

**П. ГАПОНОВА, А. Ф. БУДНИК**



# **СТАЛІ ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

НАВЧАЛЬНИЙ ПОСІБНИК

СУМИ  
СУМСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
2014



Міністерство освіти і науки України  
Сумський державний університет



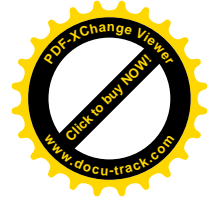
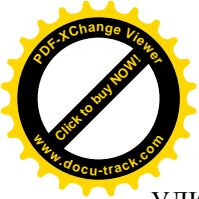
**О. П. ГАПОНОВА, А. Ф. БУДНИК**

**СТАЛІ ТА СПЛАВИ  
З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Навчальний посібник

Рекомендовано Міністерством освіти і науки України

Суми  
Сумський державний університет  
2014



УДК 669.15-15(075.8)

ББК 34.222я73

Г19

Рецензенти:

*В. А. Свідерський* – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри хімічної технології композиційних матеріалів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут»;

*В. Г. Артюх* – доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри опору матеріалів ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»;

*В. І. Сігова* – кандидат технічних наук, професор кафедри теорії та методики виховання Сумського обласного інституту післядипломної педагогічної освіти

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

*вищих технічних навчальних закладів,*

*які навчаються за спеціальністю «Прикладне матеріалознавство»*

*(лист № 1/11-19375 від 11.12.2013 р.)*

**Гапонова О. П.**

Г19 Сталі та сплави з особливими властивостями : навч. посіб. /  
О. П. Гапонова, А. Ф. Будник. – Суми : Сумський державний  
університет, 2014. – 240 с.

ISBN 978-966-657-507-7

У навчальному посібнику викладені основні закономірності формування структури і властивостей сталей, сплавів та інших матеріалів, що використовуються у ряді спеціальних галузей машинобудування. Розглянуті марки, особливості термічної обробки та галузі застосування жароміцних і жаростійких, нержавіючих і холодостійких сталей та сплавів, сплавів спеціального призначення: магнітних та електротехнічних, з особливими тепловими і пружними властивостями, металів із пам'яттю форми, радіаційно-стійких й аморфних матеріалів. Викладені методологія і принципи вибору матеріалів для конкретних виробів з урахуванням робочих умов їх застосування.

Посібник може бути корисним для студентів-матеріалознавців під час виконання комплексних, випускних кваліфікаційних і самостійних робіт із дисциплін навчального плану спеціальностей «Прикладне матеріалознавство», «Термічна обробка металів», «Фізичне матеріалознавство», «Ливарне виробництво чорних і кольорових матеріалів», «Композиційні та порошкові матеріали, покриття».

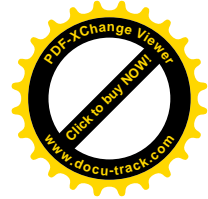
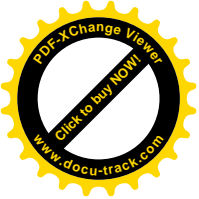
**УДК 669.15-15(075.8)**

**ББК 34.222я73**

© Гапонова О. П., Будник А. Ф., 2014

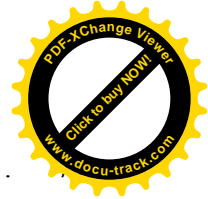
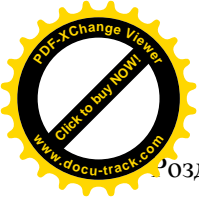
ISBN 978-966-657-507-7

© Сумський державний університет, 2014

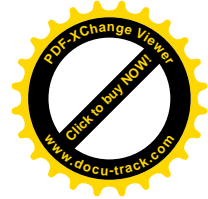
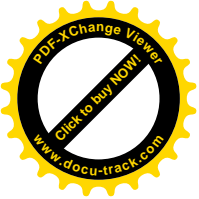


## З М І С Т

	С.
Вступ	С.
Розділ 1. Жароміцні, окалиностійкі сталі та сплави.....	7
1.1. Особливості поведінки матеріалів у агресивних середовищах при підвищених температурах.....	7
1.2. Жаростійкі сталі та сплави.....	13
1.2.1. Феритні хромисті й хромоалюмінієві сталі.....	13
1.2.2. Мартенситні хромокрем'яністі сталі.....	15
1.2.3. Аустенітні сталі та сплави.....	16
1.3. Жароміцні сталі та сплави.....	17
1.3.1. Жароміцність, її показники. Класифікація жароміцних сталей і сплавів.....	17
1.3.2. Характеристики жароміцності.....	19
1.3.3. Жароміцні сплави на основі заліза, їх призначення і термічна обробка.....	24
1.4. Жароміцні нікелеві сплави.....	32
1.5. Жароміцні кобальтові сплави.....	39
1.6. Жароміцні ванадієві сплави. Їх структура, властивості та галузі застосування.....	40
1.7. Жароміцні хромові сплави, їх структура, властивості та галузі застосування.....	42
1.8. Жароміцні ніобієві сплави, їх структура, властивості та галузі застосування.....	45
1.9. Жароміцні молібденові сплави, їх структура, властивості та галузі застосування.....	48
1.10. Жароміцні танталові сплави, їх властивості та галузі застосування. Резерви жароміцності танталових сплавів.....	51
Питання для самоперевірки.....	54
Розділ 2. Нержавіючі сталі та сплави.....	56
2.1. Корозійні процеси. Корозія сталей і сплавів.....	56
2.2. Види корозійного руйнування сталей.....	58
2.3. Класифікація нержавіючих сталей та їх промислове застосування.....	63
2.4. Кислотостійкі сталі та сплави.....	74
Питання для самоперевірки.....	78



Розділ 3. Холодостійкі й криогенні сталі та сплави.....	
3.1. Вимоги, що ставляться до холодостійких матеріалів. Класифікація холодостійких матеріалів.....	79
3.2. Сталі та сплави, що працюють температурах до $-60^{\circ}\text{C}$	82
3.3. Сталі та сплави, що працюють при температурах до $-100^{\circ}\text{C}$ ( $173^{\circ}\text{K}$ ).....	85
3.4. Сталі та сплави, що працюють при температурах до $-196^{\circ}\text{C}$ ( $77^{\circ}\text{K}$ ).....	87
3.5. Сплави, що працюють при температурах нижче $-196^{\circ}\text{C}$ ( $77^{\circ}\text{K}$ ).....	93
3.6. Холодостійкі сплави на основі кольорових металів.....	94
Питання для самоперевірки.....	103
Розділ 4. Сталі та сплави з особливими фізичними властивостями.....	104
4.1. Матеріали з особливими тепловими властивостями....	104
4.1.1. Сплави із заданим коефіцієнтом лінійного розширення.....	105
4.1.2. Сплави зі сталим модулем пружності.....	109
4.1.3. Сплави з ефектом пам'яті форми.....	115
4.2. Магнітно-тверді матеріали.....	127
4.2.1. Основні магнітні характеристики металів.....	128
4.2.2. Феромагнітні магнітно-тверді матеріали.....	131
4.3. Магнітно-м'які матеріали.....	149
4.4. Матеріали для нагрівальних елементів .....	161
Питання для самоперевірки.....	175
Розділ 5. Матеріали атомної енергетики.....	178
5.1. Вплив радіаційного опромінення на властивості металевих матеріалів.....	179
5.2. Склад і властивості радіаційно-стійких матеріалів.....	187
5.3. Ядерне паливо (уран, плутоній, торій).....	193
Питання для самоперевірки.....	200
Розділ 6. Аморфні сплави.....	202
Питання для самоперевірки.....	214
Виконання обов'язкового домашнього завдання.....	216
Список літератури	232
Додаток А	236
Додаток Б	237
Додаток В	238



## ВСТУП

Розвиток промислового виробництва у всіх галузях науки та техніки вимагає підвищення якості існуючих і створення нових матеріалів із заданими властивостями. Дивовижний світ різних матеріалів, як на Землі, в її надрах, так і в космічному просторі, дозволяє розширювати наші пізнання в цій галузі.

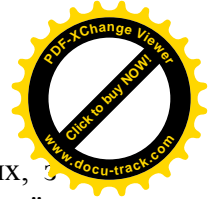
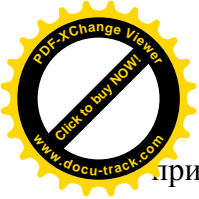
Як відомо з історії розвитку людського суспільства, люди з якнайдавніших часів навчилися використовувати метали. Вони знаходили метали в природі або отримували їх із руди, створюючи різні сплави.

На сьогодні найбільшого розвитку набуло виробництво чорних металів і сплавів. Меншою мірою використовуються сплави на основі кольорових металів, однак і їх виробництво постійно зростає. Крім того, вчені та практики створюють нові штучні матеріали, що мають унікальні властивості. Ці матеріали поєднують малу питому вагу, електричні, магнітні, хімічні властивості з підвищеними характеристиками міцності, тепло- і жаростійкості.

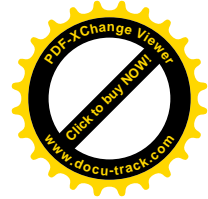
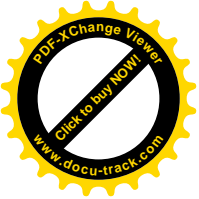
Відома величезна кількість різноманітних матеріалів, що використовуються під час створення машин і агрегатів для різних галузей народного господарства, космічної техніки. Тому вивчення сталей і сплавів спеціального призначення є необхідним у процесі підготовки інженерів-матеріалознавців.

