплави.

Нейтральні зміцнювачі (олово та цирконій) відносять до перспективних легуючих елементів в жароміцних титанових сплавах, тому що вони в значній мірі підвищують міцнісні властивості, помітно не знижуючи температуру поліморфного перетворення.

Елементи, що стабілізують β -фазу, знижують температуру поліморфного перетворення, до того ж для більшості з них характерні високі коефіцієнти дифузії в β -титані. Тому до легування жароміцних сплавів β -стабілізаторами відносяться обережно. Вміст цих елементів повинен бути невеликим для того, щоб сильно не знижувалась температура поліморфного перетворення. Легування жароміцних титанових сплавів евтектоїдоутворюючими β -стабілізаторами непридатне, тому що при тривалій експлуатації при порівняно невисоких температурах вони викликають евтектоїдний розпад β -фази, що призводить до крихкості сплавів.

Виключенням є кремній, який утворює з титаном силіциди по евтектоїдній реакції. Евтектоїдне перетворення в сплавах титану з кремнієм проходить при високій температурі (приблизно 860°C) з великою швидкістю так, що не фіксується нестабільна β -фаза, яка може розпадатися при температурах експлуатації, викликаючи крихкість сплавів як це спостерігається в сплавах з залізом, марганцем, хромом.

У зв'язку з вище висловленим, основними легуючими елементами жароміцних титанових сплавів є алюміній (галій та індій не можна розглядати як легуючі елементи через їх дефіцитність), олово, цирконій, кремній, молібден, ніобій та в меншому ступені вольфрам, який складно вводити у відливку через його тугоплавкість.

Хоча алюміній викликає слабке розчинне зміцнення при кімнатній температурі, він підвищує температури поліморфного перетворення та рекристалізації, істотно збільшує сили зв'язку в α -твердому розчині, що

посилює ковалентну складову и тому підвищує жароміцні властивості титану. До того ж алюміній розчиняється в α -титані у великих кількостях, тому малий коефіцієнт зміцнення титану при розчиненні 1% алюмінію можна компенсувати більш сильним легуванням. Разом з тим вміст алюмінію не повинен бути великим через процеси зміцнення в α -фазі, які призводять до виділення інтерметаліду Ti_3Al (α_2 -фазі), при концентраціях алюмінію тим менших, чим нижча температура.

Фаза α_2 знижує пластичність титанових сплавів особливо сильно, якщо вона виділяється по границям α -зерен. Когерентні виділення α_2 на дислокаціях, навпаки, мало впливають на пластичність, викликаючи сильне підвищення опору повзучості. Подвійні сплави Ti-Al переходять в крихкий стан в інтервалі концентрацій 8-9% Al.

При температурах, наближених до кімнатної, олово зміцнює титан в меншому ступені, ніж алюміній, але подібно до нього олово дещо збільшує модуль пружності, підвищує температуру рекристалізації та посилює сили зв'язку та уповільнює дифузійні процеси тим самим підвищуючи технологічну пластичність сплавів.

Цирконій підвищує жароміцні властивості титанових сплавів тому, що, забезпечуючи розчинне зміцнення титану (хоча й невелике), він не знижує сили зв'язку. Разом з тим цирконій збільшує розчинність β -стабілізаторів у α -фазі, що створює можливість додаткового розчинного зміцнення жароміцних α -сплавів. Позитивний вплив молібдену та вольфраму на жароміцність титану пов'язаний з великим параметром невідповідності модулів зсуву та малою дифузійною рухливістю цих елементів.

Кремній утворює силіциди, склад яких залежить від складу сплаву і режимів термічної обробки: Ti_5Si_3 в сплавах TiSi; $(Ti, Zr)_5Si_3$ в сплавах Ti-Al-Zr-Mo-Si; $(Ti, Zr)_5(Si, Sn)_3$ в сплавах Ti-Al-Zr-Sn-Si. Силіциди кремнію не здійснюють помітного зміцнюючого впливу.

Кремній підвищує жароміцність псевдо- α -сплавів, якщо його вміст не перевищує межі розчинності. Маючи великий параметр розмірної невідповідності з титаном (приблизно 21%) він викликає сильне розчинне зміцнення. Окрім цього через високу енергію взаємодії з дислокаціями атоми кремнію сильно блокують дислокації, перешкоджаючи їх пересуванню.

В ряді робіт винайдено позитивний вплив кисню на жароміцність титанових сплавів. Однак до легування титанових сплавів елементами впровадження відносяться обережно. Домішки впровадження (особливо кисень та азот) погіршують технологічність, пластичність, зварюємість, підвищують чутливість титанових сплавів до концентраторів напруг та схильність до холодноламкості, що погіршує їх термічну стабільність.

Поряд з такими добре відомими показниками жароміцності, як тривала міцність та опір повзучості, термічна стабільність є важливою характеристикою жароміцних титанових сплавів. Під термічною стабільністю розуміють здатність сплавів зберігати високі пластичні властивості після тривалої дії підвищених температур. Для оцінки термічної стабільності сплавів зразки витримують (під навантаженням або без неї) впродовж певного часу (100 або 1000 годин) при різних температурах, а потім охолоджують до кімнатної температури та визначають їх механічні властивості. Після витримки при досить високих температурах сплав втрачає низькотемпературну пластичність через перетворення, що в них протікають, частіше усього, через розпад β - та α -фаз і тому знижують термічну стабільність.

При вивченні впливу легуючих елементів на термічну стабільність титанових сплавів введено поняття еквіваленту легуючих елементів по алюмінію, який названий структурним. При дослідженні характеристик жароміцності сплавів систем Ti-Al-Sn та Ti-Al-Zr винайдено, що подвійні сплави системи Ti-Al при температурах 500-550°C втрачають термічну стабільність при концентрації приблизно 9% Al. Олово та цирконій

зміщують цю концентрацію до меншого вмісту алюмінію, причому дія 1% Al еквівалентна 3% Sn та 6% Zr. В цих дослідженнях встановлено, що вплив кисню на термічну стабільність у десять разів перевищує дію алюмінію.

Втрата термічної стабільності пов'язана з процесами впорядкування, що протікають при підвищених температурах в α -фазі та призводять, в кінцевому випадку, до виділення покрихчучої α_2 -фази. Згідно відповідним діаграмам станів виділення α_2 -фази повинно проходити при значеннях $[Al]_{EKB}^{CTP}$ менших ніж 9%, але лише при концентраціях $[Al]_{EKB}^{CTP}$, більших 9%, покрихчучий вплив α_2 -фази стає практично небезпечним.

Жароміцність псевдо- α -сплавів визначається не тільки їх хімічним складом, а також істотно залежить від їх тонкої структури; чим стабільніша субструктура при інших рівних умовах, тим вища жароміцність. Так, зокрема, формування полігонізованої субструктури сприяє підвищенню жароміцності.

Хоча значна кількість α_2 -фази (Ti_3Al) в псевдо- α -сплавах не допускається через втрату термічної стабільності і технологічної пластичності, сплави на основі інтерметаліду Ti_3Al представляють значний інтерес як високожароміцні надлегкі титанові сплави, які складають конкуренцію жароміцним нікелевим сплавам. Однак, це вже матеріали іншого класу – сплавів на основі інтерметалідів.

Жароміцні сплави на основі кобальту. Жароміцні сплави на основі кобальту мають більш низькі характеристики жароміцності в порівнянні зі сплавами на основі нікелю. Рівень жароміцності кобальтових сплавів пов'язаний зі зміцненням твердого розчину при легуванні та з виділенням зміцнюючих фаз.

Кобальтові сплави внаслідок специфіки механізму зміцнення містять підвищену кількість вуглецю, як правило, від 0,25% до 1%С.

Перевагою сплавів на основі кобальту є їх гарна корозійна стійкість при підвищених температурах, наприклад в продуктах згоряння палива, що містить сірку, вони характеризуються високою стабільністю структури при тривалих строках служби під навантаженням та, отже, мають більш пологий хід кривих залежності міцностних властивостей від температури та часу витримки; кобальтові сплави мають більш високу теплопровідність і менший коефіцієнт термічного розширення, ніж нікелеві жароміцні сплави. Тому кобальтові сплави більш підходять для виготовлення деталей, що призначені для тривалої роботи в корозійному середовищі, в умовах термічного втомлення та при порівняно крупних розмірах (наприклад, соплові та робочі лопатки міцних газових турбін).

Доступність різних металів в різних країнах неоднакова, тому використання жароміцних сплавів на основі кобальту більш розповсюджене у зарубіжних країнах, особливо в США, ніж в Росії. Наприклад, в США використовують деформує мий сплав S-816 (0,34-0,42% C, 19-21% Cr, 3,5-5,5% Mo, 3,5-5,0% W, 20% Ni, 4,0-5,0% Nb), який має $\sigma_{100}^{870} = 108 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{870} = 70 \text{ МПа}$. У випадку використання цього сплаву у ливарному варіанті, у ньому дещо збільшують вміст вуглецю (до 0,44% C) і додатково вводять бор (до 0,1% B). тривала міцність $\sigma_{100}^{870} = 210 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000}^{870} = 150 \text{ МПа}$, а при температурі 980°C $\sigma_{100} = 100 \text{ МПа}$, $\sigma_{1000} = 55 \text{ МПа}$.

В кобальтових сплавах можуть утворюватися наступні фази: аустенітна γ -матриця з ГЦК структурою, карбіди, бориди, карбо-нітриди й ТЩУ-фази (топологічно щільноупаковані фази (σ , μ , фази Лавеса). Інтерметалідна γ' -фаза в них не виділяється. При ретельному контролі складу утворення ТЩУ-фаз, які здійснюють негативний вплив на жароміцність і пластичність, можна уникнути, а, як наслідок, жароміцні кобальтові сплави будуть складатися з γ -твердого розчину та зміцнюючи карбідних та карбонітридних фаз.

Кобальт утворює безперервні розчини з нікелем, залізом та благородними металами (Pt, Ir, Pd, Rh) і обмежені розчини з широкою областю гомогенності з марганцем (70% ат.), тугоплавкими металами (Cr, W, Mo, V, Ta), а також Ti, Al, Nb, Zr.

Високу розчинність мають також бор (до 1% при 1000°C) та вуглець (0,3-0,4% при 1100°C).

Благородні метали дорого коштують та є дефіцитними; марганець та залізо негативно впливають на жароміцність та жаростійкість сплавів на основі кобальту, тому легування цими елементами не використовується. Основним з елементів, який стабілізує ГЦК структуру в сплавах кобальту є нікель. Вміст нікелю в жароміцних кобальтових сплавах, як правило, складає 10-30%. Важливе значення в цих сплавах має хром, який забезпечує високу корозійну стійкість та позитивно впливає на їх жароміцність. Вміст хрому в деформуємих сплавах, як правило, складає 18-20%, а в литих сплавах 23-28%, що значно вище, ніж допускається в сплавах на нікелевій основі. Крім того, в сплави вводять до 10% вольфраму або молібдену та вольфраму (сумарно), а також ніобій, титан, ванадій. Молібден та вольфрам є одночасно зміцнювачами твердого розчину та частково входять до складу карбідних фаз, а ніобій, титан, ванадій в основному присутні в карбідах. В кобальтових сплавах, як правило, утворюються карбіди типу MeC, Me₆C, Me₇C₃, Me₂₃C₆.

8.3.3 Жароміцні та особливо жароміцні сплави на основі тугоплавких металів

Тугоплавкі метали включають, як правило, метали, у яких температура плавлення перевищує 1700°C. Найбільше застосування одержали метали VA підгрупи — ванадій, ніобій, тантал і метали VIA підгрупи — хром, молібден, вольфрам. Тугоплавкі метали мають міцні

міжатомні зв'язки і відрізняються високими температурами плавлення, малим тепловим розширенням, невеликою теплопровідністю, підвищеною жорсткістю.

Однак, при високих температурах усі найважливіші тугоплавкі метали (за винятком хрому) швидко окислюються. Низька жаростійкість — великий недолік тугоплавких металів.

За сукупністю технологічних властивостей тугоплавкі метали і їх сплави відносять до матеріалів, що важко оброблюються. Усі види гарячої обробки утруднені великим опором пластичному деформуванню, низькою технологічною пластичністю в ряді металів і сплавів, небезпекою забруднення домішками впровадження. Щоб уникнути забруднення, нагрів і обробки заготовок проводять у захисних середовищах або у вакуумі і застосовують для цих цілей спеціальне, більш складне й дороге, ніж звичайне устаткування.

Тугоплавкі метали активно взаємодіють із домішками впровадження: киснем, азотом, вуглецем і воднем, що активно їх покрихчують.

Механічні властивості тугоплавких металів залежать від способу виробництва та вмісту домішок. Підвищення пластичності вольфраму, молібдену й хрому є актуальною задачею. Добавки титану й цирконію, а також рідкоземельних металів використовуються як основна міра підвищення пластичності тугоплавких сплавів.

Сплави на основі тугоплавких металів підрозділяють на дві групи: сплави із структурою твердого розчину і загартовані та старіючі сплави.

Сплави на основі ванадію й хрому найменш жароміцні. Проте при температурах 800-1000°C сплави ванадію перевершують залізні і нікелеві сплави, а сплави на основі хрому, завдяки жаростійкості, застосовують до температур 1000-1100°C.

Сплави на основі ніобію працездатні до 1300°C, а при короткочасній роботі витримують температури до 1500°C. Їх основна властивість — невелика щільність.

Сплави на основі молібдену працездатні до 1300-1400°C, на основі танталу — до 2000°C, а на основі вольфраму — до 2000-2200°C. При температурах до 1900-2000°C багато сплавів на основі тугоплавких металів більш жароміцні, ніж вольфрам. Вище температури 2000-2500°C нелегований вольфрам є найжароміцнішим металом.

Висока жароміцність тугоплавких металів при температурах, близьких до 1000°C і вище, в першу чергу обумовлюється високою енергією і міцними силами їх міжатомних зв'язків, а також високою температурою їх рекристалізації, тобто розгартування; особливо високою є температура рекристалізації деяких твердих розчинів на основі тугоплавких металів. Полігонізація додатково підвищує температуру рекристалізації: утворюються стінки блоків, що чинять перепони переміщенню дислокацій. Тому тугоплавкі метали при випробуваннях демонструють високу межу повзучості, наприклад, напруга, що викликає 1%-ву деформацію за 2,4 години при 1000°C (рисунок 8.20) у хрома, молібдену, ніобію, танталу і, особливо, у вольфраму була значно вищою, ніж у титана, ванадію і цирконію.

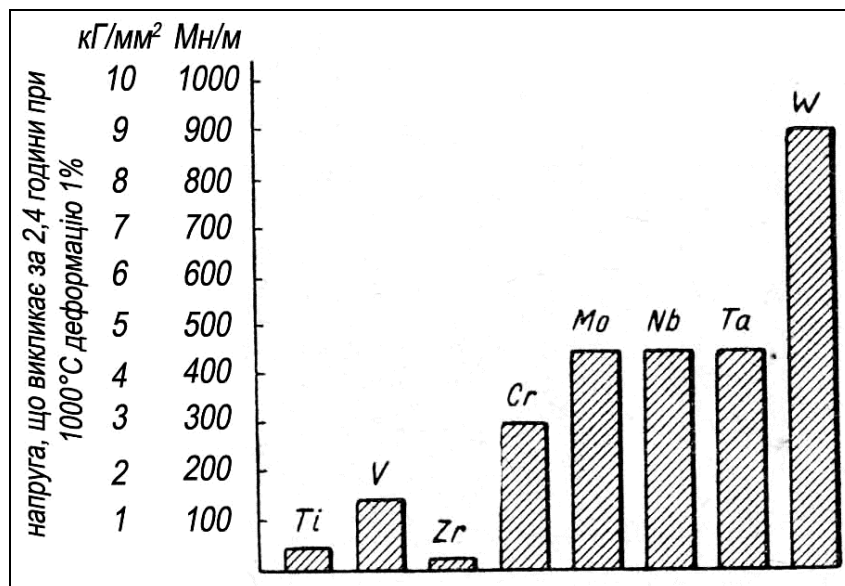


Рисунок 8.20 – Напруга, яка викликає 1% деформацію за 2,4 години при 1000°C для різних металів

Температури плавлення найбільш розповсюджених тугоплавких металів: вольфраму – 3410°C ; танталу – 3000°C ; молібдену – 2640°C ; ніобію – 2415°C ; хрому – 1900°C .

При кімнатній температурі тугоплавкі метали мають високу корозійну стійкість, але при високих температурах, внаслідок високої швидкості окислення, недостатньої щільності прилягання до металу і летючості їх окислів вони, за виключенням хрому, відрізняються дуже низьку жаростійкість. Якщо прийняти найбільш низьку жаростійкість (опір окисленню) молібдену за 1, то, відповідно, жаростійкість у різних металів буде: у танталу – 1,4; у ніобію – 2,3; у вольфрама – 14; у цирконія – 27; у титана – 54; у хрому – 320; у нержавіючої сталі 1X18H9T – 1600. Тому для створення необхідної жаростійкості тугоплавкі метали і їх сплави слід використовувати із захисними покриттями, а в окремих випадках створювати в них шляхом легування більш міцні і менш летючі плівки окислів на їх поверхні. Схильність до оброблення тиском, різанням, піддаватися зварюванню, відливанню і т. ін.. тобто технологічність у тугоплавких металів є дуже низькою, особливо у вольфрама. Тому серед тугоплавких металів найбільше використання отримали молібден і ніобій, технологічність яких є порівняно задовільною.

Окрім того, для ракет, супутників і космічних кораблів. Які працюють на рідкому паливі, використовують рідкий водень і рідкий кисень. Тому температура переходу в крихкий стан особливожароміцних сплавів, що мають кристалічну ґратку об'ємноцентрованого куба, повинна бути достатньо низькою, щоб їх можна було використовувати в умовах глибокого холоду. Найбільш вигідною низькою температурою переходу в крихкий стан відрізняється тантал і ніобій (рисунок 8.21).

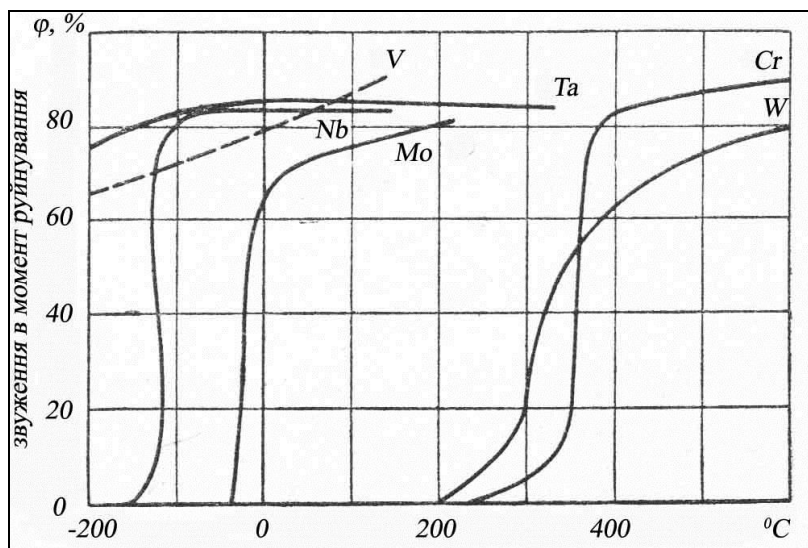


Рисунок 8.21 – Вплив температури на перехід металів в крихкий стан

Менш вигідним у цьому випадку є використання молібдену, у якого температура переходу в крихкий стан є трохи нижчою 0°C; у молібденого сплаву, який містить 0,5% Ti – мінус 35°C, а добавка ренію знижує цю температуру до мінус 150°C. Вольфрам і хром стають крихкими і втрачають пластичність при температурах, значно вищих за кімнатну, що дуже невигідно для їх використання. Крихкість вольфраму, молібдену, ніобію, які отримують методами порошкової металургії, може бути значно зниженою після їх ретельного очищення від кисню, азоту, водню і інших домішок, наприклад, шляхом використання електронно-променевої плавки.

Вольфрам і його сплави. Вольфрам — найбільш міцний і тугоплавкий метал, який свою високу міцність добре зберігає і при високих температурах (рисунок 8.22). Механічні властивості вольфраму залежать від способу одержання та обробки й наявності домішок. Ковкий вольфрам утворюється попередньо під великим тиском порошку відновленого металу. Він відносно добре піддається куванню, прокатуванню й волочінню. Вольфрам має кубічну об'ємноцентровану ґратку; температура плавлення його біля 3360°C. Питома вага — 19,35 г/см³, нижче 900°C вольфрам не окислюється на повітрі. У звичайних умовах він дуже стійкий.

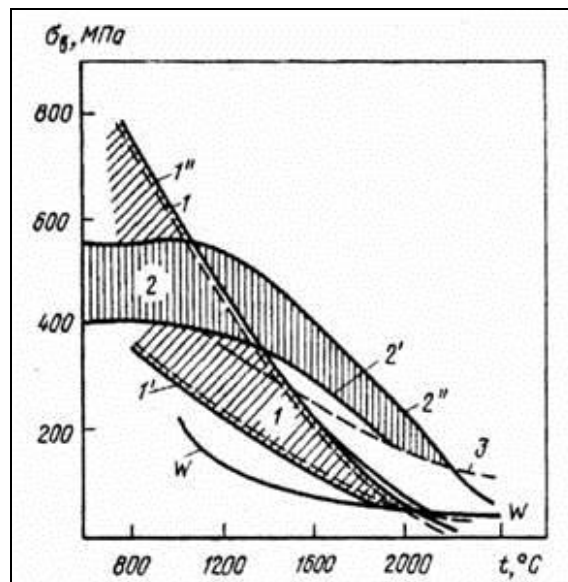


Рисунок 8.22 – Температурна залежність міцності вольфраму

Висока тугоплавкість вольфраму обумовила застосування його для ниток розжарення. Стійкість вольфрамових ниток стає високою тоді, коли електричний опір по всій довжині нитки майже однаковий. Наявність прошарків домішок і міжкристалічних порожнин по межах зерен робить метал неоднорідним, у місцях скупчення домішок і порожнин опір різко збільшується, що приводить до локального розігріву і передчасного перегорання ниток.