«Сплави з особливими властивостями» – це дисципліна про сталі й сплави спеціального призначення. Вивчення таких сплавів, особливостей їх легування і прогресивних зміцнювальних технологічних процесів особливо актуальне на сьогодні, коли собівартість продукції визначає її конкурентоспроможність.

Завданням курсу є вивчення принципів легування, основ створення різних груп сталей і сплавів спеціального



призначення (жаростійких, жароміцних, холодостійких, з особливими фізичними властивостями та ін.), їх властивостей, особливостей та можливості змінювати існуючі властивості, тобто глибоке, всебічне дослідження структури і властивостей сталей і сплавів, а також можливості їх застосування.



## РОЗДІЛ 1 ЖАРОМІЦНІ, ОКАЛИНОСТІЙКІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

Основними характеристиками матеріалів, що працюють при високих температурах, є *жаростійкість* і *жароміцність*.

Жароміцні та жаростійкі матеріали застосовують для виготовлення деталей установок, які піддаються механічним навантаженням при високих температурах. Прикладом є теплові електростанції, установки нафтохімічних підприємств і нафтопереробної промисловості, промислові нагрівальні печі, газові турбіни й авіаційні двигуни.

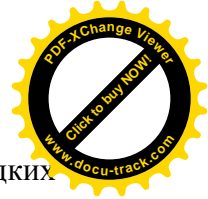
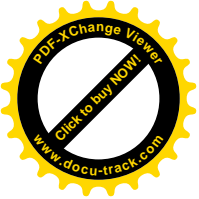
Відповідно до класифікації матеріалів за призначенням *жароміцними* називають сталі та сплави, здатні працювати при високих температурах протягом певного часу, що характеризуються здатністю витримувати значні механічні навантаження при одночасному достатньому рівні жаростійкості.

*Жаростійкими* (окалиностійкими) сталями та сплавами називають такі, які володіють стійкістю проти газової корозії при температурах вище 550 °С і працюють у слабонавантаженому стані. Терміни служби умовно поділяють на: короткочасний – до 100 год; обмежений – від 100 до 1000 год; тривалий – від 1000 до 10000 год; довготривалий – від 10000 до 100000 год і вище.

### **1.1. Особливості поведінки матеріалів у агресивних середовищах при підвищених температурах**

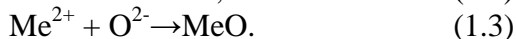
Конструкційні металеві матеріали в процесі обробки та експлуатації при нагріванні в корозійно-активних середовищах піддаються хімічній корозії і руйнуванню.





Хімічна корозія розвивається в сухих газах або рідких неелектролітах. У більшості випадків це гази, що містять кисень: сухе повітря, вуглекислий газ, суха водяна пара і чистий кисень. При хімічній корозії поверхня металу окиснюється. Тому основною вимогою, що ставиться до матеріалу під час роботи в агресивних середовищах при високих температурах, є *жаростійкість*.

Окиснення передбачає декілька етапів, що йдуть послідовно. Першим із них є адсорбція молекул кисню з газової фази поверхневими атомами металу. При адсорбції виділяється теплота, що викликає дисоціацію молекул кисню на атоми. Цей процес супроводжується перерозподілом електронів та іонізацією атомів: поверхневі атоми металу окиснюються – втрачають електрони (1.1); атоми кисню відновлюються – захоплюють електрони (1.2).

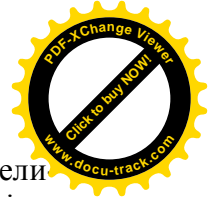
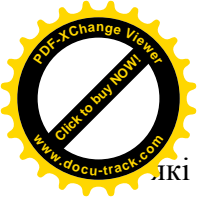


Процес окиснення закінчується хімічною взаємодією іонів (1.3) з утворенням на поверхні кристалічних продуктів хімічної реакції, що утруднюють подальше окиснення, надаючи тим самим захисну дію.

Швидкість окиснення залежить від захисних властивостей поверхневих оксидів, що утворилися. Захисні властивості мають лише щільні оксиди, у яких коефіцієнт об'єму дорівнює 1,0–2,5.

Жаростійкість одного й того самого металу залежить від багатьох зовнішніх і внутрішніх чинників.

До *зовнішніх* відносять температуру, склад газового середовища, швидкість її руху, парціальний тиск окиснювача та ін. Підвищення температури і швидкості руху газової фази збільшує швидкість окиснення. Зміна парціального тиску кисню чинить складніший вплив. Зростання парціального тиску кисню прискорює процес корозії металів,



лікі утворюють пухкі оксиди, а також щільні оксиди з великим надлишком кисню. Корозію заліза підсилює наявність у газовій фазі  $H_2O$  і сірчистих газів.

*Внутрішніми чинниками* є хімічний склад металу, структура і чистота обробки поверхні. Найбільше впливає хімічний склад металу, що визначає кристалічну структуру і захисні властивості оксиду. Поліровані поверхні окиснюються повільніше, оскільки оксиди рівномірно розподілені по товщині й тому міцніше зчеплені з поверхнею металу.

Порівняльна оцінка жаростійкості чистих металів за швидкістю окиснення на повітрі в інтервалі допустимих робочих температур наведена в табл. 1.1.

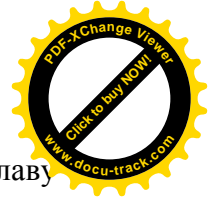
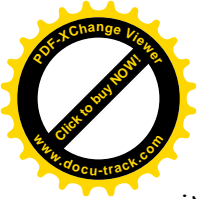
Таблиця 1.1 – Жаростійкість чистих металів

Група	Жаростійкість	Метали	Визначальний чинник
1	Дуже погана	<i>Mg</i>	Пухкі оксиди
2	Погана	<i>Nb, Ta, Mo, W, Ti, Zr</i>	Щільні оксиди з поганими захисними властивостями
3	Задовільна	<i>Cu, Fe, Ni, Co</i>	Щільні оксиди з великою дефектністю
4	Добра	<i>Al, Zn, Sn, Pb, Cr, Mn, Be</i>	Щільні оксиди з добрими захисними властивостями
5	Відмінна	<i>Ag, Au, Pt</i>	Мала хімічна спорідненість до кисню

Згідно з табл. 1.1 чисті метали мають задовільну жаростійкість. Для її підвищення застосовують легування.

Безліч теоретичних і експериментальних робіт, присвячених жаростійкості, дозволяє виділити три найбільш важливі причини підвищення жаростійкості при легуванні сталей і сплавів:

1) іони легувального елемента входять у ґратки оксиду основного компонента, зменшуючи його дефектність і дифузійну проникність;



2) легувальний елемент утворює на поверхні сплаву свій захисний оксид, що перешкоджає окисненню основного металу;

3) легувальний компонент з основним металом утворює подвійні оксиди типу шпінелей, що мають підвищені захисні властивості.

Ці чинники не виключають один одного, а доповнюють і дають можливість обґрунтувати вже існуючі, а також більш раціонально розробляти нові жаростійкі сплави.

Основною вимогою до всіх легувальних елементів для підвищення жаростійкості є більша хімічна спорідненість до кисню, ніж спорідненість основного металу. Тільки в цьому разі легувальний елемент може впливати на жаростійкість. У зв'язку з цим метали п'ятої групи *Ag*, *Au*, *Pt* (див. табл. 1.1) не можна використовувати при жаростійкому легуванні.

Основними легувальними елементами, що підвищують жаростійкість сталей, є *хром*, *кремній та алюміній*.

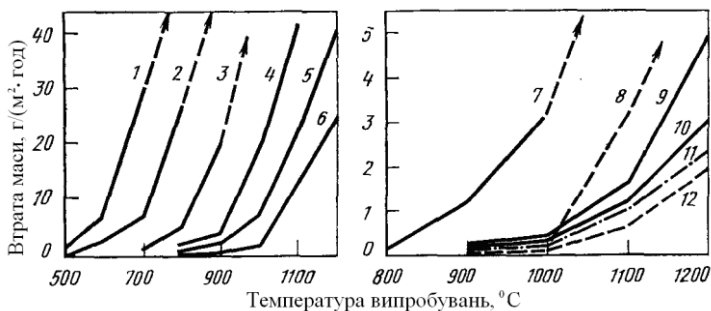
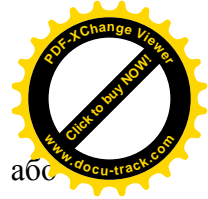
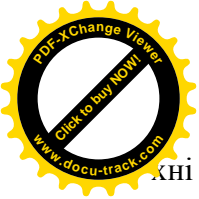


Рисунок 1.1 – Вплив хрому (а), нікелю і кремнію (б) на жаростійкість сталей: 1 – вуглецева сталь; 2 – 5 % Cr; 3 – 13 % Cr; 4 – 17 % Cr; 5 – 25 % Cr; 6 – 30 % Cr; 7 – 18 % Cr + 1 % Si; 8 – 18 % Cr + 40 % Ni + 1 % Si; 9 – 25 % Cr + 20 % Ni + 1 % Si; 10 – 25 % Cr + 20 % Ni + 2,5 % Si; 11 – 30 % Cr; 12 – ніхром 80-20

При легуванні сталей *хромом* жаростійкість різко підвищується (рис. 1.1), що пов'язано з утворенням на повер-



хні сталей міцного і тугоплавкого окислу хрому  $Cr_2O_3$  або оксидів шпінельного типу.

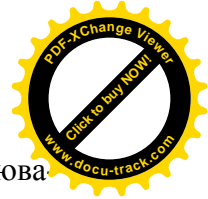
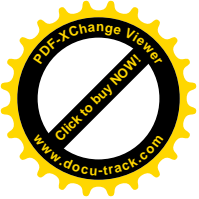
У сталях  $Cr_2O_3$  утворюється тільки при високому вмісті хрому (більше 30 %), а при нижчих концентраціях утворюються тверді розчини на основі заліза і хрому. В хромистих сталях не виявляється в'юстит ( $FeO$ ) до  $700^\circ C$ , що свідчить про значне підвищення температури перетворення  $FeO \rightarrow Fe_2O_3$ .

Опір окисненню хромистих сталей порівняно мало залежить від вмісту вуглецю. Наприклад, зміна вмісту вуглецю від 0,1 до 1,7 % у сталі з 20 %  $Cr$  майже не впливає на жаростійкість. Тому понижений вміст вуглецю в жаростійких сталях пов'язаний з вимогами забезпечення феритної структури і технологічних властивостей, а не із жаростійкістю. Залізохромисті сталі стійкіші в середовищах, що містять сірку, ніж хромонікелеві сталі та сплави на нікелевій основі.

*Кобальт* може утворювати оксиди  $CoO$  і  $Co_3O_4$  і займає за жаростійкістю проміжне положення між залізом і нікелем. Легування кобальтом мало змінює жаростійкість сталей.

*Нікель* має вищу жаростійкість, ніж залізо в окиснювальних середовищах.  $Ni$  утворює тільки оксид  $NiO$ , який на відміну від в'юститу  $FeO$  має в структурі мало вакансій, що утрудняє дифузію через плівку оксиду.

Позитивний вплив  $Ni$  на жаростійкість сталей помітний при достатньо великому його вмісті, зазвичай більше 10–12 %. Вважається, що максимальний опір окисненню при температурах  $800\text{--}1200^\circ C$  у  $Cr\text{--}Ni$  сталей може бути отриманий у достатньо широкому інтервалі концентраційних співвідношень хрому і нікелю, при цьому чим вищий вміст хрому, тим менше необхідно нікелю для досягнення високої жаростійкості (рис. 1.1).



Кремній істотно підвищує жаростійкість в окиснювальних середовищах, а в атмосфері водяної пари його вплив незначний. Оксид, що утворюється при введенні  $Si$ , має високу жаростійкість, проте за наявності великих кількостей  $Si$  знижуються температура спікання оксидів і температура їх плавлення. При малому вмісті  $Si$  (до 4 %) оксид  $SiO_2$  не виявляється, проте утворюються силікати з малою дифузійною проникністю. Тому вміст  $Si$  в жаростійких сталях не перевищує зазвичай 2–3 %, що дозволяє знизити вміст  $Cr$  і  $Ni$  і забезпечити достатній рівень жаростійкості.

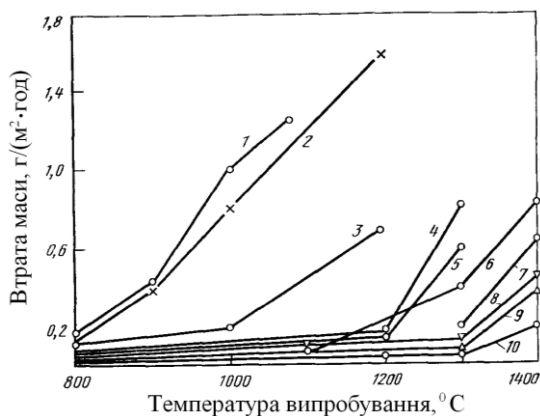
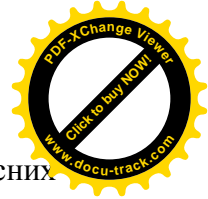
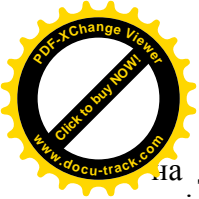


Рисунок 1.2 – Вплив хрому та алюмінію на жаростійкість сталей: 1 – 20 %  $Cr$ ; 2 – 30 %  $Cr$ ; 3 – 40 %  $Cr$ ; 4 – 25 %  $Cr$  + 1,5 %  $Al$ ; 5 – 10 %  $Cr$  + 5 %  $Al$ ; 6 – 30 %  $Cr$  + 5 %  $Al$ ; 7 – 15 %  $Cr$  + 5 %  $Al$ ; 8 – 25 %  $Cr$  + 5 %  $Al$ ; 9 – 40 %  $Cr$  + 10 %  $Al$ ; 10 – 65 %  $Cr$  + 10 %  $Al$

Алюміній дуже ефективно підвищує жаростійкість заліза і хромистих сталей. Хромисті сталі з  $Al$  мають дуже високу жаростійкість і можуть працювати при температурах до 1300–1400 °C (рис. 1.2). Найефективніше для підвищення жаростійкості введення 5–8 %  $Al$ . Чим вищий вміст  $Cr$ , тим менше потрібно вводити  $Al$  для отримання необхідної жаростійкості. У процесі роботи спостерігається переваж-



на дифузія  $Al$  у поверхневі шари і відновлення окисних плівок. У результаті захисні властивості оксидів цих сплавів зберігаються тривалий час, але вміст  $Al$  у процесі роботи постійно знижується.  $Si$  і  $Al$  також позитивно впливають на жаростійкість ніхромів під час введення їх у кількості до 2–3 %, що зв'язується з легуванням цими елементами подвійних оксидів нікелю і хрому.

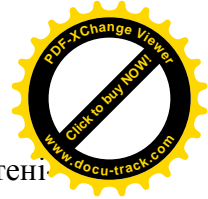
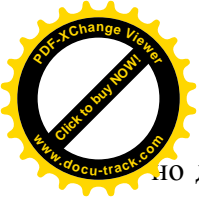
*Ванадій, молибден і вольфрам* чинять негативний вплив на жаростійкість сталей і сплавів унаслідок утворення оксидів із низькими температурами плавлення і випаровування. Введення цих елементів, а також *марганцю* викликає утворення пористої, пухкої окалини, яка не має захисних властивостей.

## 1.2. Жаростійкі сталі та сплави

### 1.2.1. Феритні хромисті та хромоалюмінієві сталі

До цієї групи сталей віднесені високохромисті сталі на основі 13–28 %  $Cr$ , які при достатньо низькому вмісті вуглецю або легуванні їх феритотвірними елементами мають однофазну феритну структуру. Ці сталі застосовують для виготовлення теплообмінників, деталей апаратури хімічних виробництв, пічного устаткування й інших виробів, які не зазнають значних навантажень і працюють при високих температурах тривалий час. До цієї групи сталей відносять 10X13СЮ, 12X17, 08X17Т, 15X18СЮ, 15X28 та ін.

Хромоалюмінієві сталі головним чином застосовують у вигляді стрічки і дроту, що використовуються як нагрівальні елементи побутових приладів, печей, реостатів і окалиностійких труб та арматури. Вони мають високий омичний опір у широкому інтервалі температур. Для збереження в сталях однофазної феритної структури необхід-

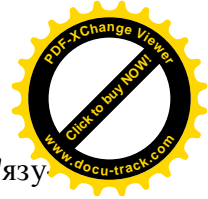
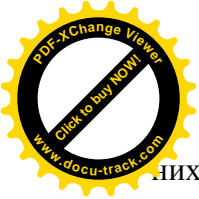


но достатньо строго витримувати співвідношення аустенітотвірних і феритотвірних елементів.

Таблиця 1.2 – Окалиностійкість і механічні властивості деяких жаростійких сталей феритного класу

Марка сталі	Режим термічної обробки, °C	$t_{OK}$ , °C	$t_{випр}$ , °C	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %
08X17T (ЭИ645)	Нормалізація 760–780	950–1000	20	500	20	50
			400	370	21	65
			600	220	34	–
12X17	//–// 760–780	900–950	20	520	28	70
			600	200	60	–
			700	85	68	97
			900	25	60	98
15X25T	//–// 760–780	1150	20	450	20	45
			700	77	48	93
			800	26	104	99
			1000	11	148	99
			1100	8	139	99
15X28	//–// 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	//–// 760–780	1260	20	820	16	52
05X27Ю5	//–// 760	1300	20	620	–	–
			1000	70	8	–

Мета легування сталей цього типу – підвищення жаростійкості шляхом введення таких елементів, як *Al* і *Si*, а також зв’язування вуглецю в спеціальні карбіди такими елементами, як *Ti*, *Nb*, *Mo*, *Zr*, що перешкоджають збідненню твердого розчину хромом, запобігають надмірному зростанню зерна при нагріванні. Ефективність дії карбідотвір-



них елементів виявляється тоді, коли весь вуглець зв'язується в спеціальні карбіди.

Сталі феритного класу мають невисокі міцність і жароміцність, високі пластичність і задовільні технологічні властивості. Механічні властивості, окалиностійкість і режими термічної обробки основних марок феритних сталей подані в табл. 1.2.

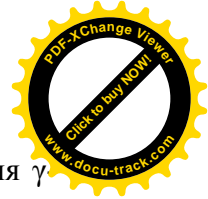
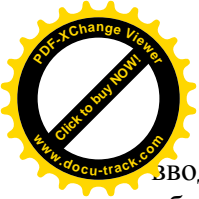
### 1.2.2. Мартенситні хромокрем'яністі сталі

Жаростійкі сталі, що мають підвищений вміст вуглецю (до 0,5–0,8 %) і леговані спільно  $Cr$  і  $Si$ , мають після гартування або нормалізації мартенситну структуру і називаються *сильхромами*. Вони мають хороший опір газовій корозії в продуктах згорання різних палив і високою зносостійкістю під час тертя й ударних навантажень. Це сталі 15X6CЮ, 40X10C2М, 30X13Н7С2, 70X20Н2С2ХВ та ін.