Стійкість вольфрамових ниток залежить і від характеру структури. При експлуатації полієдрична структура менш сприятлива, ніж структура з довгими, витягнутими уздовж нитки кристалами. Найвищу стійкість у роботі показують монокристалічні нитки.

Одержання довгих кристалічних ниток на практиці досягається шляхом регулювання кількості домішок (окису торію) у металі, завдяки чому створюються також умови рекристалізації деформованого волочінням металу, коли зерна зростають, головним чином, у напрямку деформації (уздовж нитки). Існують способи одержання і монокристалічних ниток.

Вольфрам, також як і молібден, використовується для нагрівників лабораторних електропечей, що працюють при 1200°C і вище. Значна кількість його використовується також у хімічній промисловості. Основною

областю використання вольфраму є виробництво легованих сталей і твердих сплавів. Вольфрам, як відомо, є одним з основних легуючих елементів в інструментальних, зокрема швидкоріжучих сталях.

Структура і властивості цих сплавів змінюються в залежності від вмісту кобальту й карбідів титану в сплаві. У сплавах із високим вмістом карбідів титану (Т30К4 і Т60К6) структура після спікання складається тільки зі складних карбідів (Ti, W)C і потрійного кобальтового прошарку, тому що карбіди вольфраму при спіканні цілком розчиняються в карбідах титану і кобальту. Розчинність вольфраму в карбіді титану відповідно до досліджень Я. С. Уманського, дуже висока. При високих температурах біля 90% W може розчинитися в карбіді титану. Розчинність же титана в карбіді WC незначна.

Металокерамічні сплави типу побідит мають найвищу теплостійкість (до 1000°C), вони перевершують у цьому відношенні всі інші сплави, які застосовуються для різальних інструментів. Перевагою цих сплавів є також і та обставина, що зниження твердості при розігріві від тертя до високих температур не є необоротним процесом, як це спостерігалось в загартованих інструментальних сталях при відпуску. При охолодженні тверді сплави знову відновлюють свою твердість і вона виявляється такою ж як і до нагрівання. Завдяки заміні швидкорізальних сталей металокерамічними сплавами типу побідиту продуктивність металорізальних верстатів збільшилася приблизно в десять разів, а швидкість різання підвищилась в десятки разів.

Молібден і його сплави. Молібден та сплави на його основі представляють значний інтерес для авіаційної та ракетної техніки. Останнім часом застосування молібдену і його сплавів як конструкційного матеріалу для виготовлення різних напружених деталей, що працюють при високих температурах, сильно збільшилось.

Молібден — дуже міцний і тугоплавкий метал, плавиться при 2620°C. Він має при підвищених температурах більш високу твердість і міцність, ніж ніобій і хром, поступається тільки вольфраму й іридію, але останні два мають приблизно в 2 рази більш питому вагу. Питома вага молібдену — 10,3 г/см³.

Чистий молибден пластичний і ковкий метал, допускає обробку тиском у гарячому й холодному стані. Зміцнення молибдену при деформації залежить, в основному, від температури й розміру деформації. Міцність обробленого тиском молибдену залежить від розміру зерна, ступеня деформації і термічної обробки. У відпаленому стані міцність молибдену складає 800-1000 МПа при подовженні 10-20%. Молибден, забруднений домішками, дуже твердий метал. При звичайній температурі молибден стійкий на повітрі, при нагріванні вище 700°C швидко окисляється, що є істотним його недоліком. У чистому кисні молибден горить вже при 500-600°C. Має гарну хімічну стійкість в соляній, плавиковій і розведених азотній кислотах. Сплави молибдену з танталом можуть використовуватися для заміни платини.

Основними недоліками молибдену та сплавів на його основі є невелика окислостійкість, висока крихкість зварних швів, мала пластичність при низьких температурах. В залежності від вмісту домішок, технології обробки, стану поверхні зразків та умов випробувань температура хладноламкості молибдену коливається від -196°C до 480°C. В литому не розкисленому молибдені технічної чистоти температура хладноламкості складає 50-150°C. Введення в молибден і його сплави 0,0001-0,0002%B; 0,2-0,3%Al; 0.01-0.5%(Ce+La); 0.03-0.1%Ni та 0,8-2,0%Ta призведе до зниження температури хладноламкості.

У чистому виді молибден застосовується як нагрівач в електродпечах, призначених для одержання високих температур (до 1600°C). Молибденові нагрівачі потребують створення захисної атмосфери з водню або парів спирту. Він також широко застосовується у радіотехніці, рентгенотехніці, для деталей електровакуумної апаратури, у випрямителях струму і т.д. Значна кількість молибдену застосовується як легуюча домішка до складних чорних і кольорових сплавів, із метою підвищення їх твердості, міцності, в'язкості і жароміцності. Легування молибдену сильно підвищує прогартовуємість сталей. Карбіди молибдену відрізняються дуже високою твердістю і можуть застосовуватися при виготовленні твердих сплавів.

Молибден у чистому виді має значний опір повзучості при високих температурах. Однак, через низький опір газовій корозії молибден не може застосовуватися без захисту як матеріал, призначений для високотемпературної служби (вище 700°C). Легування молибдену різними елементами дозволяє значно змінювати не тільки його твердість, міцність і в'язкість, але і в значній мірі вирішувати питання створення ефективного захисту його від газової корозії (шляхом підвищення жароміцності й жаростійкості). Найбільш ефективно змінюють властивості молибдену і його сплавів добавки бору, берилію, цирконію, ванадію, танталу, хрому та ін. Ці добавки навіть у невеликих кількостях підвищують твердість, міцність і жароміцні властивості, але пластичні властивості знижуються. Характер зміни властивостей міцності й пластичності залежить від ступеня легування молибдену. Добавки титану і вольфраму в незначній мірі впливають на властивості молибдену. При сплавленні або спіканні молибдену з ванадієм, вольфрамом, ніобієм, танталом, титаном і хромом утворюються тверді розчини з необмеженою розчинністю. Бор, кремній, цирконій, алюміній, вуглець і ін. утворюють із молибденом системи з дуже малими областями обмежених твердих розчинів, із наявністю проміжних з'єднань і евтектик. Будова і структура молибденових сплавів вивчена ще недостатньо. Легуючі елементи збільшують короточасову міцність молибдену у тим більшому ступені, чим більша невідповідність в розмірі атомів молибдену та розчиненого металу (рисунок 8.23). сильно підвищують коротко часову міцність молибдену при відносно низьких температурах ($<900^{\circ}\text{C}$) нікель, кобальт, залізо, менш інтенсивно цирконій, хром, титан, ніобій, слабо зміцнюють — ванадій, алюміній, вольфрам. При більш високих температурах ($1200-2000^{\circ}\text{C}$) найбільш сильну зміцнюючу дію здійснює вольфрам у великих концентраціях.

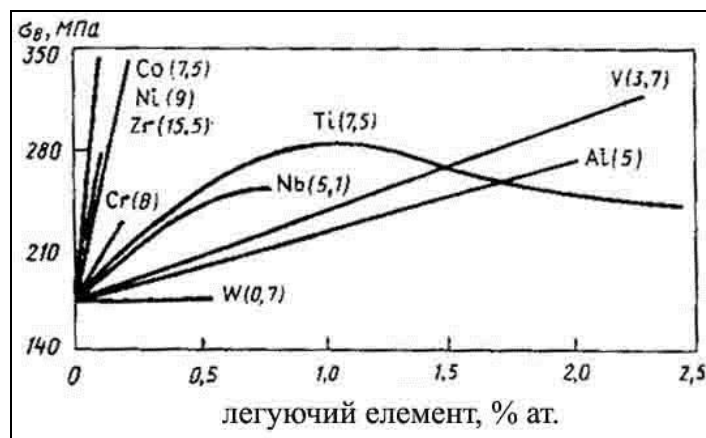


Рисунок 8.23 – Вплив легуючих елементів на короточасову міцність молибдену при 870°C (рекристалізований матеріал). Цифри в скобках – параметр невідповідності розмірів атомів (В. Чанг)

Тривалу міцність молибдену найбільш ефективно підвищують елементи IVA підгрупи (цирконій, титан, гафній), VA підгрупи (ніобій, ванадій) періодичної таблиці Д.І. Менделєєва. Позитивний вплив вольфраму на тривалу міцність молибдену проявляється лише при достатньо високих температурах і визначається не параметром невідповідності розмірів атомів, а силами міжатомного зв'язку.

Легування молибдену невеликими кількостями цирконію, титану, гафнію призведе до значного зміцнення як при кімнатній, так і при високих температурах не через розчинний ефект, а в результаті утворення дисперсних фаз впровадження. Максимум зміцнення спостерігається при невеликому вмісті цих елементів, коли вони повністю зв'язані в фази впровадження. Розчинення цих елементів в матриці сплаву приводить до зниження тривалої міцності при високих температурах. Так, зокрема, сплави системи Мо-Ті мають найкращі властивості при введенні 0,5% Ті (рисунок 8.24). Зміцнення молибдену, обумовлене розчинним механізмом, обмежене сильним підвищенням температури хладноламкості при легуванні та погіршенням технологічної пластичності молибдену, і без того недостатньо високої. Тому більшість легуючих елементів можна вводити в молибден в невеликих кількостях, як правило, не більше 1-1,5% (по масі) в сумі. Виключення складають вольфрам, тантал та реній.

Великий інтерес представляють сплави молібдену з невеликими добавками титану і цирконію (до 1%). На рисунку 8.24 наведено ізотермічний перетин діаграми стану системи Mo-Ti-Zr при 900°C.

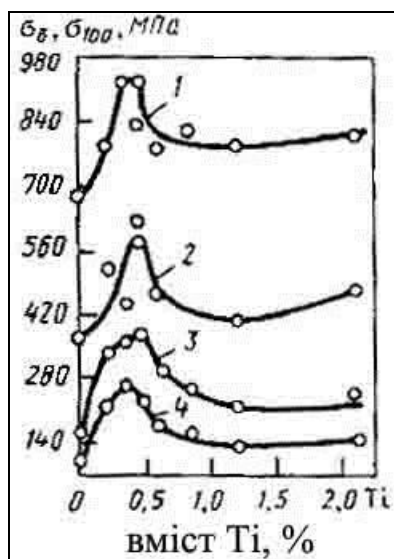


Рисунок 8.24 – Вплив титану на часовий опір розриву при 24 (1) та 870°C (2) й 100-год міцність при 870°C (3) і 1090°C (4) прутків зі сплавів Mo-Ti після відпалу для зняття напруги (М. Семчишен)

В цій системі є обширна область розчинів на основі β -Ti, який при наближенні складу до сторони Mo-Zr розширюється на два твердих β -розчини різної концентрації β_1 та β_2 . Ці розчини утворюють з δ -фазою (Zr-Mo₂) трифазну ($\beta_1 + \delta$) та двофазну ($\beta_2 + \delta$) рівноваги.

При тому вмісті титану та цирконію, який представляє практичний інтерес, структура сплавів на основі молібдену у відповідності до діаграми стану повинна бути однофазною. Однак в дійсності ці елементи реагують з вуглецем, який завжди присутній в молібдені як домішка і утворює карбіди типу TiC та ZrC, окрім Mo₂C. В ряді випадків вуглець спеціально вводять як легуючий елемент. Дисперсні виділення карбідів MeC ефективно підвищують жароміцність молібдену. Розчинність карбідів молібдену, титану і цирконію в твердому розчині зменшується зі зниженням температури і тому сплави, леговані титаном, цирконієм і вуглецем, істотно зміцнюються при термічній обробці, яка складається з гартування та старіння.

Карбід Mo_2C здійснює шкідливий вплив на механічні властивості молібдену та його сплавів. Цей карбід розташовується по межах зерен молібденового твердого розчину, що викликає зниження пластичності не тільки при кімнатній, а й при високих температурах. Карбіди TiC , ZrC , $(\text{Ti}, \text{Zr})\text{C}$ виділяються у більш сприятливій формі і не викликають подібного покрихчення.

Жароміцні матеріали на основі молібдену можна розділити на чотири групи (таблиця 8.9):

1. практично чистий молібден;
2. низьколеговані мало вуглецеві сплави;
3. низьколеговані високо вуглецеві сплави;
4. високолеговані сплави.

На рисунку 8.25 представлені вітчизняні сплави ЦМ5, ЦМ6, ЦМ-2А, ВМ-1, ТСМ4 з типовим вмістом вуглецю 0,004-0,05%С (по масі), а також сплави ЦМ10 та ТСМ-7 зі зниженим вмістом вуглецю.

Однак, через чутливість молібденових сплавів при високотемпературній службі до газової корозії, область застосування їх поки обмежується.

Незважаючи на те, що ці сплави потребують захисту від газової корозії при високих температурах, вони можуть зайняти головне місце серед жароміцних сплавів, призначених для високотемпературної служби (вище $900-1000^\circ\text{C}$).

Для створення жаростійкості деталей з молібдену і його сплавів використовують шість основних типів закисних покриттів:

1. Дифузійна металізація, наприклад, силіцировані при $1100-1300^\circ\text{C}$ в потоці газу SiCl_4+H_2 , при цьому утворюється захисний шар товщиною 0,1 мм з надзвичайно жаростійкого дисиліциду молібдену (MoSi_2). Таке покриття забезпечує захист молібдену впродовж не менше 4000 годин при 1000°C або не менше 30 годин при 1700° і найбільш широко використовується там, де немає теплових або механічних ударів.

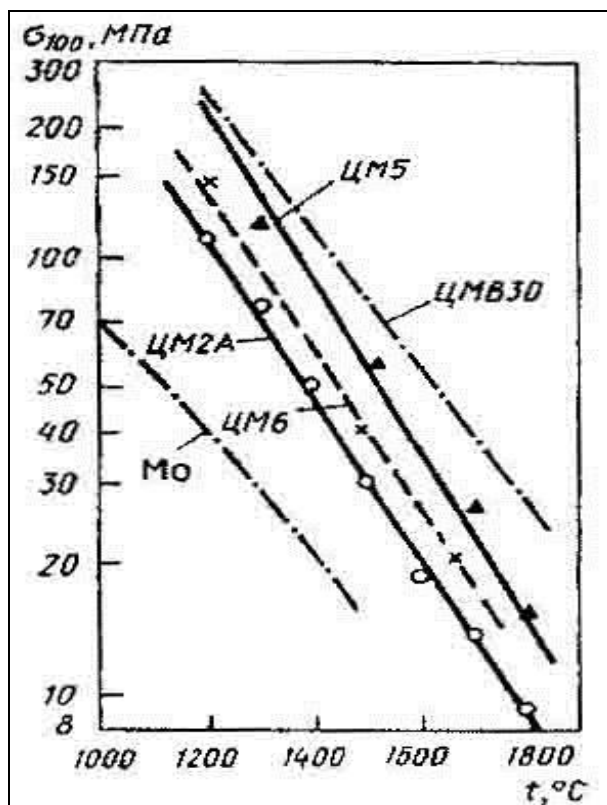


Рисунок 8.25 – Тривала 100-годинна міцність молібденових сплавів

2. Гальванічні покриття хромом і нікелем захищають від окислення сплави молібдену при температурах 900-1200°C і використовуються для турбінних лопаток. Також використовують і гальванічні покриття бором, алюмінієм і іншими металами.

3. Для деталей, які виготовляються з прокату, використовують плакування шаром жароміцних сплавів на основі нікелю або інших жароміцних матеріалів товщиною від 0,1 до 0,5 мм, який захищає сплави молібдену від окислення впродовж 200 годин при 1200°C і до 500 годин при 1100°C.

4. Занурення виробів в розплавлений Al-Si сплав при температурі 1000-1300°C. При цьому на поверхні молібденового сплаву на повітрі отримують скловидний запобіжний шар окислів.

5. При короткотривалій роботі при температурах вище 1500°C молібденових сплавів їх покривають шляхом напилення шаром тугоплавких окислів алюмінію, цирконію, магнію і берилію.

6. Напилення у вакуумі шаром хрому товщиною 0,1-0,2 мм, який захищає молібденові сплави впродовж 100-200 годин при 1100°C.

Кожне з перелічених вище покриттів не може задовольнити усім вимогам служби виробів при особливо високих температурах, тому треба використовувати багатошарові покриття. Найбільш високі температури витримують покриття з дисцилідів молібдену і керамічні покриття.

Ніобій і сплави на його основі. Ніобій розповсюджений в природі більше, ніж молібден, також він, як тугоплавкий метал, виготовляється методом порошкової металургії, вакуумно-дугової і електронно-променевої плавки. Ніобій має кристалічну ґратку центрованого куба; в порівнянні з молібденом він має перевагу в меншій питомій вазі – 8,57. Ніобій відрізняється високою жароміцністю, його жаростійкість є дещо вищою, ніж у молібдені, а головне – він є технологічним, пластичним і добре зварюється. Малий поперечний перетин захвату ім теплових нейтронів і корозійна стійкість при 800°C в рідких металах є досить цінними властивостями для атомної промисловості.

Легування сплавів ніобію, в основному, має наступні значення:

1. Створення твердих розчинів заміщення шляхом добавки елементів більш тугоплавких, ніж ніобій: вольфраму, молібдену, ренію і інших, які завдяки своїм міцним міжатомним зв'язкам ефективно зміцнюють сплави ніобію при особливо високих температурах, наприклад, від 1100°C до 1400°C.

2. Утворення найдрібніших часточок тугоплавких карбідів, окислів або нітридів, наприклад, добавки невеликих кількостей цирконію, вуглецю і інших елементів, які підвищують жароміцність ніобієвих сплавів після їх старіння.

3. Підвищення жаростійкості ніобієвих сплавів можна досягнути добавкою хрому, кремнію і алюмінію, але їх жароміцність і пластичність при цьому дещо знизяться.

Сплави ніобію з цирконієм є технологічними, легко деформуються і оброблюються ріжучим інструментом.

В якості термічної обробки ніобієвих сплавів використовують: відпал виливків, міжопераційний відпал деформованих заготовок і відпал готових виробів. Відпал у вакуумі при температурі 1250-1300°C супроводжується підвищенням пластичності і зниженням міцності.

При відпалі для зняття внутрішніх напруг використовують температури 850-950°C.

Тантал і сплави на його основі. Тантал добувається у кількостях, набагато менших, ніж ніобій, він мало розповсюджений у природі, важко виділяється з руди і є дуже дорогим, що обмежує його використання. Це важкий метал з питомою вагою 16,6, яка наближається до питомої ваги вольфраму; він має кристалічну ґратку центрованого куба. Тантал відрізняється виключною корозійною стійкістю в агресивних середовищах. Тому тантал використовують в хірургії як шовний матеріал і замінних кісток. Він має низьку температуру переходу в крихкий стан і високу жароміцність, що є важливим при його використанні для ракет і супутників. Тантал може використовуватися у вигляді сплаву з 30% ніобію і 7,5% ванадію. Сплави танталу використовують для роботи при температурі від 1350°C до 1650°C.

Вольфрам. Виробництво вольфраму освоєно дуже гарно, і його висока температура плавлення привертає особливу увагу для використання в особливожароміцних сплавах. Він має кристалічну центрованого куба, він є важким – його питома вага 19,3. Перевагою вольфраму є високий модуль пружності.