Основне призначення сталей цієї групи – клапани автомобільних, тракторних та авіаційних двигунів середньої потужності. До клапанних сталей ставиться ряд специфічних вимог: збереження високої твердості та міцності при робочих температурах (до 700 °С), хороший опір дії теплозмін і втомі, високий опір газовій корозії в продуктах згорання рідкого палива. Крім того, сильхроми використовують як жаростійкі сплави для виготовлення регуляторів, теплообмінників і колосникових ґраток у котельному і хімічному машинобудуванні.

Необхідні властивості в сталях типу сильхромів зазвичай досягаються сумісним введенням  $Cr$  (6–14 %) і  $Si$  (1–3 %), які дозволяють отримати високий опір газовій корозії, а підвищений вміст вуглецю забезпечує можливість гартування цих сталей і набуття високих значень твердості й зносостійкості. Введення  $Mo$  підвищує жароміцність і перешкоджає розвитку відпускнуї крихкості сталей. У сталей, що мають високий вміст  $Cr$  (наприклад, при 21–23 %),





зводять ще більше вуглецю або нікель для розширення  $\gamma$  області й, отже, можливості гартування сталі на мартенсит.

Термічна обробка сильхромів складається найчастіше з гартування на мартенсит і високого відпускання. Для кожної сталі важливо точно встановити температурний інтервал нагрівання під гартування. Перегрівання може викликати значне зростання зерна і нафталінистий злам, а недогрівання (тобто неповне гартування) – утворення двофазної структури, що складається з хромистого фериту і мартенситу, що різко знижує пластичність і жароміцність сталей. Температура відпускання залежить від умов роботи деталі та необхідної твердості сталі.

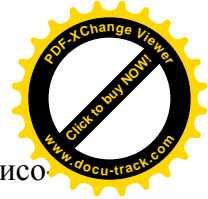
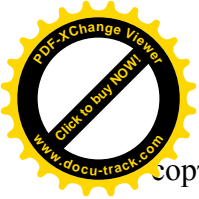
Жароміцні властивості сильхромів достатньо високі до  $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а при вищих температурах різко знижуються.

### **1.2.3. Аустенітні сталі та сплави**

Як жаростійкі сталі аустенітного класу головним чином застосовують сталі на хромонікелевій основі. Ці сталі не мають великих переваг за жаростійкістю перед високохромистими сталями феритного класу, проте вигідно відрізняються від них за рівнем механічних властивостей, у тому числі жароміцних, технологічності (здатності до глибокої витяжки, штампування, зварюваності), вони також менш схильні до окрихчування після тривалих витримок при високих температурах.

Недоліками сталей цього класу є їх порівняно висока вартість, використання у великих кількостях дефіцитного нікелю, низькі теплопровідність й опір газової корозії в середовищах, що містять сірку.

Універсальні аустенітні сталі типу 18–8, у тому числі 08X18N9T, 12X18N9, 12X18N9T, використовують як жаростійкий матеріал для вихлопних систем, труб, листових і



Сортових деталей при температурах 600–800 °С і невисоких навантаженнях.

Підвищення жаростійкості аустенітних сталей досягається збільшенням вмісту в сталі  $Cr$ ,  $Ni$ , а також додатковим легуванням  $Si$ .

Як жаростійкі матеріали для роботи в науглецьовувальних середовищах до 1100 °С (наприклад, пічні контейнери й арматура) використовують сталі з підвищеним вмістом вуглецю (сталь 36X18H25C2). Іноді для стабілізації аустенітної структури і частково для заміни нікелю вводять марганець (6–10 %) та азот (0,3–0,4 %), наприклад сталі 12X25H16Г7АР, 55X20Г9АН4. Термічна обробка аустенітних жаростійких сталей полягає, як правило, в гартуванні від температур 1000–1050 °С.

### 1.3. Жароміцні сталі та сплави

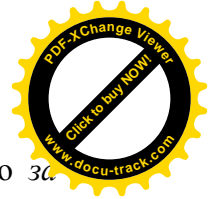
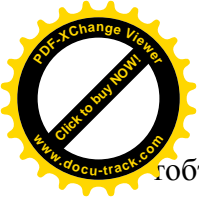
#### 1.3.1. Жароміцність, її показники. Класифікація жароміцних сталей і сплавів

Жароміцні сталі та сплави як особливий вид конструкційних матеріалів став інтенсивно розвиватися у зв'язку з розвитком турбобудування.

*Жароміцні сталі та сплави* – це матеріали, що працюють при високих температурах протягом заданого періоду часу в умовах складнонапруженого стану. Головною характеристикою, що визначає працездатність сталі або сплаву, є *жароміцність*.

Під *жароміцністю* розуміють напруження, яке викликає задану деформацію, що не призводить до руйнування, яке здатне витримувати металевий матеріал у конструкції при певній температурі протягом заданого відрізка часу.

У технічній літературі застосовують різні класифікації сталей і сплавів, наприклад клапанні, котельні, лопаткові,



тобто за *призначенням*; ливарні й деформовані, тобто за *способом виробництва* та інші.

Найбільш універсальною є класифікація за складом і структурою.

Відповідно до класифікації Ф. Ф. Хімушина до жароміцних сплавів відносять:

1. Хромисті сталі мартенситного класу (X5, X5ВФ, X13Н7С2, 9X18).

2. Хромисті сталі мартенсито-феритного класу (X6СЮ, 1X11МФ, 1X13).

3. Хромисті сталі феритного класу (0X17Т, 0X13).

4. Сталі аустенітно-мартенситного й аустенітно-феритного класів (X15Н9Ю, 2X17Н2, 0X20Н14С2, 0X21Н6М2Т).

5. Сталі аустенітного класу (0X18Н10, 0X18Н12Б).

6. Сталі аустенітного класу з високим вмістом хрому (0X23Н18).

7. Сталі з карбідним зміцненням аустенітного класу (4X14Н14В2М, 4X12Н8Г8МФБ).

8. Сталі складнолеговані підвищеної жароміцності аустенітного класу (X14Н16БР).

9. Сталі з інтерметалідним зміцненням аустенітного класу (X10Н20Т2, X12Н20Т3Р).

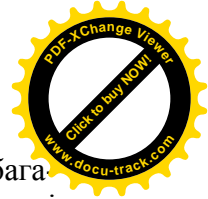
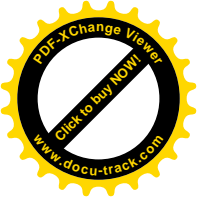
10. Нікелеві жароміцні сталі з інтерметалідним зміцненням (XН77ТЮР).

11. Кобальтові жароміцні сплави.

12. Жароміцні сплави на основі тугоплавких металів (V, Nb, Mo, W, Ta й ін.).

13. Металоокисні дисперсійно-зміцнені сплави типу TD-нікель.

Жароміцні сплави поділяються за металом основи: сплави на основі нікелю, кобальту, хрому і т. д. Ці сплави найчастіше підрозділяють і за способом виробництва: деформовані й литі.



Жароміцні сталі та сплави використовуються у багатьох галузях промисловості. Досягнення в металознавстві жароміцних матеріалів значною мірою визначають рівень розвитку енергомашинобудування, авіаційної й ракетно-космічної техніки.

### 1.3.2. Характеристики жароміцності

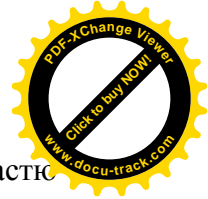
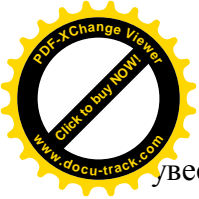
Важливо відзначити, що жароміцні матеріали працюють при різних схемах навантаження: статичних розтягувальних, згинальних або скручувальних навантаженнях, динамічних змінних навантаженнях різної частоти й амплітуди, термічних навантаженнях унаслідок зміни температури, динамічному впливі швидкісних газових потоків на поверхню.

Унаслідок цього застосовуються різноманітні види випробування на жароміцність і жаростійкість: випробування на повзучість і тривалу міцність при статичному навантаженні, випробування на високотемпературну й термічну втому, випробування на газову корозію в різних середовищах, випробування у швидкісних газових потоках й ін.

Для оцінки теплотривкості й жароміцності найбільше поширення одержали випробування на розтягання при підвищених температурах (ГОСТ 9651-73), на повзучість і тривалу міцність, що проводяться за схемою одноосьового розтягування (ГОСТ 3248-81 і ГОСТ 10145-81).

#### 1. Випробування на повзучість

Якщо дати характер зміни подовження зразка в часі після прикладення навантаження при високих температурах, то одержимо залежність, показану на рис. 1.3. Криву, що описує всі стадії випробування зразка, можна розбити на три ділянки. На першій подовження швидко досягає певного значення. Це область несталого повзучості. Швидкість повзучості, що визначається як  $d\varepsilon/dx$ , на цій ділянці



увесь час падає. На другій ділянці, що називається областю сталої повзучості, швидкість повзучості залишається сталою. На третій ділянці швидкість повзучості безупинно зростає аж до руйнування металу.