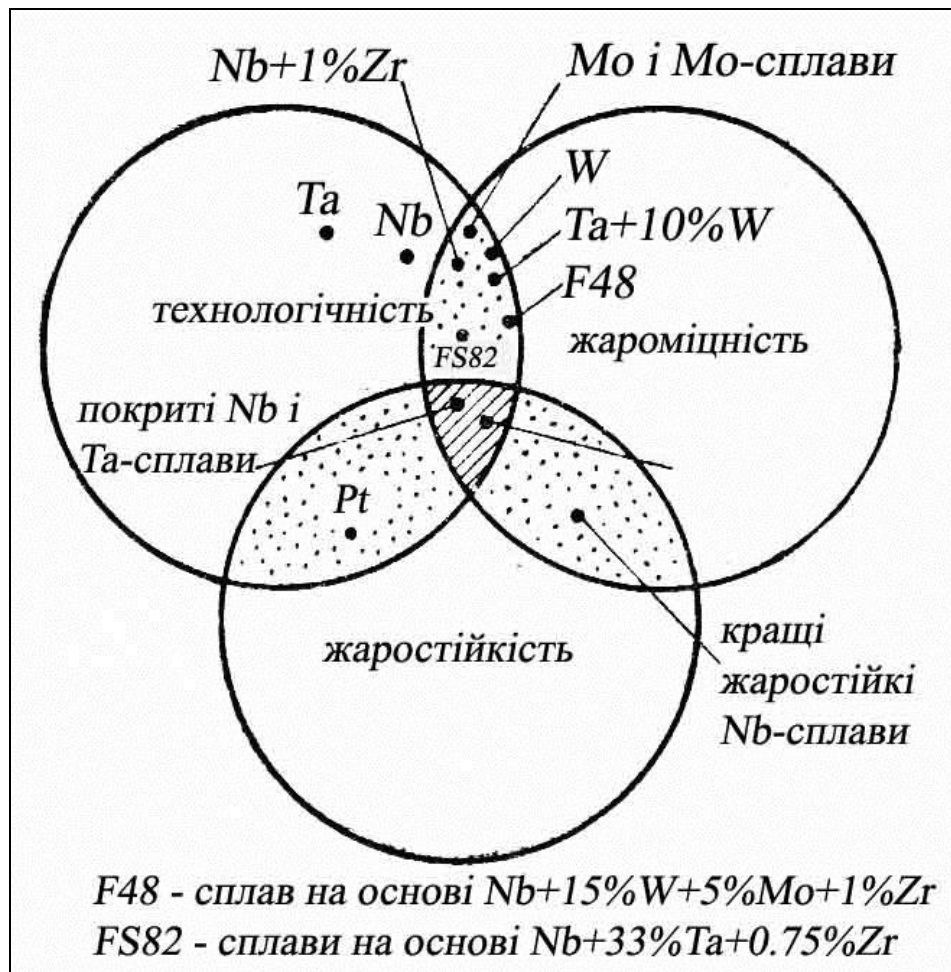


Рисунок 8.26 – Технологічність, жароміцність і жаростійкість тугоплавких металів

Істотним недоліком вольфраму є його погана технологічність, особливо штампуємість, і висока температура переходу у крихкий стан, що обмежує його використання для особливожароміцних сплавів. Однак бувають випадки, коли потребується метал, спроможний витримувати температури вище $1650^{\circ}C$ і навіть $2200^{\circ}C$, наприклад, в наконечниках ракет, де використання сплавів вольфраму стає неминучим.

До числа сплавів вольфраму, більш жароміцних, ніж чистий вольфрам, наприклад відносять сплави, які містять 15% Mo , що можуть працювати при температурах $2200^{\circ}C$, або містять 1-2% ThO_2 або 0,4% TaC .

Вибір жароміцного сплаву для роботи при особливо високих температурах. Особливі вимоги, які пред'являються до жароміцних

сплавів, можуть бути наглядно представлені у вигляді трьох окружностей, які частково накладаються один на один (рисунок 8.26) і характеризують технологічність, жароміцність і жаростійкість (опір окисленню).

Сплави, що задовольняють усім вимогам, отримати дуже складно; до них можна віднести молібденові, ніобієві і танталові сплави з покриттям. Ніобієві сплави з більш кращим опором окисленню, жароміцні і менш технологічні. Молібден, і, особливо, вольфрам є дуже жароміцними, але погано опираються окисленню, а вольфрам не є технологічним і дуже складно обробляється.

8.3.4 Сталі з особливими тепловими властивостями

Легування сталі великою кількістю нікелю забезпечує дуже низький коефіцієнт її теплового розширення (рисунок 8.27).

Сталь з високим вмістом нікелю має аустенітну структуру; її склад наведений у таблиці 8.10.

Сплав інвар Н36 в межах температур від -50°C до $+100^{\circ}\text{C}$ має коефіцієнт лінійного розширення, який наближається до нуля. При підвищенні температури від 100°C цей коефіцієнт швидко збільшується, а при температурах вище 275°C він навіть перевищує коефіцієнт лінійного розширення звичайних сталей.

Інвар використовують в точному приладобудуванні, наприклад, для геодезичних і оптичних приладів. З інвару виготовляють вставки для розрізних алюмінієвих автомобільних поршнів, щоб зменшити їх теплове розширення і усунути заїдання в циліндрах під час роботи.

Коефіцієнти лінійного розширення платиніту, скла і платини є однаковими, тому платиніт Н42 є заміником дуже дорогої платини при необхідності впайки проводів у скло.

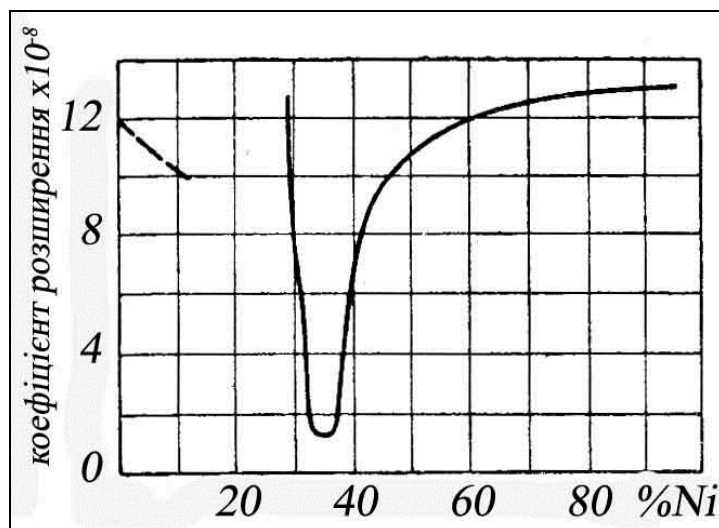


Рисунок 8.27 – Вплив нікелю на зміну коефіцієнту розширення сталі при температурах від 0°C до 100°C

Таблиця 8.10 – Сталі з тепловими властивостями

Назва	Марка сталі	Хімічний склад, %						
		C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
Інвар	H36	0,3	0,35	0,7	0,2	35-37	0,035	0,02
Платиніт	H42	0,3	0,4	0,8	0,2	42-44	0,035	0,02
Елінвар	X8H36	0,35-0,48	0,5	0,3-0,6	7,2-8,2	36,5-38,5	0,035	0,03
*вміст елементів, вказаний одним числом, є межевим								

Елінвар Х8Н36 відрізняється постійним модулем пружності, який практично не змінюється при температурі від -50°C до +100°C. З елінвару виготовляють годинникові пружини, камертони і фізичні прилади.

Фактори, які сприяють жаростійкості і жароміцності:

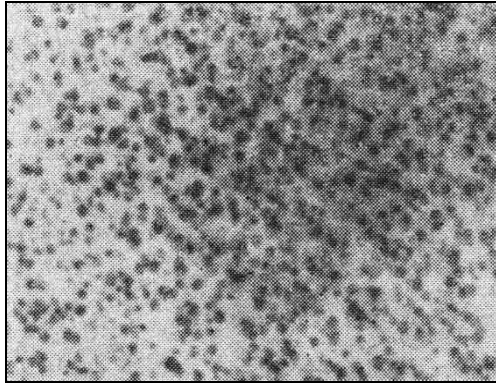
1. Жаростійкість сталі або сплаву поперед усього визначається температурою плавлення і міцністю міжатомних зв'язків, яка знижується з підвищенням температури. Наприклад, найменша жароміцність спостерігається в сплавах магнію або сплавах алюмінію, які мають найменшу температуру плавлення. Метали з гексагональною ґраткою, наприклад, титан та цирконій, незважаючи на більш високу температуру

плавлення в порівнянні з залізом і нікелем, завдяки меншій міцності міжатомного зв'язку мають меншу жароміцність.

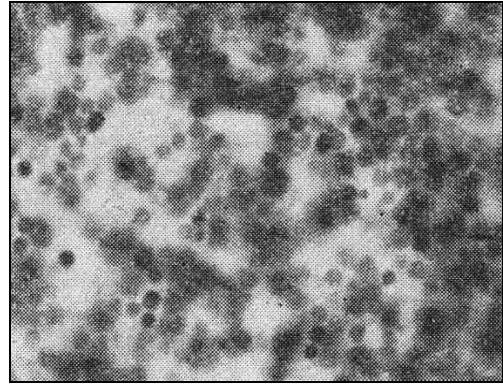
Найбільшою жароміцністю характеризуються тугоплавкі метали з кристалічною ґраткою центрованого куба, такі як хром, молібден, ніобій і вольфрам.

2. Утворення твердих розчинів викликає появу більш міцних сил зв'язку між різнорідними атомами в порівнянні з тими, як існують в чистих металах. Крім того, хмари атомів металу, що розчиняється, чинять перепони до переміщення дислокацій в ґратці металу, що розчиняє. Таким чином, тверді розчини мають більшу жароміцність, ніж метали, на основі яких вони утворюються. Додаткове підвищення жароміцності досягається за рахунок створення багатокомпонентних твердих розчинів, тому що введення в ґратку металу, що розчиняє, не одного, а двох, трьох і більше різних атомів елементів, що розчиняються, ще в більшому ступені підвищує сили хімічного зв'язку між різнорідними елементами.

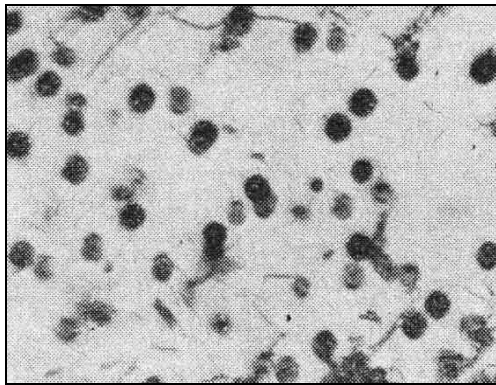
3. Старіння пересичених твердих розчинів завдяки виділенню дрібнодисперсних часток зміцнюючої фази. Наприклад, в жароміцних сплавах на нікелевій основі після гартування і старіння виділяються найдрібніші часточки фази γ' складу $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ з ґраткою як в матриці, але з дещо більшим періодом. Дослідження найтонших плівок зі сплаву ХН80Т2Ю на просвіт під електронним мікроскопом показує, що після старіння при 700°C впродовж 14 годин часточки зміцнюючої фази γ' є дуже дрібними (рисунок 8.28, а); старіння при 800°C впродовж 10 годин збільшує їх розміри (рисунок 8.28, б). У дійсності такі часточки є ще меншими, тому що дифузійне розсіяння електронів охоплює не тільки самі часточки, а й частину матриці навколо них, де ґратки є пружно викривленою.



а



б



в



г

а – старіння при 700°C впродовж 16 годин, $\times 85000$; б - старіння при 800°C впродовж 10 годин, $\times 100000$; в - старіння при 850°C впродовж 10 годин, деформація 6%, $\times 36000$; г - старіння при 850°C впродовж 10 годин, деформація 16%, $\times 50000$

Рисунок 8.28 – Жароміцний сплав на нікелевій основі (ХН80Т2Ю) після гартування і старіння

Дислокацій, які утворюються при деформації з подовженням у 6% при високій температурі, багатократно перетинають дрібні часточки фази, що зміцнює, яка утворюється після старіння при 700°C.

Укрупнені часточки після старіння при 850°C впродовж 10 годин не перетинаються, а охоплюються дислокаціями з утворенням петель і скопичень (рис. 8.28, в). При великих деформаціях з подовженням у 16% укрупнені часточки перетинаються дислокаціями (рис. 8.28, г), яке вже легше пересуваються по вже «освоєним» шляхам, що й знижує жароміцність.

Недостатня стійкість найдрібніших часточок зміцнюючих фаз, які при високих температурах знову можуть переходити в твердий розчин, є суттєвим недоліком жароміцних сплавів, які зміцнюються шляхом старіння.

4. Більш досконалим методом зміцнення жароміцних сплавів є добавка в них найдрібніших часточок зміцнюючої фази, яка не переходить в твердий розчин. Наприклад, добавка в чистий нікель 2% ThO_2 у вигляді найдрібніших часточок діаметром 0,1 мк, які рівномірно розсіяні в металі (рисунок 8.29).

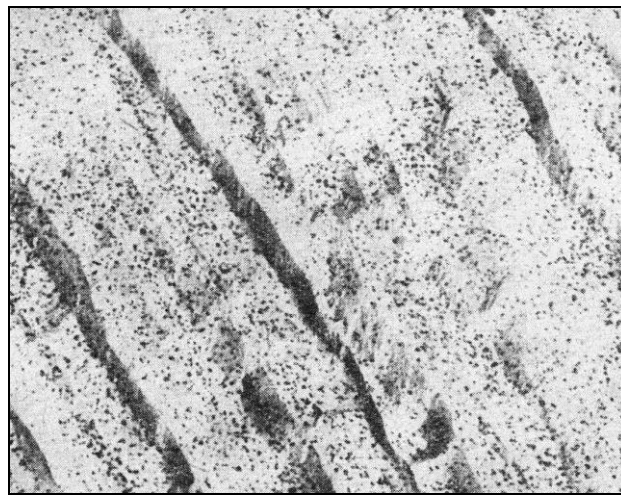


Рисунок 8.29 – ТД – нікель з найдрібнішими часточками ThO_2 ; $\times 10000$

Завдяки цьому нікель зберігає свою жароміцність до температур майже 1400°C , у той час як найкращі зміцнені старінням багатокomпонентні сплави на основі нікелю можуть використовуватися тільки до температур, які не перевищують 1000°C . Найдрібніший порошок ThO_2 отримують при термічному розкладанні нітрату торію. Після перемішування з порошком чистого нікелю суміш загружають в резинові контейнери і піддають гідравлічному пресуванню. Після видалення скловидної змазки сплав можна піддавати холодному волочінню і прокатці; нарешті з нього отримують прутки, листи, труби.

Існує й інший метод створення найдрібніших часточок в жароміцному сплаві – шляхом окислення порошків зістарених твердих розчинів, при цьому найдрібніші часточки фаз, що в них виділилися, переходять у більш стійкі окисли.

Мідь шляхом введення найдрібніших часточок ThO_2 розміром 0,1 мк або ZrO_2 розміром 0,05 мк стає жароміцною до температур 1050°C.

Подібним чином можна зміцнити молібден, вольфрам, залізо, алюміній і інші метали та сплави.

5. Зміцнення за рахунок наклепу підвищує щільність дислокацій, коли багаточисленні дислокації, що перетинаються, і стінки дислокацій на границях блоків є перепонами для просування інших дислокацій, що гальмує деформацію до відомої температури і сприяє жароміцності.

6. Висока температура порогу рекристалізації визначає стійкість структури жароміцного сплаву. Наприклад, температура рекристалізації в сталях з аустенітною основою є вищою, ніж в сталях з феритною основою, тому аустенітні сталі розгартовуються при більш високій температурі, ніж феритні. Такі важко плавкі елементи, як молібден, хром, вольфрам, що вводять в твердий розчин для уповільнення дифузійних процесів, підвищують температуру рекристалізації. Не меншу роль для підвищення порогу рекристалізації також має і висока жароміцність і стійкість самих зміцнюючих фаз, які присутні в дрібнодисперсному розсіянні в твердому розчині і гальмують процес рекристалізації.

7. Крупнозернистість, а також міцність і зубчатість на границях зерен, які створюються раціональним легуванням, термічною обробкою і високотемпературною термомеханічною обробкою є необхідною умовою високої жароміцності сплаву.

В полікристалічних металах процес повзучості ускладнюється наявністю границь зерен і блоків, які можуть впливати на неї двояко. При температурі нижче рівномічної завдяки наявності на границях зерен

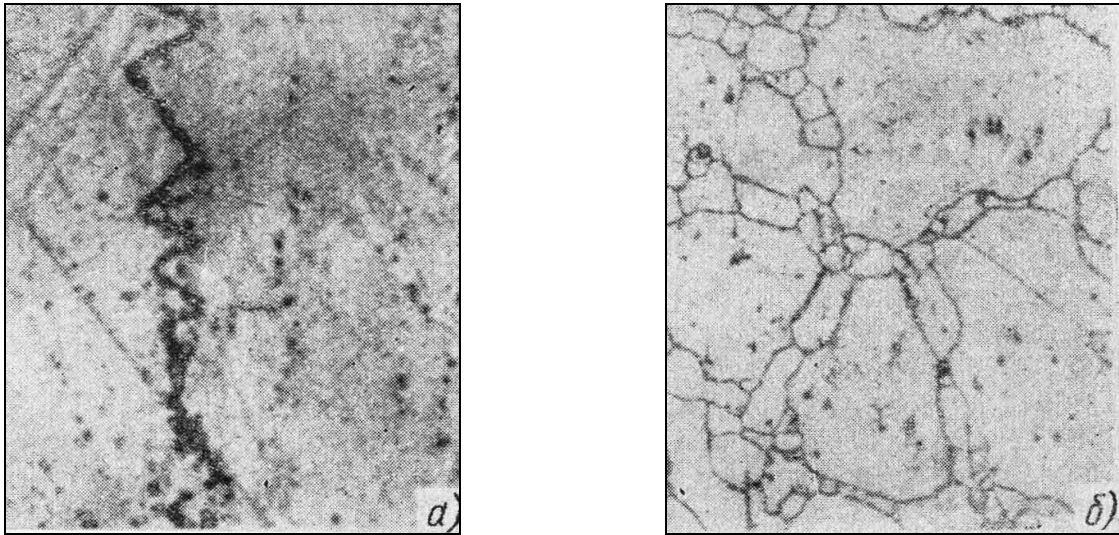
недосконалостей ґратки і домішок, вони чинять перепони переміщенню дислокацій. Навпаки, при температурі вище рівномірної, границі між зернами і блоками виявляються найбільш слабкими місцями, по яким легше протікає пластична деформація, полегшується протікання дифузії і самодифузії завдяки переміщенню зосереджених на них вакансій. Тому руйнування при високих температурах, як правило, здійснюється по границях зерен, при більш низьких температурах і кімнатній температурі тріщини проходять через зерно. У зв'язку з цим крупнозернисті метали і сплави при більш високій температурі є більш міцними, ніж дрібнозернисті; при менш високій температурі і кімнатній температурі, навпаки, більш вигідними є дрібнозернисті.

Також велике значення має зубчатість і наявність блочної структури. Для підвищення жароміцності аустенітних сталей запропонована високотемпературна термомеханічна обробка, яка складається з наступних операцій:

- 1) нагрівання до 1200°C для створення однорідного аустеніту;
- 2) підстужування до $1100-1000^{\circ}\text{C}$ для створення однорідного аустеніту;
- 3) деформація обтисканням до 30%;
- 4) термінове гартування на аустеніт з різким душовим (струменевим) охолодженням водою з метою подавлення процесу рекристалізації.

В результаті такої високотемпературної термомеханічної обробки аустенітна сталь отримує мікроструктуру з зубчатими границями зерен (рисунок 8.30, а) і блоками всередині зерен. В результаті спостерігається підвищення тривалої міцності високолегованих аустенітних сталей, що зберігається до температур, які не перевищують температуру рекристалізації, наприклад, до $900-950^{\circ}\text{C}$.

При неправильному режимі термомеханічної обробки аустенітних сталей, коли процес їх рекристалізації подавити не вдається, на місці «зубчатих» границь з'являються нові дрібні зерна (рис. 8.30, б), і ефект зміцнення пропадає.



а

б

а – зубці на границях зерен; б – наявність рекристалізації

Рисунок 8.30 – Структура жароміцної сталі після високотемпературної термомеханічної обробки

8. Різниця у дії легуючих елементів в сталі при кімнатній і високих температурах пояснюється властивостями їх атомів. Наприклад, атоми неметалу фосфору дуже сильно викривляють ґратку сталі, і, зосереджуючись на границях зерен і блоків, завдяки своїй нерухливості дуже ефективно гальмують переміщення дислокацій і зміцнюють сталь менше. При високих же температурах атоми фосфору набувають рухливості і вже не можуть ефективно чинити перепони переміщенню і сходженню дислокацій. У той же час набагато менш рухливі при високих температурах атоми молібдену діють по-іншому: вони чинять перепони на границях зерен дифузій вакансій і зміщень, гальмують переміщення і сходження дислокацій, що й підвищує жароміцність сталі.

Введення в жароміцні сталі таких елементів, як бор, церій, ніобій і цирконій в десятих, сотих, і навіть, тисячних долях відсотку, є дуже

корисним для зміцнення границь зерен, що суттєво підвищує жароміцність.

9. Жаростійкість (окалиностійкість) сталі або сплаву залежить від непроникності і міцності плівки окислів, які утворюються на їх поверхні в процесі газової корозії при високих температурах. Хром утворює на поверхні сталі тонку і міцну плівку окислів $(Fe, Cr)_2O_3$, яка дуже гарно оберігає її від окислення.

Навпаки, рихлі, неміцні і проникні для кисню плівки з FeO не можуть захистити сталь від окислення. Чим вищою є температура, при якій працює деталь, тим більше хрому повинно бути в сталі; наприклад, при температурі $900^{\circ}C$ достатньо 10% хрому, а при температурі до $1100^{\circ}C$ потребується вже 20-25% хрому. Алюміній і кремній створюють міцні плівки окислів з Al_2O_3 і SiO_2 , а також запобігають окисленню сталі; нікель тільки в кількості більше 20% підвищує жаростійкість сталі в атмосфера, які не містять сірчистих газів. Як феритні, так і аустенітні сталі при однаковому вмісті хрому, незважаючи на їх різну жароміцність, мають однакову жаростійкість, тому що на останню структура сталі не впливає. При цьому границі зерен, що виходять на поверхню, виступають каналами для проникнення кисню, звідси необхідність всемірного їх зміцнення.

8.4 МАГНІТНІ МАТЕРІАЛИ

8.4.1 Загальні положення та класифікація

Тіло, що переміщається в магнітному полі, намагнічується. Інтенсивність намагнічування (I) зростає із збільшенням напруженості магнітного поля (H):

$$I=k*H \quad (8.3)$$

де I — інтенсивність намагнічування;

H — напруженість магнітного поля.