Залежно від випробовуваного матеріалу, температури випробування й напруження співвідношення ділянок може змінюватися в широких межах, так само як і деформація  $\varepsilon$ , що призводить до руйнування. При великих напруженнях і високих температурах ділянка II сталої повзучості зменшується (рис. 1.3), а швидкість повзучості збільшується, так що ділянку II часто буває важко виділити. У цьому разі говорять уже не про випробування на повзучість, а про випробування на тривалу міцність.

Випробування на повзучість проводять із метою визначення *межі повзучості* – напруження, при якому деформація за певний проміжок часу, або швидкість повзучості, не перевищує заданої величини. Крім межі повзучості, можна визначити, що найчастіше й робиться для дослідницьких цілей, *подовження при руйнуванні й час живучості* – загальний час від початку випробування до моменту руйнування.

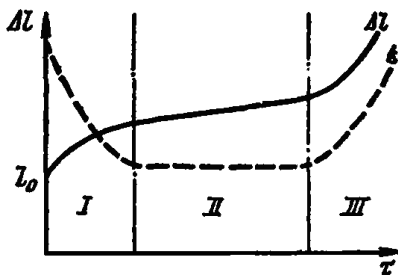
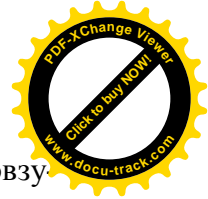
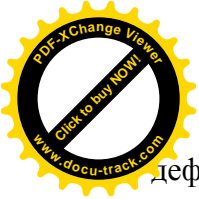


Рисунок 1.3 – Типовий вид кривої повзучості  $\Delta l(\tau)$  й швидкості повзучості  $\dot{\varepsilon}(\tau)$ : I – стадія несталої повзучості; II – стадія сталої повзучості; III – стадія руйнування

Результати випробування оформляють у вигляді первинної кривої повзучості, побудованої в координатах «час-



деформація». Залежно від умов випробувань криві повзучості мають різний вигляд (рис. 1.4, 1.5)

Випробування на повзучість можна проводити як на круглих, так і на плоских зразках. Плоскі зазвичай застосовують для листових матеріалів. Оскільки на швидкість повзучості температура впливає дуже сильно, точність вимірювання температури й однорідність розподілу температурного поля по довжині зразка повинні бути досить високими. Деформацію зразка теж потрібно вимірювати з високою точністю, не гірше ніж 0,001 мм. Зразок спочатку нагрівають до заданої температури, потім навантажують і через певні проміжки часу записують показання приладів, що фіксують деформацію.

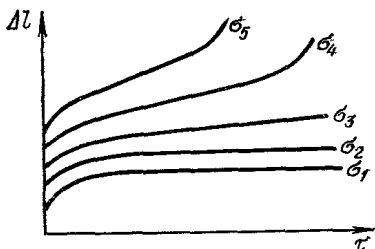


Рисунок 1.4 – Вплив напруження на вид кривих повзучості при сталій температурі  
 $\sigma_5 > \sigma_4 > \sigma_3 > \sigma_2 > \sigma_1$

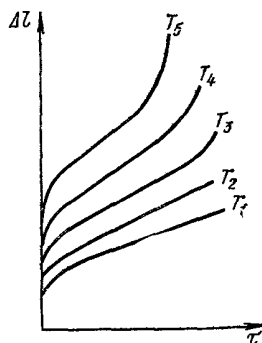
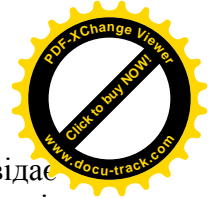
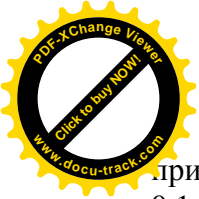


Рисунок 1.5 – Вплив температури випробування на вид кривих повзучості при постійному напруженні:  
 $T_1 < T_2 < T_3 < T_4 < T_5$

*Межею повзучості* при випробуваннях називають постійне навантаження, віднесене до початкового перетину зразка при кімнатній температурі, що викликає певну величину повзучості за даний час. При цьому потрібно завжди пам'ятати, що екстраполяція простим множенням не-



припустима. Наприклад, межа повзучості, що відповідає 0,1 % деформації за 1000 год, не дорівнює межі повзучості, що викликає 1 % деформації за 10000 год. Межу повзучості, якій відповідає певне залишкове подовження, можна записати як  $\sigma_{0,1/1000}^{500}$ , – це означає, що дане напруження викликає за 1000 год залишкову деформацію 0,1 % при 500 °С.

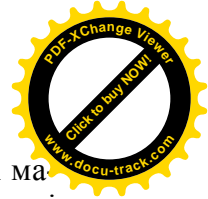
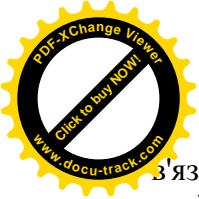
Ще однією характеристикою, що використовується в розрахунках й експериментах, є межа швидкості повзучості. Під *межею швидкості повзучості* при певній температурі розуміють постійне навантаження, віднесене до перетину зразка при кімнатній температурі, що викликає певну швидкість повзучості. Визначення цієї величини проводять на ділянці II (див. рис. 1.3). Межа швидкості повзучості також позначається літерою  $\sigma$ , але в індексі вказується швидкість повзучості; наприклад,  $\sigma_{1 \cdot 10^{-4}}$  означає напруження, що викликає швидкість повзучості  $1 \cdot 10^{-4}$  % за годину при температурі 700 °С. Випробування матеріалу проводяться як при службовій температурі, так і при температурах нижче й вище службової. Таку температуру призначають, як правило, кратною 50 °С.

Тривалість випробувань і допуск на деформацію визначаються умовами роботи матеріалу в конкретній конструкції, для якої він призначений, хоча обсяг випробувань для кожного нового сплаву охоплює й інші пропонувані призначення.

Межа повзучості визначається при допусках на подовження в межах від 0,1 до 1 % при тривалих випробуваннях 100, 300, 500, 1000 год і більше.

## **2. Випробування на тривалу міцність**

Якщо визначення межі повзучості пов'язане з вивченням її властивостей на I та II стадіях повзучості, коли зразок ще не дійшов до руйнування, то визначення тривалої міцності зв'язане з усіма стадіями повзучості, а зразок обо-



З'язково доводять до руйнування. Дані про властивості матеріалу, що одержані при випробуваннях на повзучість і тривалу міцність, разом визначають його жароміцні властивості.

Як і при випробуваннях на повзучість, крім опору навантаженню, визначають і властивості пластичності – відносне подовження й відносне звуження. На відміну від випробувань на повзучість тривалу міцність визначають при більших напруженнях і більших швидкостях повзучості. У розрахунок беруть загальний час перебування зразка під навантаженням, починаючи від моменту навантаження й закінчуючи моментом руйнування.

Під *межею тривалої міцності* розуміють навантаження, віднесене до початкового перетину зразка при кімнатній температурі, що викликає руйнування зразка за заданий строк її безперервної дії. Оскільки час до руйнування й напруження зв'язані рівнянням  $\tau = A\sigma^{-n}$ , де  $A$  і  $n$  – емпіричні коефіцієнти у подвійних логарифмічних координатах, залежність межі тривалої міцності від часу випробування виражається прямою лінією (рис. 1.6, крива 1). Такий характер зміни властивостей дає можливість у ряді випадків визначати межу тривалої міцності за відносно короткий час шляхом лінійної екстраполяції на більш тривалий час. Однак занадто далека екстраполяція ненадійна, тому що часто залежність межі тривалої міцності має перегин (див. рис. 1.6, крива 2). Як правило, прямі тривалі випробування дають більш низькі значення межі тривалої міцності порівняно з екстрапольованими результатами.

Опір металів і сплавів повзучості визначається фізичною природою матеріалу і його структурою. Зі структурних факторів найбільш сильно впливають межі зерен і дисперсні фази. Гетерогенна структура має більший запас тривалої міцності, ніж гомогенні тверді розчини. У гетерогенній структурі мають значення кількість другої фази, її



природа, швидкість коагуляції частинок, характер розподілу в структурі. Кращі результати отримані на сплавах, у яких легувальний елемент, що утворює сполуки, добре розчиняється у твердому розчині (як правило, близько одного відсотка). У цьому разі він чинить подвійний вплив – зміцнює матрицю у вигляді твердого розчину й утворює певні сполуки.

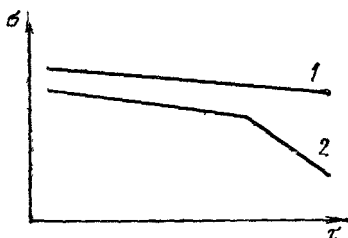
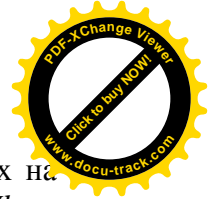
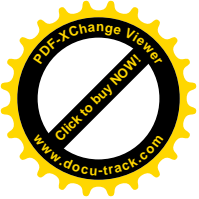


Рисунок 1.6 – Залежність тривалої міцності від часу випробування

### 1.3.3. Жароміцні сплави на основі заліза, їх призначення і термічна обробка

Жароміцні сталі є одними з найпоширеніших у техніці конструкційних матеріалів, що пояснюється насамперед їх невисокою вартістю порівняно з вартістю інших жароміцних сплавів. Крім того, виробництво жароміцних сталей добре освоєне, вони мають високу технологічність і тому знайшли широке застосування у високотемпературній техніці.

Робочі температури жароміцних сталей становлять від 500 до 750 °С. При помірних температурах (не вище 600 °С) застосовують головним чином сталі на основі менш жароміцного  $\alpha$ -заліза з ОЦК-ґраткою (феритні, перлітні й ін.). Сталі на основі  $\gamma$ -заліза з ГЦК-ґраткою (аустенітного типу) мають більш високу жароміцність і застосовуються при температурах 600–750 °С.

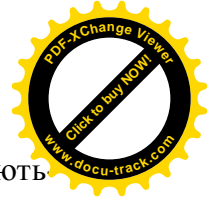
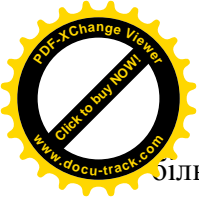


Основні легувальні елементи в жароміцних сталях на основі  $\alpha$ -заліза – карбідотвірні елементи:  $Cr$ ,  $Mo$ ,  $V$ ,  $Nb$  та  $W$ , вміст яких не перевищує 1 %, за винятком  $Cr$ , вміст якого з метою підвищення жаростійкості сталей доводять до 2–2,5 %. Основу розглянутих сталей становить малолегований твердий розчин на базі  $\alpha$ -заліза (ферит). Крім фериту, трапляються надлишкові фази, головним чином карбіди ( $Fe_3C$ ,  $VC$  й ін.), що позитивно позначається на жароміцності сталей. Найбільш ефективним зміцнювачем сталей на основі  $Cr$ – $Mo$ – $V$  є карбід ванадію  $VC$ . До жароміцних сталей на основі  $\alpha$ -заліза відносять: 15ХМ, 12Х1МФ, 12Х2МФСР (*перлітний клас*, табл. 1.3).

Таблиця 1.3 – Хімічний склад, термічна обробка, робочі температури й галузі застосування деяких жароміцних сталей на основі  $\alpha$ -заліза перлітного класу

Сталь	Термічна обробка	Застосування
15ХМ	Нормалізація 880 °С, відпускання 650 °С, повітря	Труби паропроводів паронагрівачів для роботи при температурі 500–550 °С, фланці, трубні решітки й ін. деталі нафтопереробного машинобудування
12Х1МФ	Нормалізація 960–980 °С, відпускання 700–760 °С, повітря	Сталь для роботи з досить тривалим терміном служби при температурі 570–585 °С. Труби пароперегрівачів, трубопроводів і колекторних установок високого тиску, поковки для парових котлів і паропроводів, деталі циліндрів газових турбін
12Х2МФСР	Нормалізація 970–1000 °С, відпускання 750–780 °С	Паропровідні труби установок високого й надвисокого тиску, деталі, що працюють при температурі 585 °С

На відміну від низьколегованих сталей, що містять до 2,5 %  $Cr$  (табл. 1.3 і 1.4), аустеніт високохромистих сталей



Збільш стійкий, і мартенситні перетворення спостерігаються при охолодженні сталей з  $\gamma$ -області на повітрі. У структурі сталей, охолоджених на повітрі, завжди наявні карбіди хрому. Сталі з мартенситно-феритною структурою мають оптимальні властивості, коли вміст фериту не перевищує 15 %.

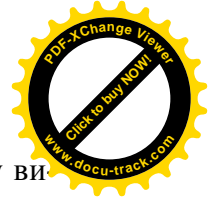
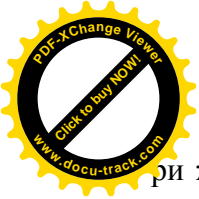
Для забезпечення високих стабільних у процесі тривалої служби механічних властивостей хромисті сталі легують додатково *Mo, W, V, Nb, Ti*. Як мікролегувальну домішку багато сталей містить бор.

Деякі марки жароміцних сталей мартенситного класу і їх термічна обробка подані в табл. 1.4.

Сталі *мартенситного* й *мартенситно-феритного* класів характеризуються комплексом властивостей, що відповідають досить широкому діапазону вимог. До цих властивостей можна віднести такі:

- високу жароміцність і пластичність в умовах тривалої служби;
- високу стабільність структури механічних властивостей при тривалому старінні під навантаженням і без нього;
- високу релаксаційну стійкість;
- високий декремент загасання;
- високе значення коефіцієнта лінійного розширення при високих значеннях теплопровідності;
- високу технологічність в умовах металургійного й машинобудівного виробництва.

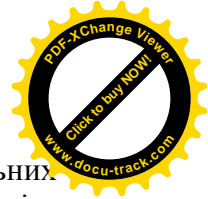
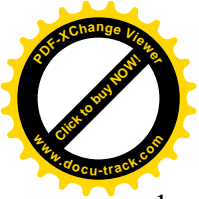
Як можна бачити з табл. 1.3 та 1.4, сплави на основі  $\alpha$ -заліза характеризуються невисокою жароміцністю – близько 600 °С. Знижену жароміцність сталей на основі  $\alpha$ -заліза можна пояснити декількома причинами. Насамперед ці сталі мають менш стійку в дифузійному відношенні основу ( $\alpha$ -залізо з ОЦК-граткою), у якій інтенсивніше проходять дифузійні процеси знеміцнення при робочих температурах. Варто також мати на увазі, що робочі температури



ри жароміцних сталей на основі  $\alpha$ -заліза в загальному випадку визначаються не температурою плавлення розчинника, тобто заліза ( $1539\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), а температурою його поліморфного перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$  ( $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), при якій ОЦК-гратка фериту стає нестійкою. Підготовка до поліморфного перетворення, що відбувається в кристалічній гратці  $\alpha$ -заліза з підвищенням температури й наближенням до температури перетворення  $\alpha \rightarrow \gamma$ , супроводжується посиленням дифузійної рухливості атомів, незважаючи на те, що з менш жароміцної  $\alpha$ -фази утвориться більш жароміцна  $\gamma$ -фаза.

Таблиця 1.4 – Хімічний склад, термічна обробка, робочі температури й галузі застосування деяких жароміцних сталей мартенситного класу

Сталь	Термічна обробка	Застосування
20X13	Гартування з $1000\text{--}1050\text{ }^{\circ}\text{C}$ , охол. повітря, масло або вода, відпускання при $660\text{--}770\text{ }^{\circ}\text{C}$ , охол. у маслі, воді або на повітрі	Енергетичне машинобудування й пічобудування; турбінні лопатки, болти, гайки, арматури крекінг-установок із тривалим терміном служби при температурах до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$
15X11МФ	I) гартування з $1060\text{--}1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , охол. повітря, масло; відпускання при $680\text{--}750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; II) азотування двоступінчате: при $t = 530\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 год, далі при $t = 580\text{ }^{\circ}\text{C}$ , 20 год, глибина шару $0,2\text{--}0,3\text{ мм}$	Турбінні лопатки, поковки, бандажі й інші деталі для тривалої роботи при температурі до $560\text{ }^{\circ}\text{C}$
2X12H2BMФ (ЭИ962)	Гартування від $1000\text{--}1020\text{ }^{\circ}\text{C}$ , відпускання при $580\text{--}650\text{ }^{\circ}\text{C}$ , наступне при $730\text{--}750\text{ }^{\circ}\text{C}$ , витримка при відпусканні 2 год	Диски компресора, лопатки й інші навантажені деталі для тривалої роботи при температурах до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$



*Аустенітні* сталі залежно від природи зміцнювальних фаз поділяють на сталі з карбідним і сталі з інтерметалідним зміцненням.

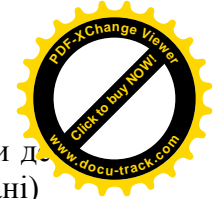
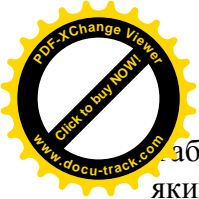
В аустенітних жароміцних сталях основним легувальним елементом є *нікель*, оскільки він розширює  $\gamma$ -область і сприяє утворенню сталей з аустенітною структурою в широкому інтервалі температур. *Марганець*, як і *Ni*, розширює  $\gamma$ -область. Однак як аустенітотвірний елемент він діє менш ефективно, ніж *Ni*, особливо при високому вмісті *Cr*. Тому доцільно разом із *Mn* вводити невеликі кількості *Ni* (2–4 %), вуглець або азот.

Одночасне легування сталі *Mn*, *C* та *V*, а також легування тугоплавкими елементами (*Mo*, *W*, *Nb*) і *N* разом із *C* та *V* сприяє сильному розвитку процесів дисперсійного зміцнення.

*Аустенітні сталі з карбідним зміцненням*. Підвищення жароміцних властивостей сплавів цього типу досягається за рахунок комплексного легування, при якому в залізохромонікелевий, хромонікельмарганцевий або нікельхромкобальтовий  $\gamma$ -тверді розчини вводять вуглець у кількості 0,3–0,6 % і карбідотвірні елементи: *Cr*, *V*, *W*, *Nb*. Ці елементи при високих температурах переходять у твердий розчин, який при знижених температурах розпадається з виділенням карбідних фаз різного ступеня дисперсності.

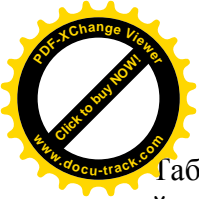
Утворення субмікроскопічної неоднорідності у твердому розчині внаслідок виділення карбідних фаз підвищує опір сплаву пластичній деформації при високих температурах.