Коефіцієнт пропорційності k^* називається **магнітною сприйнятливістю**. У залежності від знаку (+, -) величини магнітної сприйнятливості розрізняють три класи магнітних тіл:

- 1) парамагнетики ($k^* < 0$) від 10^{-4} до 10^{-7} ;
- 2) діамагнетики ($k^* > 0$) від 10^{-2} до 10^{-5} ;
- 3) феромагнетики $k^* \gg 1$

Для перших двох класів магнітна сприйнятливість дуже мала (10^{-4} - 10^{-5}) і тільки в перехідних металів вона досягає досить великих значень (10^{-3} - 10^{-4}), для феромагнетиків: заліза, нікелю, кобальту та РЗМ (гадолінію) магнітна сприйнятливість має дуже велике значення $k^* \gg 10^6$.

Відомо, що електричний заряд, який рухається, викликає виникнення магнітного поля. Повний магнітний момент вільного атома дорівнює геометричній сумі орбітальних і спінових моментів усіх зовнішніх електронів. У атомів із недобудованими оболонками спінові моменти не скомпенсовані і вони мають визначений магнітний момент.

Якщо у відсутності магнітного поля магнітні моменти взаємно компенсують один одного, то під впливом зовнішнього магнітного поля виникає додатковий сумарний магнітний момент усього тіла. На рисунку 8.31 схематично показано орієнтацію магнітних моментів атомів різних матеріалів.

У металів в кристалічному стані до зазначеного руху електронів у вільних атомів добавляється рух усупільнених електронів. Внаслідок орбітального руху електронів під впливом зовнішнього поля виникає додатковий момент, що завжди спрямований проти зовнішнього поля (діамагнітна складова). Спінові магнітні моменти атомів орієнтуються по напрямку магнітного поля і тим самим підсилюють його (парамагнітна складова). Зовнішнє магнітне поле змінює характер руху вільних

електронів і відповідно до квантової теорії, крім діамагнітної складової, утворюється і парамагнітна складова, що у 3 рази більше першої.

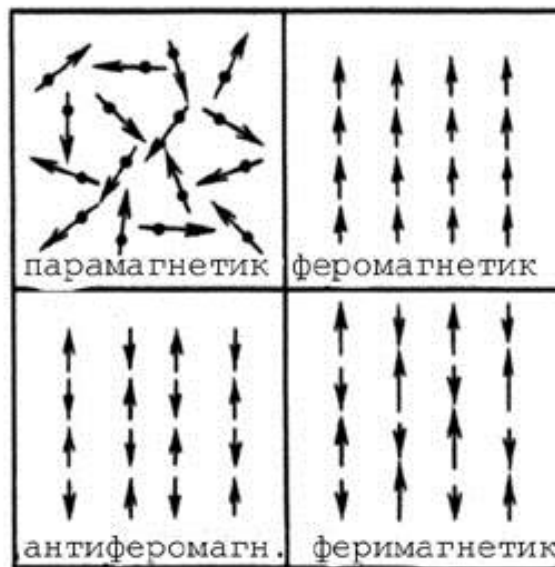


Рисунок 8.31 – Схема орієнтації магнітних моментів атомів різних матеріалів

Таким чином, у одних металів сума діамагнітних складових іонного складу ґратки і електронного газу перевищує парамагнітну складову електронного газу і вони діамагнітні (мідь, цинк, олово, вісмут і ін.). У інших же металів переважає парамагнітний ефект електронного газу і вони парамагнітні (натрій, кальцій, магній, алюміній і ін.). Особливо сильно парамагнетизм виражений у перехідних металів, що мають власний магнітний момент в іонізованому стані (молібден, вольфрам, титан, платина).

Деякі з перехідних металів (залізо, кобальт, нікель і ін.) мають надзвичайно великий позитивний коефіцієнт магнітної сприйнятливості ($\gg 10^6$) і вони виділяються в особливу групу — ферромагнетики. Вони намагнічуються дуже інтенсивно і насичення в них досягається в дуже слабких полях (десятки ерстед). У той час як для намагнічування парамагнетиків до насичення потрібна напруга поля порядку 10^9 ерстед.

Легке намагнічування феромагнетиків обумовлене тим, що уздовж поля орієнтуються не окремі магнітні моменти атомів, а їх групи (домени). У середині кожного домену при відсутності зовнішнього поля магнітні моменти атомів розташовані паралельно один одному в напрямку найлегшого намагнічування кристалів, і тому кожний домен самовільно (спонтанно) намагнічується до насичення. Межі доменів не збігаються з межами кристалів або блоків і розміри їх можуть сильно змінюватися (10^{-4} - 10^{-6} м). Між окремими доменами існує шар порядку 10^{-7} - 10^{-8} м (доменна стінка), у якому порушується рівнобіжність в орієнтації. У відсутності зовнішнього поля вектори намагніченості окремих доменів спрямовані в різні сторони і вони взаємно компенсують один одного, тому кристал у цілому не намагнічений. У деяких речовин більш вигідним станом є антипаралельне упорядкування магнітних атомів у доменах. У цьому випадку домен складається з двох підграток із протилежною орієнтацією магнітних моментів атомів. Якщо магнітні моменти двох підграток скомпенсовані, то такі тіла називають **антиферомагнетиками**, і, якщо вони не скомпенсовані, то виникає результуючий магнітний момент і такі тіла називають **феримагнетиками**.

8.4.2 Магнітом'які матеріали

Магнітом'які матеріали характеризуються високою магнітною проникливістю, малою коерцитивною силою, малими магнітними втратами при перемагнічуванні. Вони широко використовуються як сердечники трансформаторів, дроселів, якорів і статорів електричних машин, електромагнітів.

Магнітом'які матеріали по застосуванню розділяють на низькочастотні й високочастотні з різко відмінними друг від друга електричними параметрами.

Високочастотні матеріали мають більш високий питомий електричний опір і часто є напівпровідниками.

I. Низькочастотні магнітом'які матеріали у свою чергу підрозділяють на три групи:

1. Матеріали з високою індукцією насичення.
2. Матеріали з високою магнітною проникливістю;
3. Матеріали з особливими магнітними властивостями.

До першої групи відноситься технічно чисте залізо (низьковуглецева електротехнічна сталь), що містить 0.04% С та 0.6% інших домішок, має високу магнітну проникливість, малу коерцитивну силу. Завдяки великій магнітній індукції ($B_s \leq 2.15$ Тл), малій коерцитивній силі ($H_c \leq 100$ А/м), достатньо високій магнітній проникливості ($\mu_{\max} \leq 79$ мГн/м) та гарній технологічності її використовують в електротехніці для магнітних полів із напруженістю від 10^2 до $5 \cdot 10^4$ А/м.

Магнітні властивості нелегованої електротехнічної сталі наведені в таблиці 8.11. Перша цифра в марці сталі вказує на спосіб виготовлення: гарячекатана сталь (1), холоднокатана ізотропна (2). Друга цифра 0 вказує на низький вміст кремнію ($\leq 0,03\%$).

Таблиця 8.11 – Магнітні властивості нелегованої електротехнічної тонколистової сталі

Сталь	H_c , А/м	$\mu_{\max}$, мГн/м	B (Тл) при $H=30$ кА/м
10895; 20895	95	3,8	2,05
10864; 20864	64	5,6	2,05
10848; 20848	48	6,0	2,05

Третя цифра визначає основну властивість, яку гарантує завод-виготовитель, а саме: цифра 8 означає коерцитивну силу H_C , а її значення в (А/м) вказують дві останні цифри. Нелеговану сталь використовують в електротехнічній промисловості. Однак, низький питомий електричний опір ($r \leq 0,1$ мкОм*м) збільшує теплові втрати при перемагнічуванні, а це обмежує її використання пристроями з постійним магнітним полем.

Магнітопроводи електричних машин і апаратів перемінного струму (до 400 Гц) виготовляють із тонколистової кременистої сталі з вмістом кремнію від 1% до 4%. Додавання кремнію приводить до зміни магнітних і електричних властивостей: збільшується магнітна проникливість, зменшується коерцитивна сила і значно збільшується електричний опір в порівнянні з низьковуглецевою сталлю (таблиця 8.12).

Перша цифра в марці визначає вид прокату та структуру: гарячекатана ізотропна (1), холоднокатана ізотропна (2) та холоднокатана анізотропна з кристалографічною текстурою напрямку [100] (3). Друга цифра в марці вказує вміст кремнію у відсотках: 0 - вміст $\leq 0,4\%$, 1 - (0,4-0,8)%, 2 - більше 0,8-1,8%, 3 - більше 1,8-2,8%, 4 - більше 2,8-3,8%, 5 - більше 3,8-4,8%. Третя цифра визначає втрати на гістерезис та теплові втрати при певному значенні B та f . Наприклад, питомі втрати при $B=1,5$ Тл та $f=50$ Гц ($P_{1,5/50}$).

Четверта цифра тим більша, чим менші питомі втрати $P_{1,5/50}$.

Аналіз даних таблиці 8.12 свідчить про вплив технології виготовлення сталей на їх магнітні властивості: при однаковій товщині найбільші питомі втрати має гарячекатана ізотропна сталь. Питомі втрати зі збільшенням вмісту кремнію зменшуються від 10 до 3,6 Вт/кг. Зменшення товщини листа також призводить до зменшення питомих втрат. Після технологічних операцій, які необхідні для виготовлення деталей магнітопроводів, магнітні властивості сталей погіршуються, тобто збільшується коерцитивна сила, а отже, втрати на гістерезис.

Таблиця 8.12 – Магнітні властивості легованої електротехнічної тонколистової сталі

Сталь	Товщина листа, мм	$P_{1,5/50}$ Вт/кг	В(Тл) при Н(кА/м) не менше	
гарячекатана ізотропна				
1311	0,50	6,1	1,48	1,95
1411	0,50	4,4	1,46	1,94
1511	0,50	3,5	1,46	1,90
холоднокатана ізотропна				
2011	0,65	9,0	1,60	2,02
2111	0,65	10,0	1,58	2,0
2211	0,65	7,0	1,56	1,96
2311	0,65	5,8	1,52	1,96
2411	0,50	3,6	1,49	1,96
холоднокатана анізотропна				
3411	0,50	2,45	1,75	-
3416	0,28	0,89	1,9	-

Для відновлення магнітних властивостей використовують відпал при температурі нижче A_{C3} в середовищі, яке захищає від окислення та науглецювання.

З зіставлення сталей 1411, 2411, 3411 (табл. 8.12) виходить, що при однаковій товщині листу і хімічному складі найбільші питомі втрати має гарячекатана ізотропна сталь, а найменші – холоднокатана анізотропна.

Кристали α -заліза характеризуються ярко вираженою анізотропією магнітних властивостей. Ребро куба є віссю найбільш легкого намагнічування. Отримання в сталі з такою кристалічною структурою з однаковою орієнтовкою усіх кристалів, іншими словами, отримання

текстурованої листової сталі (з ребровою текстурою) сприяє підвищенню магнітної проникності паралельно напрямку прокатки.

В холоднокатаній листовій сталі з високим вмістом кремнію можна отримати таке розташування кристалітів, коли напрямок прокатки буде співпадати з напрямком легкого намагнічування (ребро куба $[100]$), а напрямок поперек прокатки в площині листа буде співпадати з діагоналлю $[100]$ площини елементарної кубічної комірки (рисунок 8.32). За ім'ям винахідника така текстура називається текстурою Госса (Goss-Texture).

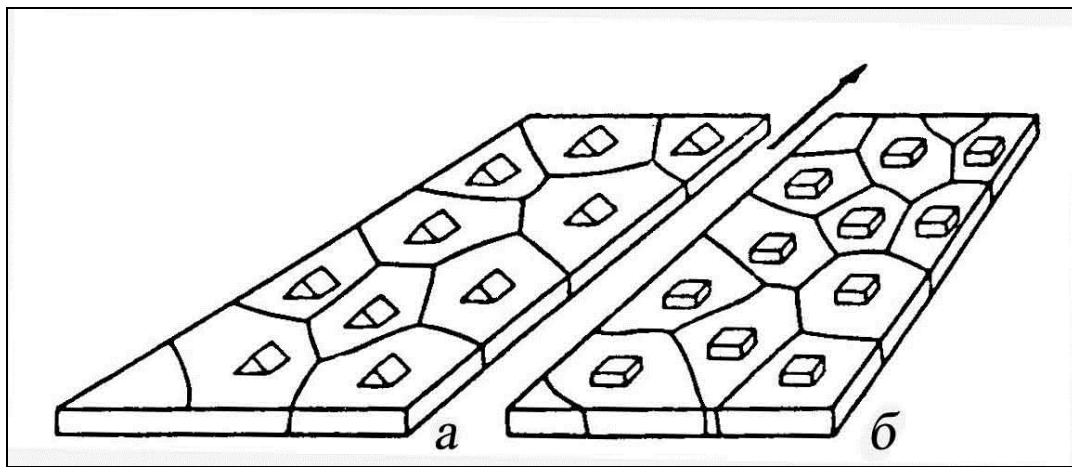


Рисунок 8.32 – Розташування елементарних комірок кристалічної ґратки в листі з ребровою текстурою (текстурою Госса) (а) і кубічною текстурою (б) (стрілкою відмічено напрямок прокатки)

Сучасна технологія виробництва вищих сортів електротехнічної сталі передбачає її виплавку з мінімальним вмістом вуглецю і заданим вмістом кремнію, прокатку листа в гарячому стані на товщину біля 2,5 мм, відпал при 800°C і холодну прокатку на товщину 0,35-0,5 мм. При великій холодній деформації (45-60 %) сталь отримує текстуровану до 90% структуру, при деформації біля 10% - малотекстуровану структуру. Якщо прокатка проводиться тільки в гарячому стані, то текстура не утворюється і магнітні властивості вздовж і поперек прокатки будуть однаковими.

Основними деталями таких електричних машин, як електродвигуни, генератори, трансформатори, дроселі і т. ін. є магнітопроводи, які складені з тонких листів.

Після технологічних операцій (штамповки, різання і т. ін.), які необхідні для виготовлення деталей магнітопроводів, щоб уникнути наклепу і для укрупнення зерна проводять відпал при 1100-1200°C в атмосфері водню.

Використання текстурованої електротехнічної сталі у виробництві трансформаторів дозволяє істотно знизити втрати потужності і зменшити розміри виробів.

Для роботи в слабких магнітних полях, наприклад, в телекомунікаційних системах, використовують пермалої, які представляють собою Fe-Ni сплави з певними вузькими межами вмісту нікелю (біля 79%). Іноді їх додатково легують молібденом і хромом, які покращують спроможність цих сплавів до пластичної деформації і їх магнітну проникність. Високонікелеві пермалої 79НМ, 81НМА характеризуються дуже високою магнітною проникністю в слабких полях, що у десятки разів перевищує магнітну проникність заліза. Пермалої отримують вакуумним переплавом, прокатують на смуги і листи магнітопроводів з наступним відпалом при 1100-1300°C у вакуумі або водню.

Для роботи в слабких полях (радіо, телефон) розроблений заміник дорогих пермалоїв – сплав альсифер, який містить 5,4% Al, 9,6% Si, інше – залізо. Через крихкість альсиферу вироби з нього виготовляють у вигляді тонких відливок або методом порошкової металургії.

Для високочастотної техніки необхідні матеріали з надзвичайно високим електроопором, що зберігають високу магнітну проникність в широкому частотному діапазоні. Цим вимогам відповідають феррити (не плутати з феритом у сплавах заліза!), які представляють собою магнітну

кераміку, що отримана методом спікання і складається з Fe_2O_3 і оксидів таких металів, як MnO , MgO , ZnO , LiO_2 . Фактично феррити є напівпровідниками, їх електроопір на 6-12 порядків перевищує електроопір заліза. Завдяки цьому навіть при самих високих частотах вони мають незначні втрати від вихрових токів.

У ряді випадків для електромашинобудування необхідні немагнітні матеріали. В якості заміників бронзи, латуні і інших сплавів кольорових металів використовують немагнітні сталі і чавуни, що мають аустенітну структуру. Така структура забезпечується високим вмістом марганцю і нікелю, які розширюють γ -область структурної діаграми. Парамагнітні властивості мають сталі марок 12X18H10T, 10X14Г14Н4Т, 40Г14Н9Ф2 і інші.

Електротехнічну сталь по застосуванню поділяють на дві групи: динамну і трансформаторну. Для динамо- і електромоторобудування застосовують менш леговану сталь, що містить 0.5-2.3% кремнію. Трансформаторна сталь відрізняється більш високим вмістом $\text{Si}=3,5-4,5\%$.

Добавки легуючих елементів, крім кобальту, знижують індукцію насичення заліза. Практичне застосування знайшли сплави з 35-50% кобальту. Для підвищення пластичності й поліпшення оброблюваності в холодному стані в сплав добавляють хром або ванадій.

Сплав із кобальтом (К50Ф2) має максимальне значення намагніченості (магнітна індукція складає $\gg 23$ кГс, для Fe-15 кГс).

До матеріалів другої групи відносяться сплави системи Fe-Ni (пермалой) і Fe-Al-Si (альсифер). Сплави не містять дорогих легуючих елементів і мають гарні магнітні і електричні властивості.

Сплави характеризуються високою твердістю й крихкістю, важко оброблюються. Альсифери застосовують у виді тонкостінних фасонних виливок, їх використовують також для одержання тонких порошків при виготовленні магнітодіелектриків.

У промисловості найбільш широко поширені залізонікелеві сплави, які добре оброблюються різанням і штампуванням.

Для поліпшення електромагнітних і технологічних властивостей Fe-Ni сплави додатково легують молібденом, хромом, міддю, кремнієм, марганцем. Ці сплави виготовляють із найчистіших заліза та нікелю, які одержують шляхом вакуумного переплавлення. Пермалої характеризуються кращими магнітними властивостями, ніж технічне залізо та електротехнічні сталі.

Пермалої за складом поділяють на 2 групи: низьконікелеві з вмістом 35-65% Ni, високонікелеві — 75-80% Ni.

Сплави першої групи застосовують для сердечників малогабаритних трансформаторів, дроселів, реле й деталей магнітних ланцюгів, що працюють в області підвищених індукцій. Другу групу сплавів використовують для магнітних екранів, сердечників малогабаритних трансформаторів. Ці сплави виготовляють у виді холоднокатаних листів і стрічок товщиною 0.0015-2.5 мм, гарячекатаних листів товщиною 3-22 мм і прутків товщиною 8-100 мм.

Марки залізо-нікелевих сплавів: 50Н, 45Н, 50ХНС, 79НМ, 80НХС, 76НХД.

Термічна обробка пермалоїв складається з повільного нагріву до температури 1100-1150°C в середовищі, яке захищає матеріал від окислення (вакуумі, водні), витримці при цій температурі 3-6 год. в залежності від розміру та ваги садки, повільного охолодження до 600°C (100°C/год) та подальшого швидкого охолодження до 200°C (швидкість охолодження 400°C/год). Магнітні властивості Fe-Ni сплавів сильно залежать від швидкості охолодження при відпалі. В сплав з 75% Ni при повільному охолодженні при температурах нижче 600°C відбувається впорядкування твердого розчину, що призводить до зниження магнітної проникливості.

Залізонікелеві сплави широко використовуються в обчислювальній техніці та пристроях автоматичного керування. Відмінною особливістю таких матеріалів є висока залишкова індукція, тобто прямокутність петлі гістерезису (рисунок 8.33).

Існують два способи одержання матеріалу з прямокутною петлею гістерезису: створення кристалографічної і магнітної анізотропії. Кристалографічна анізотропія досягається за допомогою холодної прокатки, в той час як магнітну анізотропію отримують шляхом охолодження матеріалу у магнітному полі від температур парамагнітного стану (термомагнітна обробка).

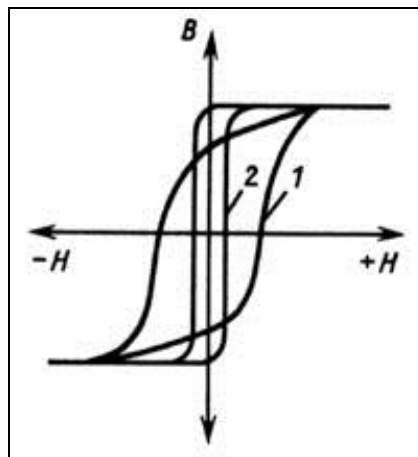


Рисунок 8.33 – Петля гістерезису сплаву 65НП до (1) та після (2) оброблення в магнітному полі

Кристалографічну анізотропію можна створити в будь-якому матеріалі, здатному пластично деформуватися, магнітну анізотропію можна одержати тільки у деяких сплавів, а у чистих металів (Fe, Ni, Co) вона не спостерігається.

Перевага метода термомагнітної обробки складається з того, що прямокутну петлю гістерезису можна отримати у стрічці будь-якої товщини та будь-якого напрямку, а не тільки в напрямку прокатки. Наприклад, у сплав 50НП прямокутність петлі досягається створенням кристалографічної анізотропії, а у марок 65НП та 34НКМП шляхом

оброблення в магнітному полі. Через велику вартість тонких стрічкових сердечників та неможливість шляхом прокату отримати стрічку товщиною менше 0,5 мкм розроблені методи отримання дуже тонких плівок (10^{-5} - 10^{-6} см) шляхом напилення в вакуумі на підложку немагнітного металу.

До матеріалів з особливими магнітними властивостями відносять:

1) Сплави з великим коефіцієнтом магнітострикції. Ці сплави застосовують для сердечників перетворювачів магнітних коливань в ультразвукові для пристроїв ехолотів, звукозаписуючих голівок, установок для обробки твердих матеріалів. З чистих феромагнетиків найбільшу магнітострикцію має Ni, що широко використовується у виді тонкого листа (0,1 мм). Недоліком Ni є великі електричні втрати.

Високу магнітострикцію мають сплави на основі заліза, що містять 13%Al, 50%Co, 54%Pt.

2) Термомагнітні сплави.

Інтенсивність намагнічування змінюється з підвищенням температури, для того щоб компенсувати помилки приладів, обумовлені зміною магнітного потоку або викликані зміною температури, у магнітний ланцюг вводять шунти. Магнітні властивості матеріалу шунта повинні дуже різко змінюватися при зміні кліматичних температур. Магнітна індукція феромагнетиків дуже сильно змінюється поблизу точки Кюрі, тому матеріал шунта повинен мати температуру точки Кюрі поблизу робочих температур. Цим умовам задовольняє сплав Fe+30%Ni, що втрачає феромагнітні властивості при температурі 100°C. Додаткове введення Сг знижує температуру точки Кюрі і приводить до більш різкої температурної залежності інтенсивності намагнічування.

Найбільше застосування знаходять сплави НЗ8Х14 (компенсатор) і НЗЗЮ1 (термалой), використовуються також сплави системи Ni-Cu (кальмалой).

Високочастотні магнітом'які матеріали включають:

1. Магнітодіелектрики. При роботі магнітних матеріалів на високих частотах зростають втрати на гістерезис і особливо сильно електричні втрати.

Один із способів зменшення електричних втрат при великих частотах — зниження товщини листів до декількох мікрон. Однак, широкого поширення цей спосіб не одержав через складність і високу вартість технології виробництва тонких листів.

В умовах масового виробництва застосовується більш проста технологія виготовлення магнітодіелектриків, що представляють собою спресовані суміші дуже дрібного феритного порошку (альсифер, карбонільне залізо, пермалой) з ізолюючим матеріалом (бакелітова смола, полістирол). У магнітодіелектриках кожна частка магнітного порошку, розміри якої порядку декількох мікрон і менше, оточена діелектричною оболонкою і тому виникаючі вихрові струми малі. Магнітодіелектрики широко використовуються в техніці зв'язку, зокрема, у телефонії.

2. Ферити. Іншим істотним чинником, що дозволяє різко скоротити електричні втрати, є підвищення питомого електроопору самого феромагнетика. Високий електричний опір мають матеріали, названі **феритами**.

Ферити являють собою магнітні матеріали, що одержують з окислів методом порошкової металургії. Вони мають цінні властивості. До них, у першу чергу, варто віднести суміщення в одному матеріалі властивостей феромагнетика і діелектрика. Питомий опір у деяких феритів дуже високий і досягає 10^{12} Ом*см (у металів — 10^{-5} Ом*см), що дозволяє використовувати їх у пристроях, що працюють в області високих і надвисоких частот. Технологія виробництва феритів проста і може бути легко автоматизована, тому собівартість феритних сердечників значно нижче складальних металевих сердечників.

Ферити являють собою подвійні окисли металів. Особливо велике значення мають ферити, що виражаються хімічною формулою: $Me \cdot Fe_2O_3$, де Me — двовалентний іон (заліза, нікелю, кобальту, магнію, цинку і т.д.). Ці ферити мають кубічну ґратку типу шпінелі ($MgO \cdot Al_2O_3$) і тому називаються **шпінелідами**. Застосовують ферити іншого типу: $MeO \cdot 6Fe_2O_3$ (гексаферити) або $3Me_2O_3 \cdot 5Fe_2O_3$ (гранати).

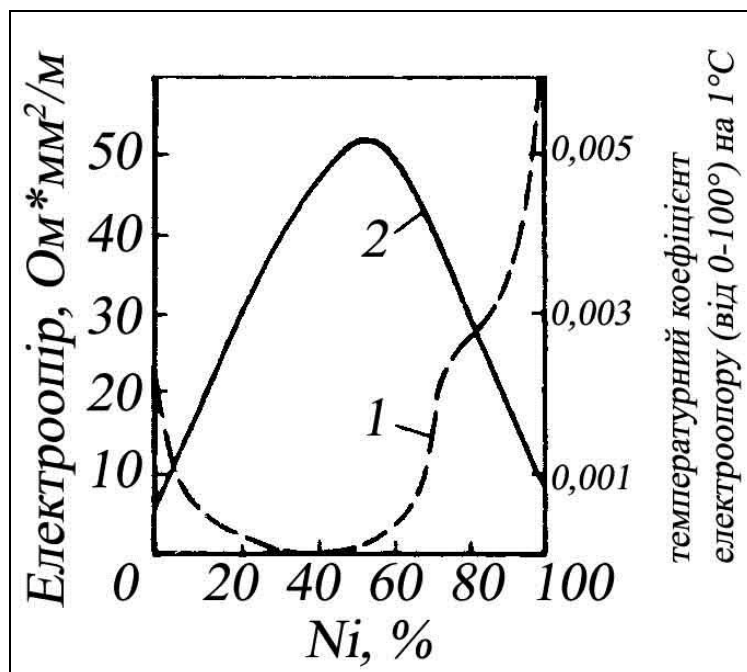
В даний час на радіочастотах використовують марганець-цинкові і нікель-цинкові ферити. Для надвисоких частот використовують Ni-Zn ферити (НЦ-400, НЦ-600) з опором 10^3 - 10^5 Ом*см.

Електротехнічні сплави. Сталі і сплави цього типу використовують або для перетворювачів електричної енергії у теплову, або, навпаки, в якості матеріалів, що мають мінімальний електроопір. Перша група електротехнічних сплавів має високий електроопір і використовується для виготовлення електронагрівальних елементів і реостатів.

Сплави високого електроопору представляють собою тверді розчини високої концентрації, в яких електроопір змінюється за лінійним законом. Електроопір сплавів на основі твердого розчину є набагато вищим, ніж електроопір чистих компонентів (рисунок 8.34).

В якості реостатних сплавів використовують сплави на основі міді з добавками нікелю, марганцю і цинку. Мідно-нікелеві сплави з 40-50% Ni (константан МНМц40-1,5, копель МНМц45-0,5) мають максимальний електроопір, який майже не змінюється при зміні температури. Їх максимальна робоча температура для уникнення окалиноутворення не повинна перевищувати 500°C.

Значення цієї характеристики не повинно суттєво змінюватися при зміні температури. Окалиностійкість визначає строк служби нагрівальних елементів печей і приладів, які мають значну вищу температуру.



1 – температурний коефіцієнт електроопору; 2 – електроопір
Рисунок 8.34 – Електричні властивості сплавів Cu-Ni

Для нагрівачів використовують феритні сталі, леговані хромом і алюмінієм (хромалі), а також сплави на основі хрому і нікелю, наприклад, ніхром Х20Н80, який містить 20%Cr і 80% Ni. Його межева робоча температура складає не менше 1150°C. Молібденові нагрівачі, хоча й мають більш високу температуру експлуатації (до 1500°C), але через низьку жаростійкість можуть працювати тільки у вакуумі і в середовищі інертних газів.

Для виготовлення термопар необхідна проволочка не тільки з високою жаростійкістю, але й прямолінійною залежністю електрорушійної сили від температури. В якості матеріалу для електродів термопар використовують проволочку з платини (один електрод) і сплав платини з 10% Ро. Такі термопари можна використовувати для виміру високих температур майже до температури рідкої сталі. Для виміру більш низьких температур (до 1000°C) використовують сплави Ni з 2% Al (алюмель) і Ni з 10% Cr (хромель).

Як провідникові матеріали використовують не сплави, а чисті метали, такі як мідь, алюміній, ріже – срібло. Провідникові метали повинні містити мінімальну кількість домішок, тому що легування підвищує електроопір. Особливу групу провідникових матеріалів складають надпровідники.

8.4.3 Магнітотверді матеріали

Магнітотверді матеріали використовують для виготовлення постійних магнітів, в яких у зазорі необхідно одержати найбільшу потужність магнітного потоку.

Постійні магніти виготовляються з твердих загартованих сталей, безвуглецевих старіючих сплавів або пресуються і спікаються з найдрібніших порошків. Вони повинні мати наступні властивості: як можна більшу магнітну енергію $(BH)_{\max}$; високу і стійку коерцитивну силу H_c , яка запобігає їх розмагнічуванню; високе залишкове намагнічування – залишкову індукцію B_r ; не міняти своїх властивостей впродовж часу.

Найбільша трудність для магнітотвердих матеріалів обумовлена отриманням високої коерцитивної сили H_c , підвищенню якої сприяють внутрішні напруги третього роду, які врівноважуються в об'ємах порядку однієї елементарної кристалічної комірки та викликають місцеві викривлення кристалічної ґратки та неоднорідність структури. Місцеві викривлення кристалічної ґратки – які є енергетичними бар'єрами – збільшують втрати на гістерезис, що збільшує коерцитивну силу H_c .

Тому найвигіднішою структурою з підвищеною напругою третього роду у сталі для постійних магнітів буде мартенсит з частками цементиту або карбідів, яку отримують після гартування та старіння. Наприклад, високовуглецева хромиста сталь для постійних магнітів (1%С, 3,3%Cr), яка

відрізняється значною стійкістю аустеніту і гарною прокалюємістю; її піддають гартуванню при 850°C в олії і старінню при 100°C впродовж 5 годин. При цьому отримують достатню коерцитивну силу і залишкову індукцію.

Високі магнітні властивості мають сплави Fe-Ni-Co, які інакше називають сплавами типу альніко або ЮНДК (таблиця 8.13).

Маркують ці сплави тими ж літерами, що і сталі. Недоліком сплавів типу альніко є їх висока твердість, крихкість і погана оброблюваність. Тому магніти з них виготовляють литими і оброблюють шліфівкою. Термічна обробка складається з гартування з температури 1250-1280°C з певною для кожного сплаву швидкістю охолодження і відпуску при 580-600°C. Магнітні властивості можна покращити, якщо охолодження після гартування проводити у сильному магнітному полі.

Для виготовлення невеликих і точних за розмірами магнітів зі сплаву типу альніко використовують методи порошкової металургії. За складом спечені сплави є близькими до литих, вони легше оброблюються, але за магнітними властивостями дещо їм поступаються.

Дуже якісні, але дорогі магніти виготовляють зі сплавів з високим вмістом кобальту, який складає 25-50%. Ці сплави відомі під назвою пермендур (50% Fe, 50% Co), пермінвар (45% Ni, 25% Co, 23% Fe). Їх, як правило, легують невеликими добавками Mo, V або Cr. Відносно недавно розроблений сплав гіперко 5-HS містить 2% V, 48,5% Co, інше – залізо.

До групи сплавів системи Fe-Cr-Co належить один з найновіших сплавів, так званий, кровав, який здатний замінити сплав типу альніко. В останні роки створені нові матеріали з використанням рідкоземельних матеріалів, таких як самарій, неодим. Для підвищення магнітних властивостей магнітнотверді сплави повинні мати нерівноважну структуру, яка характеризується значними внутрішніми напруженнями, і дрібне зерно.

Це необхідно враховувати при розробці технології порошкового спікання і термічної обробки.

Сплави постійних магнітів класифікують за технологією виробництва: сплави, що деформуються, литі, спечені сплави і пресмагніти.

До магнітних сплавів, що деформуються, відносяться сталі EX3, EX5K5, EX9K15M2. Літера Е позначає магнітотверду сталь. Усі сталі містять 1% С та застосовуються для виготовлення невідповідальних магнітів масового виробництва. До цієї групи відносяться також сплави, що практично не містять вуглець: це системи Fe-Co-Mo (комоль), Cu-Ni-Co (куніко), Fe-V-Co (вікалой). Ці сплави мають високу пластичність і з них легко одержати напівфабрикат у виді дроту, стрічки й штаби. Ці сплави застосовують для активної частини роторів гістерезисних двигунів, стрічок і дротів для магнітного запису, магнітів складної форми і тонких стрілок. Високі магнітні властивості цих сплавів можуть бути отримані двома способами:

1. Загартування з однофазної області γ -розчину, а потім відпуск при 600°C. При відпуску з аустеніту виділяються дисперсні частки феромагнітної α -фази, які розташовані в немагнітній матриці.

2. Холодна деформація (більше 90%) загартованого сплаву. Після гартування сплав має структуру γ -фази, яка в результаті холодної деформації перетворюється на α -фазу. Під час старіння α -фаза знову частково перетворюється на γ -фазу. Отримана гетерогенна структура забезпечує високі магнітні властивості.

Литі сплави. До цієї групи відносяться найбільш поширені сплави для постійних магнітів на основі системи Fe-Ni-Al: 15-25 % Ni і 8-15 % Al із додатковим введенням кобальту, міді і ін. компонентів.

Більш 80% кількості постійних магнітів виготовляють із сплавів даної системи. Ці сплави крихкі і застосовуються лише в литому стані.

Спечені сплави. Дрібні магніти виготовляють методом спікання. Використовують порошки заліза, нікелю, алюмінію і інші легуючі елементи. Ретельно перемішані порошки пресують відповідно до форми виробу і спікають при температурах вище 1300°C в атмосфері водню, або високого вакууму для запобігання окислювання. Магніти зі спечених матеріалів мають переваги в порівнянні з литими: вони не утворюють усадочних раковин, мають високу міцність, забезпечують більш точні розміри, а також кращу якість поверхні.

Найбільш широке застосування одержали барієві ферити ($\text{BaO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$). Застосовують кобальтові й свинцеві ферити.

Нові магнітні матеріали — з'єднання РЗМ із кобальтом, залізом, хромом. Наприклад: $\text{Sm}(\text{CoCu})_5$. Магніти з цих сплавів частіше за все виготовляють пресуванням подрібненого сплаву в магнітному полі.

8.5 Сталі і сплави з високим омичним опором

Сталі і сплави з високим електроопором використовують для виготовлення нагрівальних елементів електричних і нагрівальних приладів. До них пред'являються наступні вимоги: високий питомий опір при низькому температурному коефіцієнті; висока окалинотійкість; відсутність структурних перетворень при нагріві і охолодженні.

Для роботи в умовах високих температур використовують сталі і сплави, що виготовляються:

- на залізній основі;
- на нікелевій основі (ніхроми).

Характеристики цих матеріалів, які представляють собою тверді розчини, наведені в таблиці 8.14.

Таблиця 8.14 – Сплави з високим електроопором

Марка сталі або сплаву	Хімічний склад, %					Межова робоча температура, °C	Питомий електроопір, Ом*мм/м
	C	Cr	Ni	Al	Fe		
X13Ю4	0,15	12-15	<0,6	3,5-5,5	залишок	1000	1.26
0X23Ю5	0,06	21,5-24,5	<0,6	4,5-5,5	-''-	1200	1.37
0X23Ю5А	0,05	21,5-23,5	<0,6	4,5-5,2	-''-	1200	1.35
0X27Ю5А	0,05	26-28	<0,6	5-5,8	-''-	1300	1.42
X15Н60	0,15	15-18	55-61	<0,2	1,0	1050	1.1
X20Н80	0,15	20-23	75-78	<0,2	2,5	1100	1.11
X20Н80Т3	0,08	19-23	залишок	0,4-1,1	2-2,9Ті	1100	1.27

До числа переваг сплавів на залізній основі відносять їх високу жаростійкість і високий електроопір, але вони є недостатньо в'язкими, крупнозернистими і міцність границь зерен у них є низькою, тому їх прокатка і волочіння навіть у підігрітому стані досить ускладнені.

Ніхроми є більш пластичним матеріалом, але вони досить дорогі і потребують великої кількості дефіцитного нікелю. Присадка 2,5% Ті і 0,8% Al в ніхром X20Н80Т3 підвищує його жаростійкість і електроопір.

В роботі при температурах вище 800°C жаростійкість сплавів на залізній основі виявляється більш низькою, ніж у ніхрому, тому в печах опори для нагрівальних елементів з фехралю або хромалю перших треба ставити частіше. Окрім цього, в роботі при температурах вище 700°C сплави на залізній основі стають крихкими, що ускладнює ремонт печей. Усі ці недоліки перешкоджають повній заміні ніхрому сплавами на залізній основі.

Для роботи при температурах 400-500°C використовують сплави на мідній основі – нікелін, константан, манганин; вони представляють собою

сплави міді з нікелем, цинком і марганцем. Високий електроопір таких сплавів обумовлений тим, що вони являються твердими розчинами.

8.6 СПЛАВИ НА ОСНОВІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ

8.6.1 Загальні положення, класифікація та галузі використання

Інтерметаліди вже давно використовують для різних призначень. Добре відоме використання алюмінідів та силіцидів в якості захисних покриттів при гарячій деформації та термічній обробці хімічно активних металів. Інтерметаліди складають основу сплавів-накопичувачів водню, які легко поглинають велику кількість водню при температурах, близьких до кімнатної, та віддають його при невисокому нагріві при зниженні тиску. Інтерметаліди, зокрема, SmCo_5 , $\text{Sm}_2\text{Co}_{17}$, Fe_{14}NdB використовують як магнітожорсткі матеріали з високими магнітними характеристиками. Ряд інтерметалідів (Nb_3Sn , Nb_3Al , Nb_3Ge та інші) відносять до досить перспективних надпровідних матеріалів.

Інтерметаліди є перспективними конструкційними матеріалами. Наприклад, алюмініди – титану (TiAl , Ti_3Al) і нікелю (NiAl , Ni_3Al) є конструкційними матеріалами, що успішно використовуються в авіаційній техніці завдяки їх малій щільності, високій жаростійкості та жароміцності, гарним ливарним властивостям.

Окремий клас сплавів складають матеріали з ефектом пам'яті форми. На прикладі нікеліду титану була винайдена здатність деяких металевих матеріалів запам'ятовувати свою форму, яка передувала деформації та відновлювати її після певного теплового впливу.

Інтерметалідними сполуками або інтерметалідами називають з'єднання металів між собою, причому, до компонентів інтерметалідів відносять також й ковалентні кремній та германій. Загальна класифікація

інтерметалідів включає до себе дальтоніди, бертоліди та фази Курнакова. Під дальтонідами розуміють фази на основі інтерметалідів постійного (певного) хімічного складу, яким на кривих склад-властивість відповідає сингулярна, особлива точка С (рисунок 8.35), положення якої не залежить від температури вимірювання властивостей.

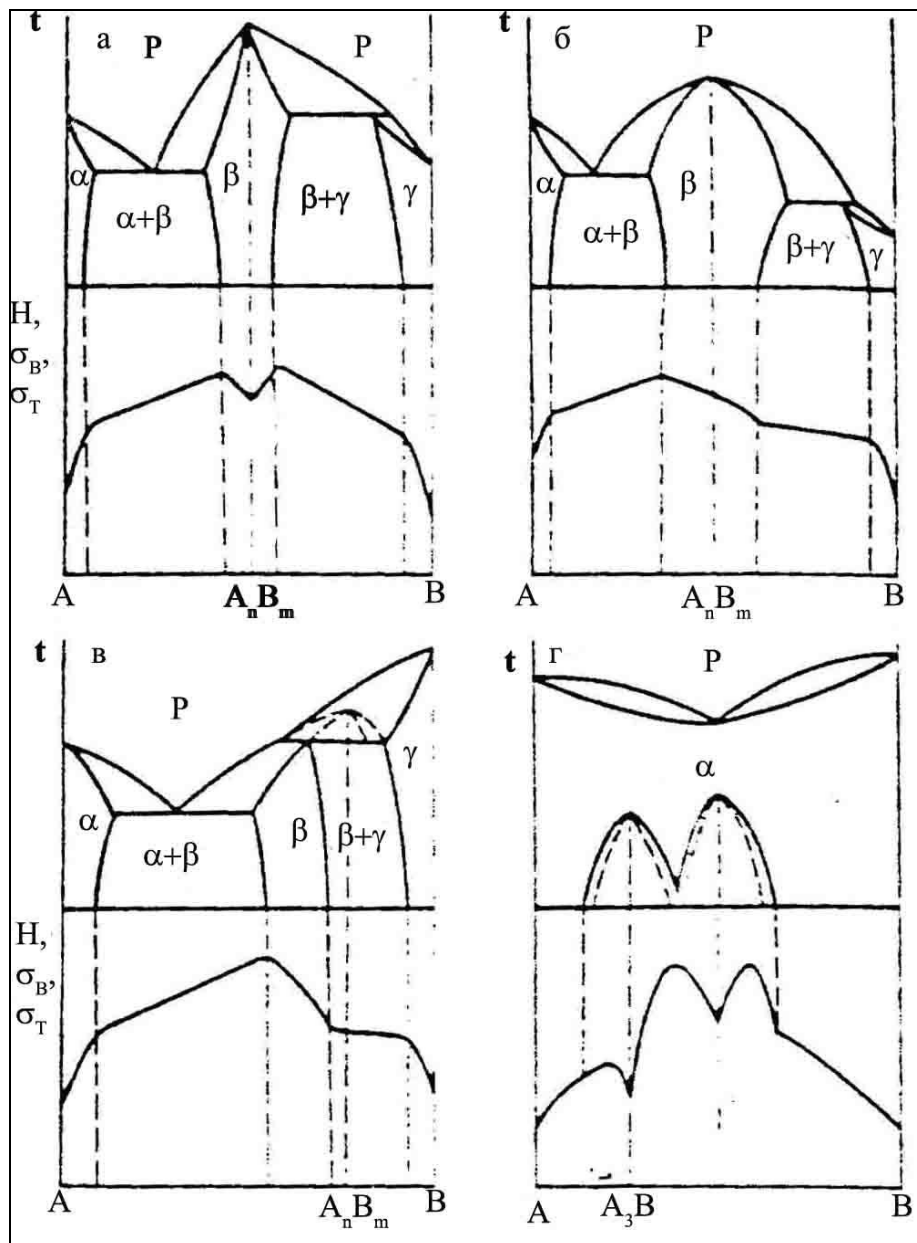


Рисунок 8.35 – Схеми залежностей міцностних властивостей сплавів від складу для систем з дальтонідом (а), бертолідом (б, в) та надструктурами Н.С. Курнакова (г)

Бертоліди – фази на основі інтерметалідів перемінного хімічного складу, для яких на кривих склад-властивість сингулярна точка відсутня. На діаграмах склад-властивість бертолідних фаз можуть спостерігатися максимуми або мінімуми властивостей, але вони не мають сингулярного характеру та їх положення залежить від температури та тиску. Бертоліди представляють собою сполуки у стані дисоціації (рисунок 8.35, б) або тверді розчини на основі мнимих інтерметалідів (рисунок 8.35, в).