Сталі цього типу піддають термічній обробці, що, як правило, складається з гартування на твердий розчин й одинарного або подвійного старіння. Іноді застосовують подвійне гартування й одинарне старіння. Гартування жароміцних сталей створює певний ступінь пересичення твердого розчину внаслідок переходу малорозчинних при



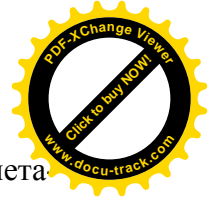
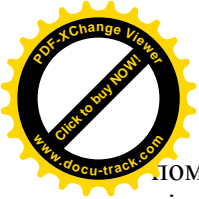
Таблиця 1.5 – Хімічний і фазовий склади, межі тривалої міцності й робочі температури деяких жароміцних аустенітних сталей з карбідним зміцненням (у термічно зміцненому стані)

Сталь	Середній вміст легувальних елементів, % (за масою)	Фазовий склад	$\sigma_{100}$ , МПа при температурах, °С			Робочі температури; призначення	Термічна обробка
			600	700	800		
30X19H9MBBT	0,33 % C; $\leq 0,8$ % Si; 1,2 % Mn; 19 % Cr; 9 % Ni; 1,2 % Mo; 1,2 % W; 0,35 % Nb; 0,35 % Ti	$\gamma + NbC + Cr_{23}C_6$	120	–	–	до 600 °С; диски газових турбін	Гартування (1150–1180 °С), вода; старіння за режимом: I) при 800 °С, 15 год; II) при 750 °С 12–15 год; III) при 700 °С 50 год; повітря
40X14H14B2M	0,45 % C; $\leq 0,8$ % Si; 0,7 % Mn; 14 % Cr; 14 % Ni; 0,35 % Mo; 2,4 % W	$\gamma + WC + Cr_{23}C_6$	320	180	70–90	600–650 °С; деталі трубопроводів	Гартування (1150–1200 °С), повітря або вода; старіння при 650–750 °С, 5 год, охол. на повітрі; відпускання при 820 °С, 5 год, охол. на повітрі
40X12H8Г8МФБ (ЭИ 481)	0,37 % C; 0,55 % Si; 8,5 % Mn; 12,5 % Cr; 8 % Ni; 1,2 % Mo; 1,4 % V; 0,35 % Nb	$\gamma + VC + Cr_{23}C_6$	450	310	150	650 °С; диски газових турбін	Гартування (1140–1160 °С), 1 год, охол. у воді; старіння при 660–790 °С, 10–16 год, охол. на повітрі
ЭИ589	0,48 % C; $\leq 0,8$ % Si; 8 % Mn; 12,5 % Cr; 8 % Ni; 3,7 % W; 2,3 % V; 1,2 % Nb	$\gamma + VC + Cr_{23}C_6$	500	330–350	180–200	750 °С; лопатки газових турбін	Гартування (1100–1200 °С), 45 хв., охол. у воді; старіння 650–700 °С, 16 год, охол. на повітрі; старіння 800 °С, 10 год



Таблиця 1.6 – Хімічний і фазовий склади, характеристики жароміцності, робочі температури й галузі застосування деяких жароміцних аустенітних сталей з інтерметалідним зміцненням (у термічно зміцненому стані)

Сталь	Середній вміст легувальних елементів, % (за масою)	Фазовий склад	$\sigma_{100}$ , МПа при температурах, °С			Робочі температури, призначення	Термічна обробка
			600	700	800		
X12H20T3P (ЭИ696А)	$\leq 0,1\% C$ ; $\leq 1\% Si$ ; $\leq 1\% Mn$ ; $11\% Cr$ ; $20\% Ni$ ; $2,5\% Ti$ ; $\leq 0,5\% Al$ ; $0,008\% B$	3% $Ni_3(Ti, Al) + TiC$	–	300	100	500–750 °С; зварні вузли, кільцеві деталі, корпуси	Гартування з 1100–1150 °С, 2 год, повітря або вода; старіння при 750–775 °С, 25–15 год, повітря
X12H20T3P (ЭИ696)	$\leq 0,1\% C$ ; $\leq 1\% Si$ ; $\leq 1\% Mn$ ; $11\% Cr$ ; $20\% Ni$ ; $2,9\% Ti$ ; $\leq 0,8\% Al$ ; до 0,02 % B	3–4% $Ni_3(Ti, Al) + TiB_2 + TiC$	600	350	180	До 700 °С; лопатки й диски газових турбін	Гартування з 1100–1150 °С, 2 год, повітря; старіння при 700–750 °С, 16 год, повітря
X14H35BTЮ (ЭИ787)	$\leq 0,08\% C$ ; $\leq 0,6\% Mn$ ; $\leq 0,6\% Si$ ; $15\% Cr$ ; $35\% Ni$ ; $3\% W$ ; $3\% Ti$ ; $1,2\% Al$ ; $0,02\% B$	10–12% $Ni_3(Ti, Al) + TiC + Me_3B_2$	600	360–400	200	650–750 °С; диски й лопатки газових турбін і компресорів	1-ше гартування з 1150–1180 °С, повітря; 2-ге гартування з 1050 °С, 4 год, повітря; старіння при 750–840 °С, 16–25 год, повітря
ЭП105	$\leq 0,1\% C$ ; $\leq 0,6\% Si$ ; $\leq 0,6\% Mn$ ; $13\% Cr$ ; $35\% Ni$ ; $3,4\% Mo$ ; $2,3\% Ti$ ; $2,8\% Al$ ; $0,1\% Ce$ ; $0,015\% B$	8–10% $Ni_3(Ti, Al) + TiC, TiN, Me_3B_2$	650	450	250	800 °С; лопатки й диски турбін	Гартування з 1130–1150 °С, масло; старіння 820–845 °С, 16–25 год, повітря; старіння 650–730 °С, 16 год, повітря



домірних температурах карбідних, нітридних й інтерметалідних фаз у твердий розчин і тим самим – більш сприятливі умови для подальшого їх виділення (при старінні) у високодисперсному стані.

Відомості про хімічний і фазовий склади, характеристики жароміцності та робочі температури деяких аустенітних сталей з карбідним зміцненням наведені в табл. 1.5.

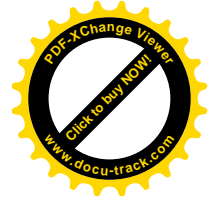
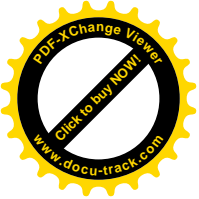
*Аустенітні сталі з інтерметалідним зміцненням* утворюють особливий клас матеріалів. За своїми жароміцними властивостями сталі й особливо залізні сплави наближаються до сплавів на основі нікелю й у деяких випадках можуть слугувати їхніми заміниками.

Хромонікелеві аустенітні сталі та сплави на основі заліза леговані *Ni* й аустенітотвірними елементами в кількостях, що забезпечують одержання стійкого аустеніту у всьому температурному інтервалі. На відміну від сталей з карбідним зміцненням цей клас матеріалів має обмежений вміст вуглецю.

З інтерметалідних фаз необхідно відзначити такі:  $\gamma$ - $Ni_3(Al, Ti, Nb)$ ;  $\beta$ - $Ni_3Ti$ ;  $\eta$ - $Ni_3Ti$ ;  $\delta$ -орторомбічна  $Ni_3Nb$ ;  $\sigma$ -фаза; фази Лавеса типу  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$  або тверді розчини цих фаз типу  $Fe_2(Mo, W)$ . Крім цього, велику роль у формуванні властивостей сталей і сплавів відіграють бориди. Головним механізмом зміцнення залізохромонікелевих сталей і сплавів на основі заліза є дисперсійне твердіння за рахунок виділення фаз  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\eta$  і фаз Лавеса. При цьому сталі, що зміцнюються фазами Лавеса, можуть ефективно працювати при температурах до 700 °С; сталі й сплави, що зміцнюються фазами  $\gamma'$  й  $\eta$ , – до 750 °С.

Відомості про хімічний і фазовий склади, характеристики жароміцні та робочі температури деяких аустенітних сталей з інтерметалідним зміцненням наведені в табл. 1.6.





## 1.4. Жароміцні нікелеві сплави

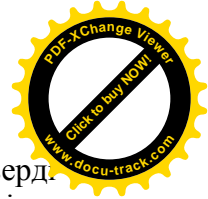
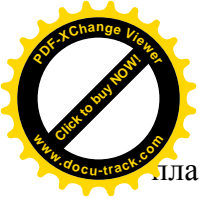
Сплави на нікелевій основі мають найбільше значення як жароміцні матеріали, що призначені для роботи при температурах від 700 до 1100 °С. Їх використовують у газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, у процесі виготовлення деталей ракетно-космічної техніки, у нафтохімічному встаткуванні. Так, в авіаційному газотурбінному двигуні більше 70 % маси становлять жароміцні сплави на нікелевій і залізонікелевій основах – це диски соплові й робочі лопатки турбін, камери згоряння й т. п. Пояснюється це тим, що жароміцні нікелеві сплави вдало поєднують високу жароміцність, окислиностійкість і технологічність.

Сучасні нікелеві жароміцні сплави працюють, власне кажучи, на межі своїх температурних можливостей, тому що робочі температури часто досягають 0,8–0,85 температури солідуса.

Тому найважливіше значення в підвищенні температурного рівня сучасних жароміцних сплавів, їх надійності й довговічності надається освоєнню нових технологічних процесів, таких як спрямована кристалізація, вирощування деталей у монокристалічному стані, використання сплавів, зміцнених дисперсними частинками окислів, використання сплавів, армованих тугоплавкими дротами й т. д.

**Легування сплавів на нікелевій основі.** Сучасні жароміцні сплави на нікелевій основі мають дуже складний склад: вони містять до 7–9 основних легувальних елементів і велику кількість домішок, вміст яких варто контролювати у сплаві.