Під фазами Курнакова розуміють безперервні тверді розчини між дальтонідами й бертолідами. Фази Курнакова поки ще не використовують ні як конструкційні, ні як функціональні матеріали.

Самостійний клас інтерметалідів – сполуки Н.С. Курнакова. Сполуки Курнакова утворюються в результаті впорядкування атомів неупорядкованих твердих розчинів при зниженні температури (рисунок 8.35). Вперше такі фази були винайдені Н.С. Курнаковим в сплавах системи Cu-Au (Cu_3Au , CuAu). Сполуки Курнакова мають досить високі пластичні властивості. Таким чином слід відрізнити «фази Курнакова» та «сполуки Курнакова».

До дійсного часу виявлено та описано більше 1500 інтерметалідних сполук, які утворюють близько 200 різних типів кристалічних структур. До перспективних конструкційних матеріалів відносять наступні типи інтерметалідів:

1. фази типу A_3B з кубічною кристалічною ґраткою (Ni_3Al , Ni_3Si , Ni_3Fe , Ni_3Mn , Zr_3Al);
2. фази типу A_3B з гексагональною ґраткою (Ti_3Al , Ti_3Sn);
3. алюмініди типу M_3Al (A_3B) зі структурою, що відрізняється від перших двох (Fe_3Al , Nb_3Al);
4. алюмініди типу MAl_3 (NbAl_3 , NiAl_3 , TaAl_3 , TiAl_3 , ZrAl_3);
5. фази типу AB (TiAl , CuAu , NiAl , CoTi , CoZr , NiBe , FeAl , FeCo , TiNi);
6. потрійні алюмініди: $\text{Al}_{1-x-y}\text{Ti}_x\text{Me}_y$, де Me – Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni;

7. потрібні фази Лавеса ($\text{TiCr}_{1,5}\text{Si}_{0,5}$, TaFeAl , TaNiAl , NbNiAl);

8. силіциди (MoSi_2 , NbSi_2 , Ni_3Si , TiSi_2 , Ti_5Si_3 , Mg_2Si , CoSi_2).

На рисунку 8.36 представлені елементарні комірки інтерметалідів типу A_3B та AB .

Високотемпературні інтерметалідні сплави повинні мати наступні властивості: високі міцностні та жароміцностні питомі характеристики, достатній опір втомленню, прийнятні пластичність та технологічність, високий опір корозії та окисленню.

Найбільш практичний інтерес мають алюмініди та сплави на їх основі за наступними причинами:

а). алюмініди та сплави на їх основі мають високі міцностні властивості при робочих температурах, що властиві нікелевим сплавам, та вище них (при меншій щільності). Особливу увагу викликають інтерметаліди з високою температурою плавлення: Nb_3Al (1960°C), MoSi_2 (2030°C), що призначені для роботи при температурах вище 1200°C . Стрічки зі сплаву Nb_3Al , що швидко закристалізовані, мають тимчасовий опір розриву 900 МПа при 1300°C й 700 МПа при 1400°C . У зв'язку з цим вважають, що жароміцні матеріали на інтерметалідній основі заповнять прогалину в температурах експлуатації, яка спостерігається між нікелевими сплавами ($\sim 1100^\circ\text{C}$) та керамікою ($> 1300^\circ\text{C}$). Межову температуру експлуатації інтерметалідів оцінюють рівною $0,5-0,7T_{\text{пл}}$ (переважно $0,5T_{\text{пл}}$).

б). алюміній істотно знижує щільність сплавів. Так, зокрема, щільність інтерметаліду TiAl у 2,5 рази менша, ніж у жаростійких нікелевих сплавів. Низька щільність алюмінідів сприяє підвищенню питомих характеристик міцності та жароміцності. В останній час активно вивчається та використовується один з самих легких інтерметалідів — Mg_2Si (щільність якого $1,94 \text{ г/см}^3$).

в). в порівнянні з іншими матеріалами алюмініди мають високий опір окисленню. Одним з кращих матеріалів є інтерметалід Fe_3Al . Високу жаростійкість мають силіциди.

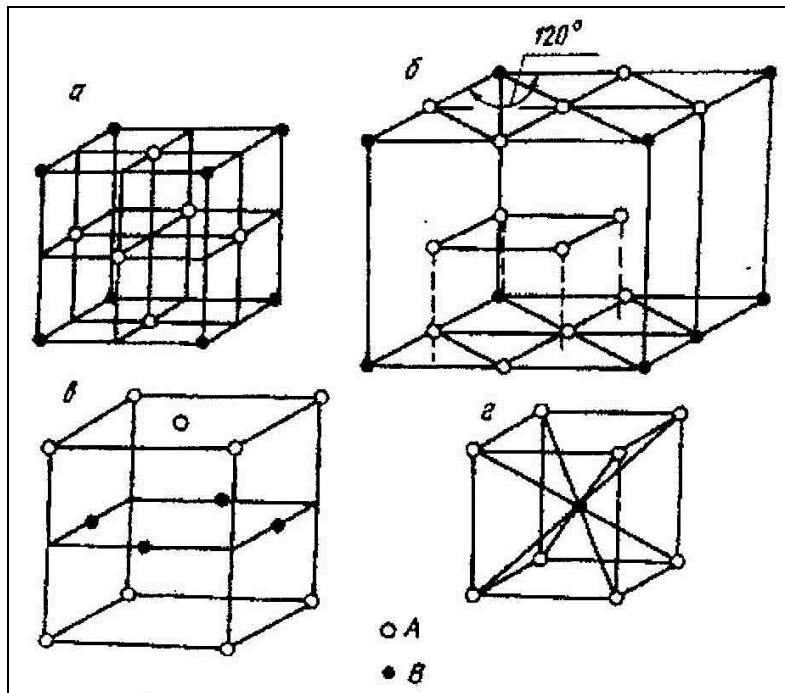


Рисунок 8.36 – Елементарні комірки інтерметалідів типу A_3B (а, б) та AB (в, г) з кристалічною структурою L1_2 (а), D0_{19} (б), L1_0 (в) та B2 (г)

г). алюміній відноситься до порівняно недорогих, недефіцитних легуючих елементів.

Використання інтерметалідів та сплавів на їх основі як конструкційних матеріалів гальмується за наступними причинами:

1. властива інтерметалідам крихкість, особливо, при кімнатній температурі;
2. недостатній у деяких випадках опір окисленню;
3. недостатня надійність методів проектування і передбачення тривалості експлуатації виробів з інтерметалідів;
4. відсутність постачальників якісної продукції з інтерметалідів;
5. висока вартість виробів.

Способи підвищення пластичності інтерметалідів залучають до себе: мікролегування, легування, формування оптимальної мікроструктури, підвищення чистоти вихідних матеріалів.

Відомо, що введення 0,02-0,1% В в алюмінід нікелю Ni_3Al й практично в усі сплави на його основі підвищує їх пластичність. Хром позитивно впливає на механічні властивості майже усіх інтерметалідів, ніобій – покращує властивості алюмініду титану.

В дійсний час активно використовують зміцнення інтерметалідів дисперсними частками. До подібних сплавів відносяться: $\text{NiAl} - \text{NbNiAl}$, $\text{NiAl} - \text{TaNiAl}$, $\text{NiAl} - \text{Ni}_2\text{AlTi}$, $\text{NiAl} - \text{Ni}_2\text{AlTa}$. Дисперсне зміцнення, що реалізується методами порошкової металургії, забезпечують оксиди. До таких сплавів відносяться інтерметаліди FeAl , Fe_2Al , NiAl , Ni_3Al , Ti_3Al , що зміцнені оксидами (Al_2O_3 , Y_2O_3), карбідами (HfC), боридами (TiB_2).

Для покращення механічних властивостей необхідно отримувати певний тип і параметри мікроструктури. Необхідно прагнути отримати якнайбільш дрібнозернисту структуру. З подрібненням зерна підвищуються пластичні та міцнісні характеристики, ускладнюється зернограничне руйнування, створюються умови надпластичної деформації. Дрібнозернисту структуру отримують при кристалізації при великих швидкостях охолодження, вибором оптимальних умов термомеханічного оброблення, методами порошкової металургії. При надшвидкій кристалізації формується нанокристалічна структура, що призводить до підвищення пластичності, опору розтріскуванню та в'язкості руйнування.

До нових перспективних напрямків технології виробництва інтерметалідів відноситься отримання монокристалічних матеріалів.

Найбільші успіхи досягнуті у розробці конструкційних жароміцних інтерметалідних матеріалів для алюмінідів титану і нікелю, а в галузі функціональних матеріалів з ефектом пам'яті форми – для нікеліду титану.

8.6.2 Сплави на основі алюмінідів титану

З проміжних фаз, що утворюються в системі Ti-Al, найбільший практичний інтерес представляють алюмініди Ti_3Al та $TiAl$. Інтерметалід Ti_3Al (α_2 -фаза) являє собою надструктуру на основі α -фази, в якій атоми титану та алюмінію розташовані впорядковано. Пластичність інтерметаліду Ti_3Al мала. Істотне підвищення пластичності забезпечується шляхом створення дрібнозернистої структури за рахунок термомеханічного оброблення або методів порошкової металургії. В області крихкого руйнування (при $400^\circ C$) відносне подовження інтерметаліду Ti_3Al з дрібним зерном досягає 3,2%, а при переході до в'язкого руйнування ($600-650^\circ C$) відносне подовження зростає з 15% до 45%. Інтерметалід Ti_3Al при малій швидкості деформації ($5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$) виявляє при $1000^\circ C$ ознаки надпластичності ($\delta \approx 120\%$). Механічні властивості алюмініду Ti_3Al можуть бути покращені легуванням гафнієм, молібденом, ніобієм, танталом, ванадієм, вольфрамом, цирконієм та деякими іншими елементами. Найкращі результати забезпечуються легуванням алюмініду Ti_3Al ніобієм, так, що система $Ti_3Al - Nb$ є базовою при розробці сплавів на його основі. До системи $Ti_3Al - Nb$ відносяться зарубіжні сплави: промисловий сплав альфа-2 (Ti-14%Al-21%Nb ваг.) та супер-альфа-2 (Ti-15%Al-20%Nb-3%V-2%Mo ваг.).

Сплав альфа-2 після відпалу при температурі $1200^\circ C$ та старіння при температурі $760^\circ C$ впродовж 8 годин має при $20^\circ C$ $\sigma_B = 665 \text{ МПа}$, $\delta = 2,1\%$. Сплав супер-альфа-2 після гартування при температурі $1060^\circ C$ та старіння при температурі 650° впродовж 2 годин має $\sigma_B = 1400 \text{ МПа}$, $\delta = 0,1\%$.

Сплав супер-альфа-2 після гартування при температурі $1060^\circ C$ та старіння при температурі $850^\circ C$ впродовж 2 годин має $\sigma_B = 1050 \text{ МПа}$, $\delta = 1,5\%$.

До цього ж типу сплавів на основі Ti_3Al належить вітчизняний сплав ВТИ-1 (Ti-14,5%Al-22%Nb-1,5Zr-0,25Si ваг.). Сплав ВТИ-1 з

дрібнозернистою структурою схильний до надпластичності при температурах, близьких до 1000°C ($\delta=600\%$, $\varepsilon=10^{-4}\text{с}^{-1}$).

Таблиця 8.15 – Механічні властивості сплавів на основі інтерметаліду Ti_3Al

сплав	термічна обробка (структура)	Властивості сплаву, °C				σ ₁₀₀ , МПа
		20		650		
		σ _B , МПа	δ, %	σ _B , МПа	δ, %	
Ti ₃ Al	відпал	220...600	0	430...460	2...3	130 (800)
Ti ₃ Al	дрібнозерниста структура	538	0,3	-	-	-
альфа-2 (24-11)	Відпал 1200°C+760°C, 8 год	665	2,1	-	-	-
24-15	(α ₂ +β)-гартування	800	5...6	-	-	-
супер- альфа -2	гартування 1060°C+старіння 650°C, 2 год	1400	0,1	-	-	-
супер- альфа -2	гартування 1060°C+старіння 850°C, 2 год	1050	1,5	-	-	-
супер- альфа -2	бімодальна	1000	6...9	-	-	-
ВТИ-1	глобулярна	1050	2,5...3	820...880	-	380 (650)
	дрібне зерно	1100	-	-	-	-
	велике зерно	1020...1050	1...1,5	830...860	-	-
* в скобках – температура випробування, °C						

Інтерметалід TiAl має впорядковану тетрагональновикривлену гранецентровану структуру, в якій площини $\{100\}$, заповнені атомами титану, передуються з площинами, які зайняті атомами алюмінію. Пластичність інтерметаліду TiAl при температурах нижче 700°C незначна,

що обумовлено особливостями його дислокаційної будови. В залежності від чистоти та мікроструктури механічні властивості інтерметаліду TiAl коливаються в досить широких межах, й при кімнатній температурі складають $\sigma_B=350-580$ МПа, $\delta=0,5-1,5\%$, $\rho_{TiAl}=3,8$ г/см³. В залежності від технологій отримання заготовок, режимів гарячої деформації й наступної термічної обробки можна отримати 3 основних типа структур інтерметаліду TiAl: пластинчасту (ламельну), рекристалізовану та змішану (дулексну).

Пластинчаста структура: повністю здвійниковані пластини γ -фази, по межах яких розташовані тонкі прошарки α_2 -фази. В залежності від швидкостей кристалізації та охолодження товщина γ -пластин та α_2 -прошарків може значно змінюватися (від декількох мікрометрів до десятих долей мікрометру).

Механічні властивості інтерметаліду TiAl з пластинчастою структурою невеликі: $\sigma_B=350-400$ МПа, $\delta=0,5\%$, $\sigma_{100}^{700} = 480$ МПа.

Рекристалізована структура представлена зернами γ -фази та виділеннями α_2 -фази, які сформовані в результаті динамічної або статичної рекристалізації. Така структура забезпечує більш високий комплекс механічних властивостей: $\sigma_B=580$ МПа, $\delta=0,8\%$, $\sigma_{100}^{700} = 310$ МПа.

Дулексна структура (змішана) складається з областей, які представлені рекристалізованими зернами та областями пластинчастої будови. Така структура має найкращий комплекс механічних властивостей: $\sigma_B=550$ МПа, $\delta=1,5\%$, $\sigma_{100}^{700} = 380$ МПа.

Дрібнозернистий інтерметалід TiAl проявляє схильність до надпластичності: при температурі 800°C та швидкості деформації $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ пластичність складає 225%. Сплави на основі інтерметаліду TiAl, які містять 47-48%ат. Al, мають найкращу пластичність.

Пластичність алюмініду TiAl можна підвищити легуванням наступними компонентами: Be, Cr, Nb, Mo, Ni, Si, Sn, Mn, V, W, Ag, Ga. Підвищення пластичності може бути пов'язано зі зменшенням внеску ковалентного та збільшенням долі металевого зв'язку. Легування TiAl Nb, Si, Ta, W призводить до підвищення жаростійкості. Опір повзучості (жароміцність) збільшується при легуванні B, C, Cr, Nb, Ta, W.

До найкращих сплавів на основі TiAl відносять сплав 48-2-2 (Ti-48%Al-2%Cr-2%Nb). Цей сплав має гарне поєднання пластичності та технологічності, високі характеристики жароміцності, корозійної стійкості.

Дуплексна структура забезпечує при температурі 20°C: $\sigma_B=413$ МПа, $\delta=2,3\%$; при температурі 760°C: $\sigma_B=470$ МПа, $\delta=10,8\%$.

Ламельна структура забезпечує при температурі 20°C: $\sigma_B=597$ МПа, $\delta=2,9\%$.

Завдяки низькій щільності та досить високим міцностним характеристикам інтерметалід TiAl та сплави на його основі перевершують існуючі жароміцні сплави на основі титану, заліза, нікелю за питомими значеннями модулів пружності та показників жароміцності в інтервалі температур до 850-900°C.

Таблиця 8.17 - Вплив типу структури інтерметаліду TiAl на механічні властивості (Бондарев Б.І., Єлагін Д.В., Молотков А.В. та інші)

Тип структури	Механічні властивості		
	σ_B , МПа	δ , %	σ_{100}^{700} , МПа
Ламельна	350...400	0,5	480
Рекристалізована	580	0,8	310
Дуплексна	550	1,5	380

8.6.3 Сплави на основі алюмінідів нікелю

З алюмінідів нікелю найбільший інтерес як жароміцні матеріали представляють інтерметаліди Ni_3Al та NiAl , які мають досить високі характеристики жароміцності та жаростійкості.

Алюмінід нікелю Ni_3Al складає основу фази бертолідного типу — γ' -фази. Фази Ni_3Al — надструктура з кубічною ґраткою. В елементарній комірці такої ґратки атоми алюмінію займають вершини куба, а атоми нікелю — центри граней. При кімнатній температурі межа міцності (σ_B) литого алюмініду Ni_3Al стехіометричного складу (13,3% Al) складає 190-215 МПа і відносне подовження (δ) дорівнює $\approx 1\%$. Збільшення вмісту алюмінію до 14% призводить до деякого підвищення $\sigma_B=270\text{-}350$ МПа і $\delta=1,2\text{-}1,7\%$ литого інтерметаліду. Межа текучості інтерметаліду Ni_3Al , який отриманий методами порошкової металургії, коливається в межах від ~ 100 МПа до ~ 900 МПа при зміні величини зерна від $d=1000$ мкм до $d=3$ мкм. Відносне подовження при цьому складає 1-2,5%. На відміну від металів та сплавів $\sigma_{0,2}$ γ' -фази (Ni_3Al) з підвищенням температури до певної величини не зменшується, а зростає. Аномальна температурна залежність міцностних властивостей інтерметаліду Ni_3Al пов'язана з особливим механізмом руху дислокацій.

Монокристали Ni_3Al мають високу пластичність, у той час, як полікристали Ni_3Al відрізняються крихкістю. Крихкість полікристалів Ni_3Al є наслідком слабкості меж зерен та ускладнення здійснення ковзання по межах зерен.

Пластичність та міцність інтерметаліду Ni_3Al можна підвищити подрібненням зерна та підвищенням чистоти вихідних матеріалів. Найбільш ефективним способом підвищення комплексу його властивостей є легування.

Низькотемпературну пластичність Ni_3Al найбільш ефективно підвищують невеликі добавки бора (0,05-0,1% ат.), який сегрегує на межах зерен та ліквідує міжзеренне руйнування. Інтерметалід Ni_3Al без добавки бора має відносне подовження $\delta \approx 1\%$, а відносне подовження сплавів $\text{NiC-23-24\%Al-0,1\%B}$ досягає 35-50% при кімнатній температурі. Сплав з 0,1%B можна піддавати холодній прокатці зі ступенем деформації 90% без проміжних відпалів. Ефективність впливу бору на пластичність залежить від співвідношення Ni/Al : наприклад, при введенні 0,1%ат. В у сплав з 24% Al $\delta \approx 35\%$, а та ж добавка бору у сплав з 26% Al не змінює пластичності сплаву.

По зростанню інтенсивності зміцнення легуючі елементи можна розташувати у наступний ряд: хром, ванадій, титан, молібден, вольфрам, ніобій, тантал, цирконій, гафній.

Елементи тим сильніше зміцнюють Ni_3Al , чим далі від нікелю (вліво та нижче) вони розташовуються в періодичній системі Д.І. Менделєєва.

Інтерметалідне з'єднання Ni_3Al може бути основою створення ливарних жароміцних сплавів з робочими температурами до 1250°C , які відрізняються високою термічною стабільністю та низькою щільністю. Вітчизняні сплави на основі Ni_3Al – ВКНА-1В і ВКНА-4У відносяться до комплекснолегованих. Жароміцність сплаву ВКНА-1В при температурах $1100-1300^\circ\text{C}$ вища, ніж у кращих жароміцних нікелевих сплавів.

Інтерметалід NiAl відноситься до дальтонідів з впорядкованою кубічної об'ємноцентрованою кристалічною ґраткою. Температура плавлення NiAl складає 1638°C , теоретична щільність – $6,02 \text{ г/см}^3$.

Інтерметалід NiAl більш крихкий, ніж Ni_3Al . Крихкість NiAl – його природна властивість, найретельнішим очищенням не вдається перевести його в пластичний стан.

Таблиця 8.18 – Механічні властивості алюмінідів нікелю та сплавів на їх основі (В.П. Бунтушкін, Е.Н. Каблон, Хортон, Грейль)

Сплав, %ат.	Стан (термічна обробка)	Механічні властивості при температурі, °С					
		20			760		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Ni ₃ Al	Литий	200	88	1	-	-	-
Ni3Al+B (24% Al+0.2%B)	Відпал у вакуумі, 1050°С, 1 год	1300	240	53	650*	450	9,2
Ni-20Al-10Fe-0.2B	Відпал у вакуумі, 1050°С, 1 год	1260	370	54	600*	530	6
Ni-19Al-10Fe-0.5Mn-0.5Ti-0.2B	Відпал 1000°С, 30 хв	1360	475	69	520*	506	13
Ni-19Al-10Fe-0.5Mn-0.5Ti-0.2B-0.5C	Відпал 1000°С, 30 хв	1450	700	45	540*	530	17
ВКНА-1В (ВІАМ)	Литий	635	-	9	-	-	-
	Відпал 1200°С, 5 год	900	450	35	750**	550**	20**
	Монокристал <111>	1365	-	15	775**	625**	38**
	Гаряче пресування	1510	-	36	-	-	-
NiAl	Литий, гомогенізація 980°С, 48 год	105	-	0	90	-	25

* механічні випробування проведені в вакуумі при 850°С

** теж саме на повітрі при 900°С

Позитивний вплив на пластичність здійснюють мікролегування NiAl добавками Y, Ga, Cr, Mo, Cu, легування Fe та Co, використання високо чистих вихідних матеріалів.

Міцностні характеристики NiAl підвищують титан, ніобій, тантал, мідь. Сплави на основі NiAl більш жароміцні, ніж на основі Ni₃Al, але менш пластичні.

8.6.4 Області використання сплавів на основі інтерметалідів

Області використання інтерметалідів і сплавів на їх основі надзвичайно широкі через велику різноманітність їх властивостей. До цих матеріалів належать сплави з особливими фізичними та хімічними властивостями. Жароміцні алюмініди та сплави на їх основі представляють значний інтерес для авіаційної та аерокосмічної техніки внаслідок високої стабільності, жароміцності та жаростійкості. Так, зокрема, сплави на основі алюмініду титану (Ti₃Al) використовують для виготовлення ущільнень сопел форсажної камери двигуна (авіаційного), стільникових конструкцій надзвукових літаків, а також інших деталей.

Сплави на основі TiAl вважають перспективними матеріалами для виготовлення опор трубопроводів, ущільнювачів кожуху, статору компресору, повітряних фільтрів камери низького тиску, деталей сопла, лопаток компресору, корпусу турбіни авіаційних двигунів. Сплави на основі TiAl можуть бути використані для виготовлення елементів обшивки космічних апаратів та елементів теплозахисних систем надзвукових літаків. Інтерметалід TiAl передбачається використовувати для виготовлення вихлопних клапанів, деталей турбокомпресорів та інших елементів двигунів автомобілів замість жароміцних нержавіючих сталей та нікелевих сплавів.

Сплави на основі алюмінідів нікелю можуть бути використані в якості конструкційних ливарних матеріалів для виготовлення деталей машин, що працюють тривалий час при підвищених температурах в окислювальних середовищах, причому, для забезпечення їх працездатності у цих умовах не вимагається спеціального захисту. Використання цих сплавів у промисловості дозволить істотно підвищити термін служби та експлуатаційну надійність деталей, зменшити їх вагу. Нові сплави на основі Ni_3Al призначені для роботи при підвищених температурах в середовищі активних газів та рідин. З них, зокрема, можуть виготовлятися поршні, вентилі, ротори в машинобудуванні, нагрівальні труби.

Інтерметалідні сполуки та сплави на їх основі є перспективними конструкційними матеріалами для роботи при високих температурах. Вважається, що використання інтерметалічних сполук може відкрити нову еру у створенні двигунів для аерокосмічної техніки і розвитку інших галузей промисловості.

Сплави з ефектом пам'яті форми використовують у тих випадках, коли конструкцію або елемент складно, або зовсім неможливо виготовити стандартними способами. Наприклад, установка заціпок у з'єднання, до якого немає підходу з внутрішньої сторони. У цьому випадку заціпку з двома голівками охолоджують до температури нижче M_k і замикаючу голівку деформацією перетворюють у циліндр, який дорівнює по діаметру стрижню заціпки. Стрижень вставляють в отвір з'єднання заціпки і після нагріву до температур вище A_k кінець стрижня перетворюється знову у замикаючу голівку.

Сплави типу «нітинол» використовують для виготовлення муфт з'єднання і ущільнень трубопроводів у складно доступних для монтажу місцях, зокрема, при виготовленні авіаційної техніки. Такі муфти для збільшення їх діаметру деформують у рідкому азоті й у охолодженому вигляді вільно насаджують на місце стику. Після нагріву до кімнатної

температури муфта відновлює свою форму і забезпечує щільне та міцне з'єднання труб.

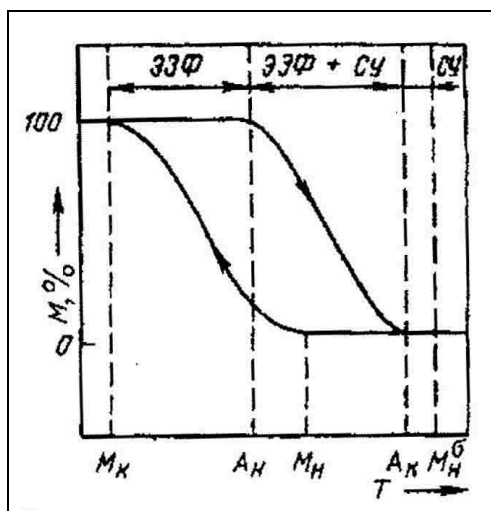
Для космічної техніки великий інтерес представляють пристрої великої довжини, що саморозгортаються, типу антен. Виробу надають форму, яка вимагається при експлуатації, потім його згортають (деформують) при кімнатній температурі, щоб можна було транспортувати у компактному вигляді. Після доставки на місце призначення згорнутий виріб відігрівається внаслідок підігріву на сонці й приймає форму, що вимагається.

Крім вказаних, було запропоновано багато різних інших областей використання сплавів з ЕЗФ: біологічні імплантанти, нові матеріали в стоматології, пружини різного призначення, теплові двигуни, маніпулятори і інш. Без сумніву, області використання сплавів з ЕЗФ будуть безперервно розширюватися.

9. СПЛАВИ З ЕФЕКТОМ ПАМ'ЯТІ ФОРМИ

Ефект запам'ятовування форми (ЕЗФ) проявляється у тому, що після надання зразку певної форми при підвищеній температурі йому надають нову форму за допомогою пластичної деформації при більш низькій температурі, а після нагріву вихідна форма зразку (деталі) відновлюється. Основою цих ефектів є зворотні деформаційні процеси, які обумовлені рухом меж, що ковзають (когерентних, напівкогерентних, двійникових), між кристалами при зсувному перетворенні. При ковзаючому русі меж атомів зміщуються по відношенню до своїх сусідів на відстань, меншу за міжатомну. При такому русі немає потоку вакансій й інших крапкових дефектів, а енергія активації значно менша за енергію самодифузії.

Одним з механізмів відновлення форми зразку після деформації (найбільш важливим механізмом) є той, який пов'язаний з термопружним мартенситним перетворенням (рисунок 9.1, рисунок 9.2).



M_N та M_K – температури початку та кінця прямого мартенситного перетворення; A_N та A_K – температури початку та кінця зворотного мартенситного перетворення

Рисунок 9.1 – Зміна кількості термопружного мартенситу при охолодженні ($\leftarrow$) та нагріві ($\rightarrow$)

При гартуванні монокристал перетерплює пряме мартенситне перетворення (рисунок 9.3). Для повернення вихідної форми зразку (деталі) необхідне виконання наступних умов: а – мартенситне перетворення повинно бути кристалографічно зворотним; б – мартенситне перетворення повинно бути термічно зворотним; в – усі деформаційні процеси повинні бути механічно зворотними.

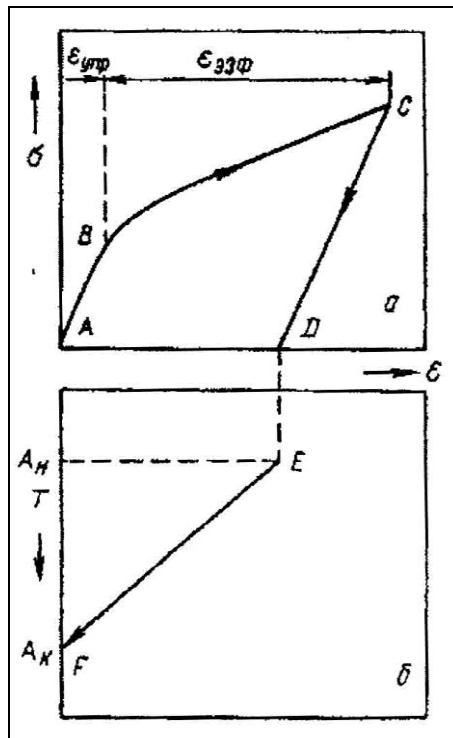


Рисунок 9.2 – Схема, що ілюструє зв'язок деформації з напругою (а) та залежність відновлюваної деформації EF від температури при нагріві (б)

Схематичне уявлення процесів, що призводять до ефекту запам'ятовування форми:

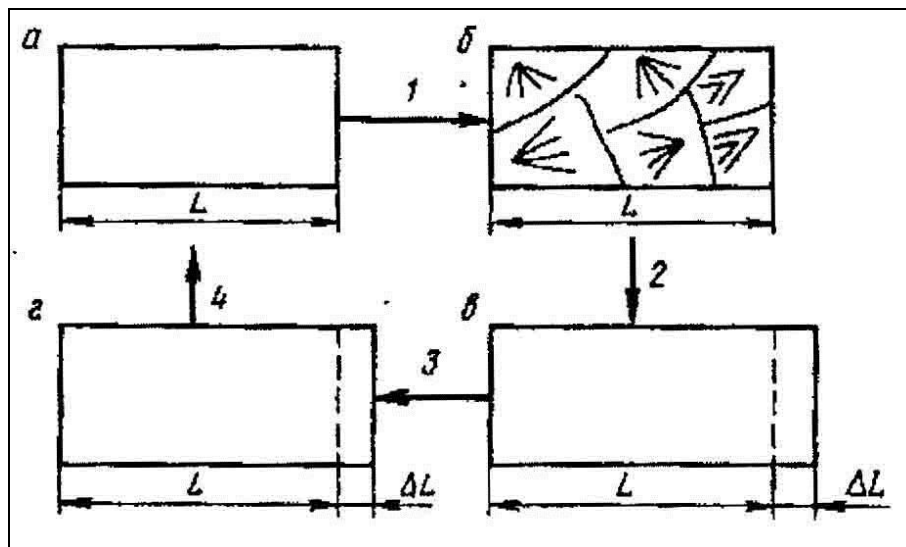
а. Монокристал вихідної фази певної геометричної форми при температурі вище M_H .

б. Багатоорієнтаційний мартенсит, який утворився при гартуванні монокристалу в результаті прямого мартенситного перетворення. Через різну орієнтацію мартенситних пластин макроскопічної зміни форми не здійснюється.

в. При температурі нижче M_K прямого мартенситного перетворення монокристал деформацією ε надають нову форму, причому, при знятті нагрівки не здійснюється відчутної зміни форми деформованого монокристалу.

г. Нагрів монокристалу вихідної форми вище M_H призводить до зворотного мартенситного перетворення, при якому атому проходять шляхи, зворотні тим, які вони проходили при прямому мартенситному перетворенні. В результаті монокристал повертається до вихідної форми.

Сплави з ЕЗФ – нітінол – на основі інтерметаліду $NiTi$. Нітінол відноситься до числа найкращих матеріалів з ЕЗФ, максимальна кристалографічно зворотна деформація розтягування для нього складає 7-8%. Інтерметалід $NiTi$ легують залізом, міддю, ніобієм.



а – монокристал вихідної фази; б – багатоорієнтаційний мартенсит; в, г – монокристал мартенситу; 1 – мартенситне перетворення при гартуванні; 2 – деформація під дією напруги в результаті зворотної переорієнтації та росту позитивно орієнтованих пластин мартенситу при температурах нижче M_K ; 3 – зняття напруги; 4 – зворотне мартенситне перетворення, яке призводить до відновлення вихідної форми

Рисунок 9.3 – Схематичне уявлення процесів, пов'язаних з ЕЗФ

У дійсний час винайдено багато матеріалів з ЕЗФ: класичні Ni-Ti, потрібні сплави Ni-Ti-Me; сплави Ni-Al-Fe-Pd; сплави на основі міді, золота, срібла. Найбільше практичне значення мають сплави на основі Ni-Ti та Cu.

Сплави Ni-Ti використовують для виготовлення з'єднуючих муфт та ущільнень трубопроводів у складно доступних для монтажу місцях, зокрема, при виготовленні авіаційної техніки.

Сплави з ЕЗФ використовують в якості космічних антен великої довжини, які розгортаються самостійно, біологічних імплантатів, в стоматології, для виготовлення пружин, теплових двигунів, маніпуляторів.

10. НАДПРОВІДНІ МАТЕРІАЛИ

10.1 Надпровідність і надпровідні матеріали

Надпровідність. Зі зниженням температури спостерігається монотонне падіння електропровідності. Поблизу абсолютного нуля у багатьох металів і сплавів реалізується різке падіння електроопору, і вони стають надпровідниками (рисунок 10.1).

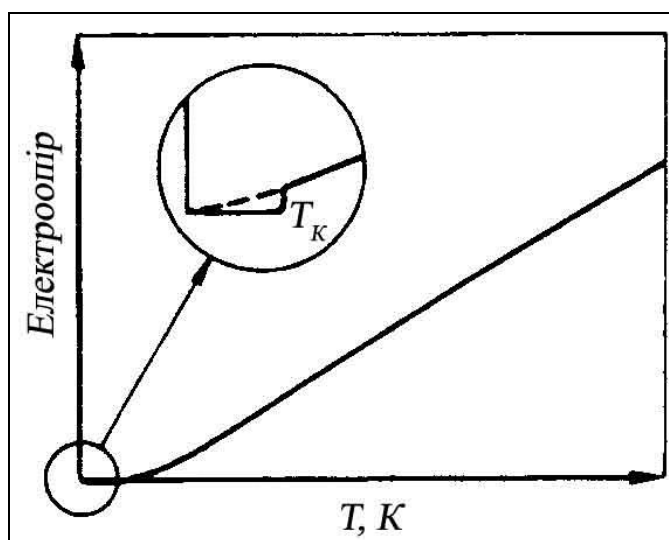


Рисунок 10.1 – Вплив температури на електроопір надпровідних матеріалів

Надпровідність – здатність матеріалів не здійснювати опору електричному току при температурах нижчих за характерну для них критичну температуру T_K .

Вперше надпровідність винайшов у 1911 році голландський вчений Гейке Камерлінг-Оннес, який спостерігав стрибкоподібне зникнення опору ртуті до невимірно малої величини при температурі 4,2 K (рисунок 10.2).

На даний час надпровідність винайдена у більшості чистих металів, причому надпровідний стан легше усього виникає в металах з низькою звичайною провідністю. Відкрито і вивчено біля трьох тисяч надпровідних сплавів і інтерметаллідних сполук, і їх число безперервно зростає. Чисті метали прийнято відносити до надпровідників першого роду, а сплави і сполуки – до надпровідників другого роду.

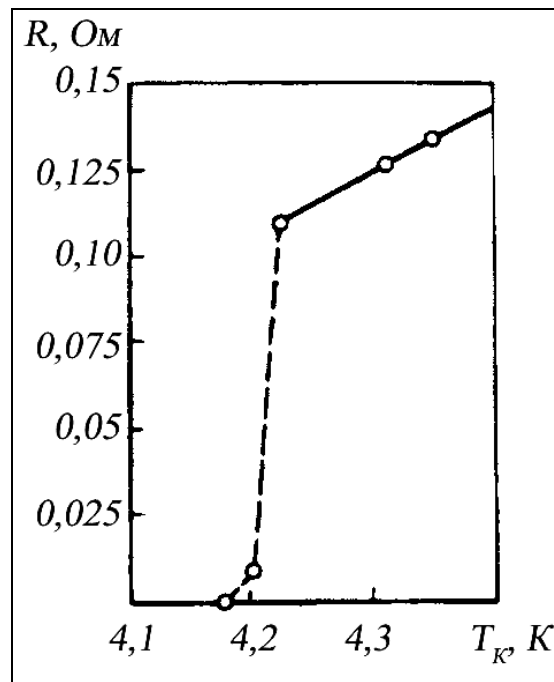


Рисунок 10.2 – Ефект надпровідності ртуті в експерименті Камерлінг-Оннеса

Магнітне поле в об'ємі надпровідників при температурах, нижчих за критичну, дорівнює нулю. Метал стає діамагнетиком – матеріалом, який набуває у зовнішньому магнітному полі магнітний момент, що направлений проти поля, що намагнічує. Тому при переході матеріалу до надпровідного стану магнітне поле «виталкується» з його об'єму і залишається лише у тонкому поверхневому шарі товщиною біля 10^{-8} м. Це явище називається ефектом Мейснера.

Підтвердженням того, що надпровідник стає діамагнетиком, є відомий ефективний опит вільного паріння постійного магніту над надпровідною свинцевою пластиною.

Перехід матеріалу у надпровідний стан пов'язаний з фазовим переходом. Новий фазовий стан характеризується тим, що вільні електрони перестають взаємодіяти з іонами кристалічної ґратки і вступають у взаємодію між собою. Електрони з протилежними спінами об'єднуються у пари, і результируючий спіновий момент стає рівним нулю.

Електронні пари називають куперівськими за ім'ям Леона Купера, який вперше показав, що надпровідність в металах пов'язана з їх утворенням.

У звичайному, неспареному стані електрони розсіюються на домішках, що присутні в металі, або на теплових коливаннях кристалічної ґратки – фононах. Розсіювання електронів призведе до виникнення електричного опору. Куперівські пари не розсіюються, тому що енергія фононів, яку пара може отримати від взаємодії з ними або дефектами ґратки при криогенних температурах, занадто мала. Не випробуючи розсіювання, куперівські пари просуваються скрізь ґратку кристалу без опору, що й призведе до явища надпровідності.

Надпровідний стан може бути зруйнованим як при нагріві матеріалу до температури, вище за критичну, так і в результаті дії сильних зовнішніх магнітних полів напруженістю H_K , яка перевищує критичне значення. Критичне магнітне поле подібно до критичної температури є основною характеристикою надпровідного матеріалу. При підвищенні T_K або H_K здійснюється стрибкоподібне відновлення електроопору і магнітне поле проникає в метал.

Однією з головних переваг надпровідників є можливість досягнення високої щільності току. Чим вищою є щільність току, тим більш компактними будуть прилади, меншими витрати дорогокоштуючих надпровідних матеріалів і меншою маса, яку необхідно охолоджувати. Висока щільність току дозволяє знизити капітальні і експлуатаційні витрати установок на надпровідниках.

Надпровідні матеріали і технологія їх отримання. З усіх чистих металів, здатних переходити у надпровідний стан, найвищу критичну температуру переходу має ніобій ($T_{KP}=9,2$ К). Однак, для ніобію характерні низькі значення критичного магнітного поля (біля 0,24 Тл), що недостатньо для його широкого використання. Гарним сполученням

критичних параметрів T_K і B_K відрізняються сплави і інтерметалічні з'єднання ніобію з цирконієм, титаном, оловом і германієм.

До найбільш розповсюджених надпровідних матеріалів відноситься сплав Nb-46.5% Ti (по масі). Цей сплав характеризується високою технологічністю, з нього звичайними методами плавки, обробки тиском і термічної обробки можна виготовляти проволоку, кабелі, шини. Інтерметаліди, хоча й мають більш високі критичні параметри, мають також високу крихкість, що ускладнює виготовлення з них довгомірних проводів традиційними методами металургійної технології.

При виготовленні надпровідного кабелю в бруську міді просвердлюють багато отворів і в них вводять Nb-Ti тонкі стрижні. Брусок протягують у тонку проволоку, знову ріжуть її на куски, які знову вводять в нові бруски. Повторюючи багатократно цю операцію, отримують кабель з великим числом надпровідних жил, з якого виготовляють котушки для електромагнітів (рисунок 10.3).

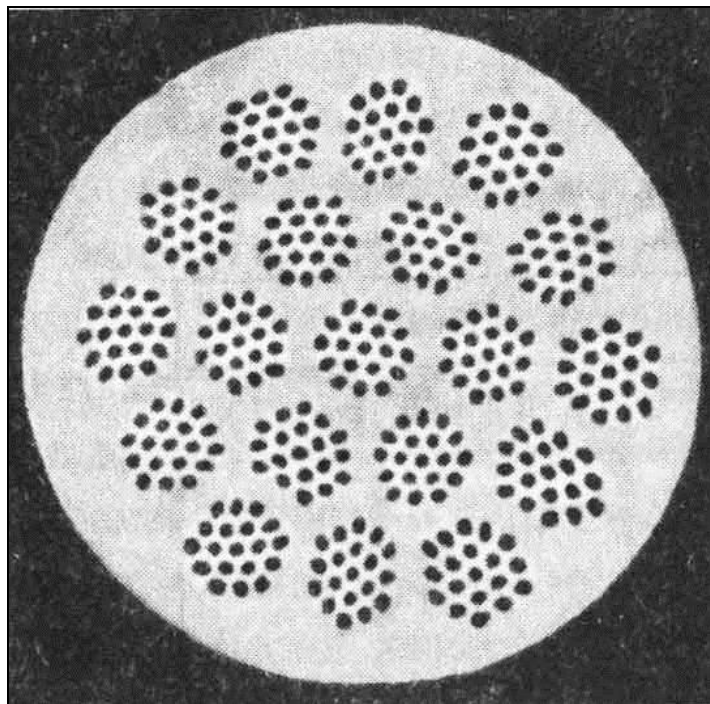


Рисунок 10.3 – Поперечний перетин багатожильного надпровідного композиту з 361 ніобієвою жилою в мідній матриці

Якщо у будь-якій жилі надпровідність випадково порушиться, то висока електро- і теплопровідність мідної матриці надає можливість здійснити термічну стабілізацію надпровідника в до критичному режимі.

Використання крихких інтерметалідів значно ускладнює виготовлення кабелю. Для отримання проводів з надпровідного з'єднання Nb_3Sn використовують так звану бронзову технологію, яка полягає в селективній твердофазній дифузії. Тонкі нитки пластичного ніобію запресовують в матрицю з бронзи, яка містить 10-13% Sn. У результаті багатократного волочіння і повторних запресовок з проміжними відпалами і наступною термічною обробкою здійснюється дифузія олова в ніобій, і на його поверхні утворюється тонка плівка Nb_3Sn . Через надзвичайно малу розчинність, мідь в ніобій практично не дифундує. Схема бронзової технології представлена на рисунку 10.4.

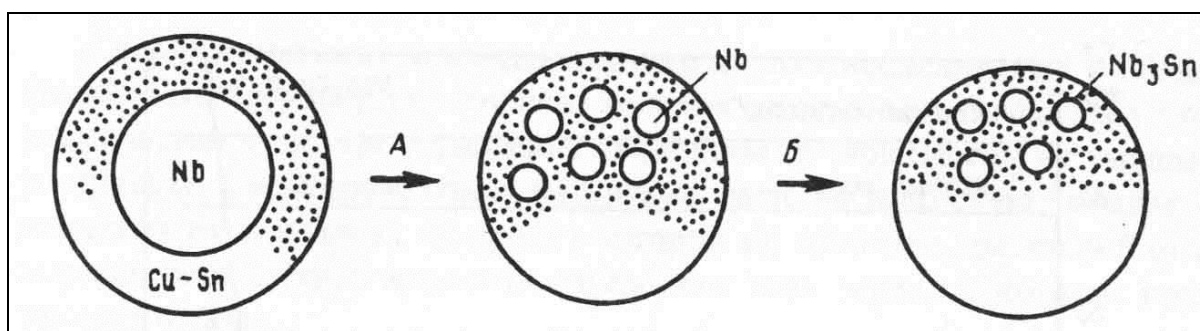


Рисунок 10.4 – Схема бронзової технології виготовлення багатожильних проводів на основі Nb_3Sn : а – зборка, волочіння і відпал; б – термообробка

Для отримання надпровідних стрічок зі з'єднань інтерметалідів окрім того використовують метод хімічного осадження з газової фази. Його використання дозволяє синтезувати сполуку Nb_3Ge , яка має найбільш високу критичну температуру переходу у надпровідний стан.

Простота виготовлення, сприятливе сполучення електричних і механічних властивостей і порівняно низька вартість дозволяє рекомендувати надпровідники на основі твердого розчину Nb-Ti як основні матеріали в полях до $B_K=8$ Тл при $T_K=4,2$ К. У більш сильних

полях, коли щільність току істотно падає, доцільніше використовувати інтерметалічні сполуки типу Nb_3Sn .

Наприкінці 80-х років минулого сторіччя була відкрита високотемпературна надпровідність в керамічних матеріалах. У 1986 році швейцарські фізики Дж. Беднорц і К. Мюллер вперше отримали надпровідні керамічні оксидні зразки системи La-Ba-Cu-O з температурою переходу у надпровідний стан $T_K=35\text{ K}$. за це відкриття, яке поклало початок дослідженню високотемпературної надпровідності, у 1987 році вони були удостоєні Нобелівської премії по фізиці. Пізніше в ітрієвих кераміках системи Y-Ba-Cu-O у Китаї, США, Японії і Росії була досягнута температура переходу T_K біля 90 K , що дає можливість використовувати дешевий і доступний азот в якості хладагену (рисунок 10.5).

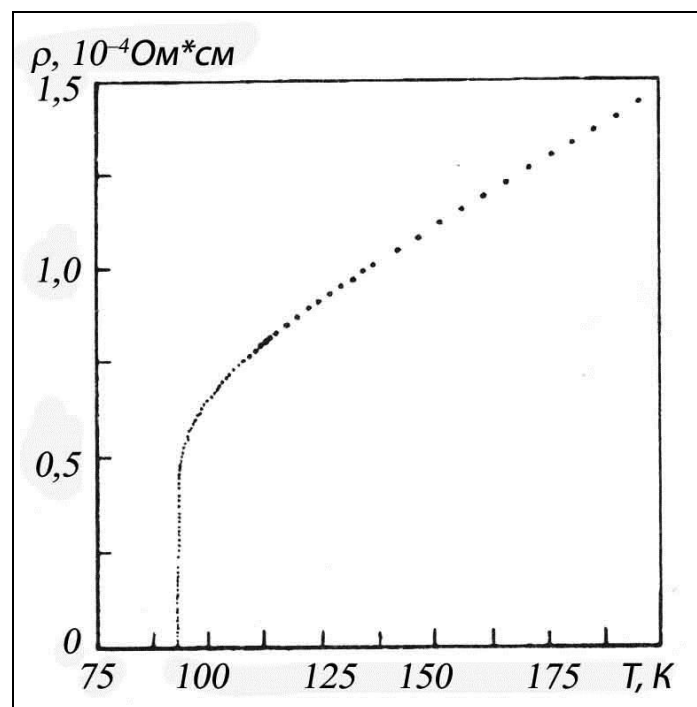


Рисунок 10.5 – Надпровідний перехід електричного опору монокристалу $\text{YBa}_2\text{Cu}_3\text{O}_{7-x}$, де $0 < x < 0,5$

Кераміка на основі оксиду міді з оксидами стронцію, вісмуту і лужноземельних елементів, наприклад складу $2\text{SrO} \cdot \text{CaO} \cdot \text{Bi}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{CuO}$ має ще більш високу T_K – до $100\text{-}115\text{ K}$. На даний час дослідниками багатьох

країн розроблена велика кількість керамічних матеріалів з переходом при температурах 250 К і навіть при кімнатній температурі. Значна частина розроблених матеріалів характеризується нестабільністю і великою крихкістю. Динаміка розробок представлена на рисунку 10.6. Пошук нових надпровідників продовжується, хоча така проблема залишається суто науковою. В перспективі необхідно розробити технологію виробництва і використання високотемпературних надпровідників.

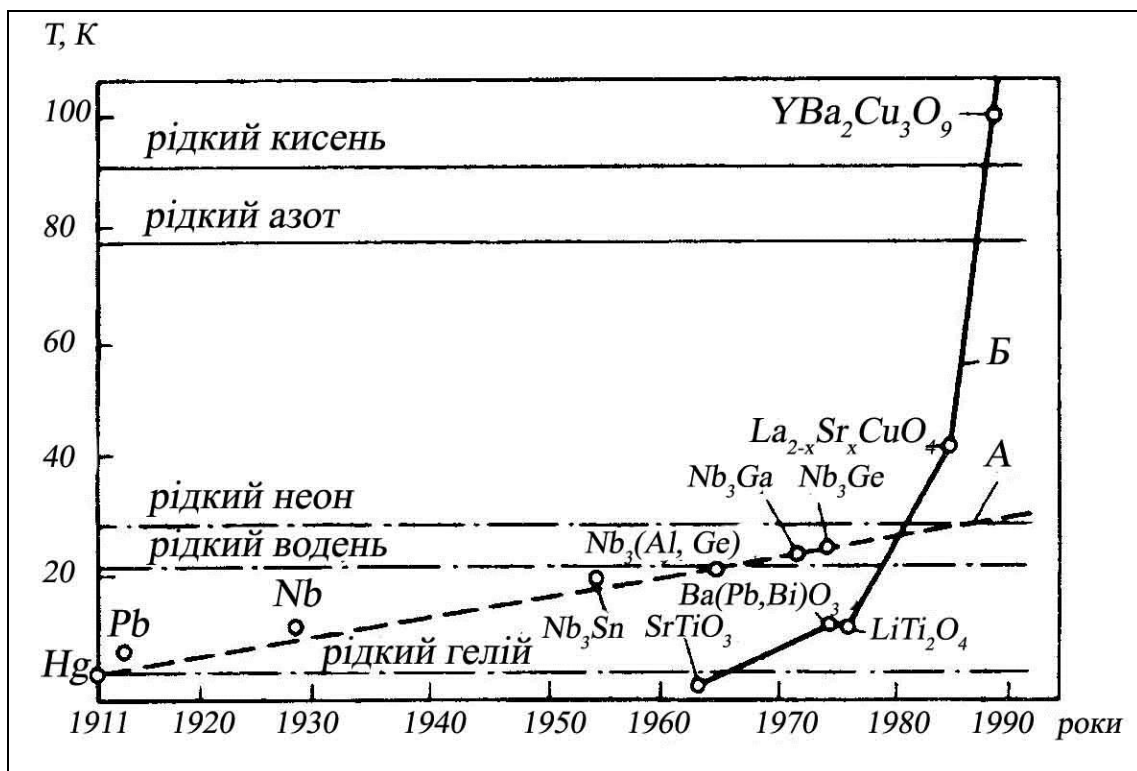


Рисунок 10.6 – Динаміка розробок надпровідників:
А – металічні матеріали; Б – кераміка

10.2 Перспективні використання надпровідних матеріалів

Найбільш важливими областями використання надпровідників є створення сильних магнітних полів, отримання і передача електроенергії.

Соленоїд з надпровідного матеріалу може працювати дуже довго без підводу енергії ззовні, оскільки один раз збуджений у ньому струм не

затухає. Підтримка соленоїду в надпровідному стані не потребує великих енергетичних витрат. При нульовому опорі легко вирішується проблема тепловідводу. Окрім того, надпровідні магніти є найбільш компактними, ніж звичайні. Кожен кілограм маси надпровідного магніту створює магнітне поле, еквівалентне по силі полю 20-тонного електромагніту з залізним сердечником.

Надпровідні матеріали використовують для дослідження в області фізики високих енергій, створення потужних магнітних кільцевих прискорювачів часток і систем керування рухом пучків часток на виході з прискорювача. Надпровідні магнітні системи використовують в рідководневих пухиркових камерах, в яких по кривизні траєкторії від пухирів рідини, що закипає, визначають знак заряду і імпульс часток, що пролітають.

Проблеми термоядерної енергетики не можуть бути вирішені без використання потужних надпровідних магнітів. Для здійснення керованого термоядерного синтезу ядер гелію з ядер дейтерію необхідно утримувати в реакційному просторі гарячу тритій-дейтерієву плазму, нагріту до 10^8 - 10^9 °C. тільки надпровідні магніти здатні створити поле такої потужності. Найбільш перспективними термоядерними реакторами є установки типу «Токамак», які інтенсивно розробляються дослідниками в різних країнах, у тому числі Росії, США, Японії.

Незабаром великий вклад у вирішення енергетичної проблеми можливий з використанням МГД-генераторів за рахунок підвищення термодинамічного коефіцієнту корисної дії теплових електростанцій. Іонізовані гарячі продукти згоряння палива у вигляді низькотемпературної плазми з температурою біля 2500°C пропускають з великою швидкістю через сильне магнітне поле. Енергію, що утворилася, знімають електродами, які розташовані вздовж плазмового каналу. Таким чином, з

допомогою МГД-генератора здійснюють перетворення теплової енергії в електричну.

Ефект надпровідності може бути використаний для виготовлення надпровідних генераторів електроенергії значно більшої одиничної потужності, ніж генератори традиційної конструкції. Ротор генератору представляє собою екранований у тепловому і електромагнітному відношенні кріостат, що обертається, з надпровідною обмоткою збудження, яка в ньому міститься. Кріостатування обмотки збудження здійснюється по замкнутому циклу рідким гелієм при температурі кипіння 4,2 К. Надпровідні турбогенератори мають більш високий коефіцієнт корисної дії при менших розмірах і є у три рази меншими по масі.

У перспективі передачу енергії великої потужності доцільно здійснювати з допомогою надпровідних кабельних підйомних ліній. Розрахунки показують, що по надпровідному кабелю, завтовшки з руку, можна пропускати усю пікову потужність, яка виробляється електростанціями США. При передачі енергії великої потужності завдяки малій питомій матеріалоемності і меншій ширині траси надпровідний кабель буде у два-три рази дешевшим, ніж звичайний. При цьому він характеризується більшою пропускною здатністю і меншими втратами.

Принципово конструкції надпровідних кабелів не відрізняються одна від одної. Надпровідні кабелі мають перетин у вигляді ряду багатошарових труб з вакуумною ізоляцією між ними. Внутрішні труби покриті шаром надпровідного матеріалу товщиною біля 0,3 мм і заповнені рідким гелієм. В якості надпровідника може бути використаний сплав ніобію з титаном або цирконієм. Кабелі подібної конструкції пройшли виробничі випробування в Росії, США і Японії.

Надпровідність також дозволяє вирішити проблему запасу електроенергії на майбутнє з видачею її при пікових навантаженнях. Індуктивний накопичувач енергії представляє собою тороїдний кріостат

діаметром у декілька метрів, по витках обмотки якого практично без втрат циркулює струм.

Кріогенні надпровідні матеріали, що знаходять використання в електродвигунах і трансформаторах, дозволяють зменшити їх об'єм, знизити вагу на 80%, довести коефіцієнт корисної дії при цьому до 98%.

Надпровідний шар зі сплаву ніобію, який обертається, при взаємодії із зовнішнім магнітним полем спроможний парити без опор у повітрі або у вакуумі. Такий шар є ідеальним ротором гіроскопу – основного приладу для орієнтації космічних кораблів.

Сильні магнітні поля кріогенних надпровідних пристроїв дозволяють захищати космічні кораблі від підвищеної радіації.

Перелік використань надпровідних кріогенних систем не вичерпується наведеними прикладами. Такий широкий спектр використання явища надпровідності і особливих властивостей надпровідних матеріалів говорить про створення нової області техніки, яка має великі перспективи.

Рекомендована література

1. Энтин Р.И. Превращения аустенита в стали. – М.: Металлургиздат. – 1960. – 252 с.
2. Садовский В.Д. Структурные превращения при закалке и отпуске стали. – М.: Металлургиздат. – 1985. – 158 с.
3. Н.Ф. Болховитинов. Металловедение и термическая обработка. – М.: Машиностроение. – 1965. – 503 с.
4. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. – М.: МИСИС. – 1999. – 407 с.
5. Богачев И.Н. Кавитационностойкое разрушение и кавитационностойкие стали. – М.: Металлургия. – 1972. – 190 с.
6. Гудремон Э. Специальные стали. Т. I, II / Пер. с нем. – М.: Металлургиздат. – 1959. – 1638 с.
7. Включения и фазы в сталях и сплавах / Явойский В.И., Близнюков С.А., Вишкарёв А.Ф. и др. – М.: Металлургия. – 1979. – 316 с.
8. Интерметаллические соединения / Пер. с англ.; Под ред. И.И. Корнилова. – М.: Металлургия. – 1970. – 440 с.
9. Ю.П. Солнцев, Е.И. Пряхин, Ф. Войткун. Материаловедение. – М.: МИСИС. – 1999. – 600 с.
10. Гуляев А.П. Металловедение: Учебник для ВУЗов. – 6-е изд. – М.: Металлургия. – 1986. – 544 с.
11. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Металловедение и термическая обработка металлов: Учебник для ВУЗов. – 3-е изд. – М.: Машиностроение. – 1990. – 528 с.
12. Материаловедение: Учебник для ВУЗов / Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. – 2-е изд. – М.: Машиностроение. – 1986. – 384 с.
13. Савицкий Е.М., Ефимов Ю.В., Кружляк Я. Физико-химические основы получения сверхпроводящих материалов. – М.: Металлургия. – 1981. – 480 с.

14. Солнцев Ю.П., Веселов В.А., Демянцевич В.П. Материаловедение и технология конструкционных материалов. – М.: Металлургия. – 1981. – 480 с.
15. Суперсплавы: жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. В 2-х кн. / Под ред. Симса Ч.Г., Столоффа Н.С., Хагеля У.А. / Пер. с англ. – М.: Металлургия. – 1995.
16. Пикеринг Ф.Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Пер. с англ. – М.: Металлургия. – 1982. – 184 с.
17. Солнцев Ю.П., Степанов Г.А. Конструкционные стали и сплавы для низких температур. – М.: Металлургия. – 1985. – 271 с.
18. Солнцев А.П., Викулин А.В. Прочность и разрушение хладостойких сталей. – М.: Металлургия. – 1995. – 256 с.
19. Л.И. Лысак, Б.И. Николин. Физические основы термической обработки стали. – К.: Техника. – 1975. – 303 с.
20. Металловедение. Сталь: Справочное изд. в 2-х т. / Пер. с нем. – М.: Металлургия. – 1995.
21. Лахтин Ю.М. Металловедение и термическая обработка металлов: Учебник для ВУЗов. – 4-е изд. – М.: Металлургия. – 1993. – 447 с.
22. Металловедение и технология сверхпроводящих материалов / Под ред. Фонера С., Шварца Б. / Пер. с англ. – М.: Металлургия. – 1987. – 560 с.
23. Масленков С.Б., Масленкова Е.А. Стали и сплавы для высоких температур: Справочное изд. в 2-х кн. – М.: Металлургия. – 1991. – 832 с.
24. Миели М.Г. Сверхпроводимость в современном мире. – М.: Просвещение. – 1991. – 159 с.
25. Упрочнение конструкционных сталей нитридами / М.И. Гольдштейн, А.В. Гринь, Э.Э. Блюм, Л.М. Панфилова. – М.: Металлургия. – 1970. – 222 с.
26. Приданцев М.В., Давидова Л.Н., Тамарина И.А. Конструкционные стали: Справочник. – М.: Металлургия. – 1980. – 288 с.
27. Потак Я.М. Высокопрочные стали. – М.: Металлургия. – 1972. – 208 с.

28. Попов А.А. Фазовые превращения в металлических сплавах. – М.: Металлургиздат. – 1963. – 312 с.
29. Ланская К.А. Жаропрочные стали. – М.: Металлургия. – 1969. – 245 с.
30. Портной К.И., Бабич Б.Н. Дисперсноупрочненные материалы. – М.: Металлургия. – 1974. – 123 с.
31. Улянин Е.А. Коррозионностойкие стали и сплавы: Справочник. – М.: Металлургия. – 1980. – 207 с.
32. Ооцука К., Симидзу К., Судзуки Ю. Сплавы с эффектом памяти формы. / Пер. с япон. – М.: Металлургия. – 1990. – 224 с.
33. Меськин В.С. Основы легирования стали. – М.: Металлургия. – 1964. – 684 с.
34. Физическое металловедение. Т. I, II // Пер. с англ.; Под ред. Канна Р.М. – М.: Мир. – 1967. – 335 с.
35. Захаров М.В., Захаров А.М. Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия. – 1976. – 230 с.
36. Туфанов Д.Г. Коррозионная стойкость нержавеющей сталей, сплавов и чистых металлов: Справочник. – М.: Металлургия. – 1982. – 120 с.
37. Металознавство і термічна обробка металів і сплавів / Ю.М. Таран, Є.П. Калінушкін, В.З. Куцова і інш. – Д.: Дніпрокнига. – 2002. – 260 с.
38. Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. и др. / Под общ. ред. Арзамасова Б.Н. – 2-е изд., исправл. и доп. – М.: Машиностроение. – 1986. – 384 с.
39. Основы материаловедения. Учебник для вузов. Под ред. Сидорина И.И. – М.: Машиностроение. – 1976. – 436 с.
40. Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин. Материаловедение: Учебник. - 3 – е изд. М.: Изд – во МГТУ им. Н.Э. Баумана. - 2001 г - 648 с.
41. Материаловедение и технология металлов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюнин М.: Высшая школа, 2000 г, 638 с.

42. Научные основы материаловедения. Б.Н. Арзамасов, А.И. Крашенинников, Ж.П. Пастухова, А.Г. Рахштадт. М.: Изд. – во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1994 г, 366 с.

43. Мотивилин Г.В. и др. Автомобильные материалы. - М.: Транспорт, 1989. – 235 с.

Навчальне видання

Куцова Валентина Зиновіївна
Ковзель Максим Анатолійович
Носко Ольга Анатоліївна

ЛЕГОВАНІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Підручник

Тем. план 2008, поз. 261

Підписано до друку 29.05.2008. Формат 60х84 $\frac{1}{16}$. Папір друк. Друк
плоский. Облік. – вид. арк. 20,11. Умов. друк. арк. 20,16. Тираж 300 пр.

Замовлення № 100

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

Редакційно-видавничий відділ НМетАУ