Нікель утворює тверді розчини з багатьма елементами, що обумовлює значні можливості досягнення високої жароміцності сплавів на його основі. При 1000 °С *Co*, *Fe*, *Mn* та *Si* утворюють необмежені тверді розчини, а такі туго-



плавкі метали, як *Cr*, *W*, *Mo*, *Ta*, *Nb*, *V*, – обмежені тверді розчини з різними областями гомогенності. Розчинність при 1000 °С таких елементів, як *Ti* й *Al*, становить відповідно 10 і 7 %.

Більшість із легувальних елементів, що розчиняються в нікелі або ніхромі, є ефективними зміцнювачами й підвищують опір повзучості сплавів на основі нікелю (див. рис. 1.7).

Незважаючи на складність складу жароміцних нікелевих сплавів, можна сформулювати такі основні принципи, що використовують під час їх створення:

1. Жароміцні сплави – це основний (матричний)  $\gamma$ -твердий розчин на хромонікелевій основі, легований *Co* і тугоплавкими елементами-зміцнювачами (*Mo*, *W*, *Nb*), причому найбільш ефективний вплив чинить на жароміцність саме комплексне введення легувальних елементів. Вміст цих легувальних елементів у сплаві залежить від його призначення й економічної доцільності.

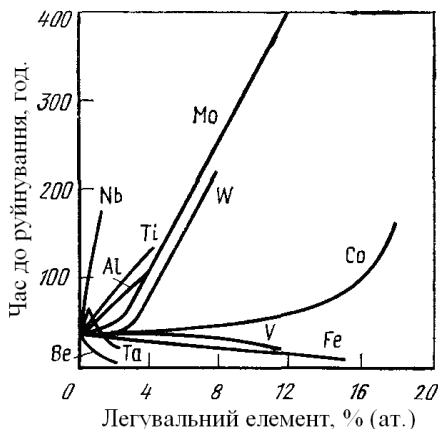
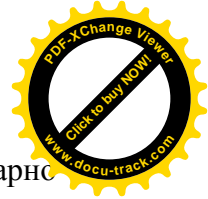
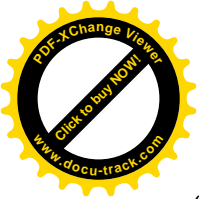


Рисунок 1.7 – Вплив легувальних елементів на жароміцність сплаву типу ХН80 при 700 °С



2. У сплавах обов'язково наявні  $Ti$ ,  $Nb$  та  $Al$  (сумарно до 8–10 %), які здебільшого забезпечують утворення основної зміцнювальної фази цих сплавів  $\gamma'$ -фази.

3. Наявні у сплавах  $Cr$  та  $Al$  забезпечують опір окисненню й газовій корозії внаслідок утворення захисних плівок, багатих окислами  $Cr_2O_3$  й  $Al_2O_3$ .

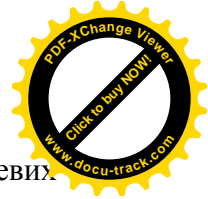
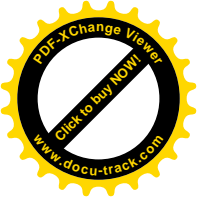
4. Вуглець міститься у сплавах у невеликих кількостях (зазвичай 0,08–0,12 %), утворюючи карбіди й карбонітриди. Істотний вплив чинить також бор, що вводиться в сплави в кількості 0,005–0,015 % і утворює бориди типу  $MeB_2$ .

5. Важливе значення мають у нікелевих сплавах легкоплавкі домішки ( $Pb$ ,  $Cd$ ,  $Ag$ ,  $Bi$ ,  $Sb$ ,  $S$ ), вміст яких потрібно обмежувати, тому що вони знижують їх жароміцні й технологічні властивості. Зменшення кількості домішок можливе завдяки застосуванню чистих шихтових матеріалів, введенню РЗМ та обробці розплавів спеціальними шлаками, застосуванням різних методів спеціальної металургії (ЕШП, ЕПП, ВДУ й ін.)

Вибір складу сплаву необхідно проводити з урахуванням його робочої температури, напружень, агресивності середовища, ресурсу й режиму роботи.

#### **Промислові жароміцні сплави на нікелевій основі.**

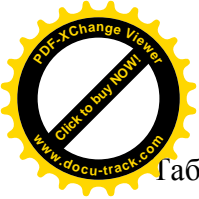
Нікелеві сплави підрозділяють на *деформовані* й *литі*. Принципи легування й зміцнення цих сплавів однакові, але під час створення деформованих сплавів необхідно забезпечити сплавам достатню технологічну пластичність при обробці тиском, зокрема при температурах 700–800 °С, а литі сплави повинні мати задовільні ливарні властивості (рідкоплинність, пористість). У зв'язку із цим у ливарних сплавах допускається більш високий вміст вуглецю, бору й потрібний більш строгий контроль кількості легкоплавких домішок.



Характерними рисами ливарних жароміцних нікелевих сплавів (як й інших ливарних жароміцних сплавів) є дуже високі характеристики жароміцності при високих робочих температурах (950–1000 °С) і порівняно невисокі показники пластичності при помірних робочих температурах (700–800 °С). Якщо розглядати жароміцний нікелевий сплав у литому й деформованому станах, то характеристики тривалої жароміцності литого сплаву будуть вищі, ніж деформованого при гранично високих робочих температурах і нижче, ніж деформованого при помірних робочих температурах. Пояснюється це тим, що в деформованому стані жароміцний сплав має більш високий ефект термічної обробки, ніж у литому, але він зберігається тільки при помірних температурах. При високих же температурах, що помітно перевищують оптимальні температури старіння й рекристалізації ( $\sim 0,8 T_{пл}$  і вище), дифузійні процеси знеміцнення в деформованому сплаві проходять із більшою швидкістю, ніж у литому, тому деформований сплав знеміцнюється швидше.

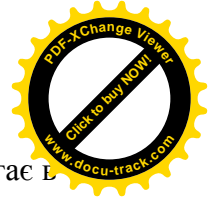
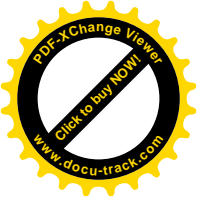
Зі зростанням температури експлуатації значення міжзернового руйнування жароміцних сплавів збільшується. Застосування сплавів, отриманих спрямованою кристалізацією (СК) або з монокристалічною структурою, дозволяє різко зменшити роль меж зерен при руйнуванні, що дозволяє підвищити характеристики жароміцності. Потрібно зазначити, що застосування таких сплавів значно підвищує вартість деталей; їх використовують тільки в особливо відповідальних випадках.

Склад і властивості деформованих сплавів на нікелевій основі регламентує ГОСТ 5632-72. У табл. 1.7 й 1.8 подані склад і властивості деяких вітчизняних деформованих і ливарних жароміцних сплавів на нікелевій основі. Аналогічні або близькі за складом сплави використовують і за кордоном.



Таблиця 1.7 – Хімічний і фазовий склади, короточасна й тривала міцність деяких жароміцних нікелевих сплавів у термічно зміцненому стані при 800 °С

Сплав	Вміст легувальних елементів, % (за масою)	Кількість основної зміцнювальної фази	Інші надлишкові фази	Режим термічної обробки	$\sigma_{\theta}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{100}$ , МПа
X20H80	20 % Cr	–	–	Гартування 1200 °С, повітря	–	–	4
ХН77ТЮР (ЭИ437Б)	20 % Cr; 2,5 % Ti; 0,7 % Al; $\leq 4$ % Fe; $\leq 0,06$ % C; 0,01 % B	10 % $Ni_3(Al, Ti)$	TiC, TiN $Me_{23}C_6$ , $Cr_3B_3$	Гартування 1080 °С, 8 год, пов.; старіння 700 °С + 750 °С, 16 год	540	15	200
ХН70МВТЮБ (ЭИ598)	17 % Cr; 2,4 % Ti; 1,3 % Al; 5 % Mo; 3 % W; 0,9 % Nb; 0,5 % Fe; 0,12 % C, 0,01 % B	15 % $Ni_3(Al, Ti)$	NbC, TiC $Me_3B_2$	Гартування 1200 °С, 5 год, пов.; старіння: 1070 °С, 8 год, пов.; 800 °С, 16 год, пов.	700	4	250
ХН73МБТЮ (ЭИ698)	14 % Cr; 2,3 % Ti; 1,2 % Al; 2 % Mo; 1,8 % Nb; $\leq 4$ % Fe; $\leq 0,08$ % C	14 % $Ni_3(Al, Ti)$	NbC, TiC	Гартування 1120 °С, 8 год, пов.; старіння 750–775 °С, 16–25 год	700	10	300
ХН60ВМТКЮ (ЭИ929)	10 % Cr; 1,7 % Ti; 4 % Al; 5 % Mo; 5,5 % W; 14,5 % Co; $\leq 0,12$ % C; 0,02 % B	36–38 % $Ni_3Al$	TiC, складний карбід і $Me_3B_2$	Гартування: 1220 °С, 2 год, пов.; 1050 °С, 4 год, пов.; старіння 850 °С, 8 год	850	10	450



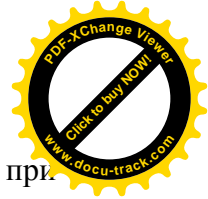
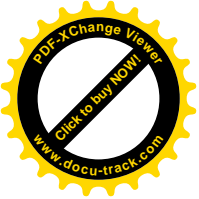
Термічна обробка сплавів на нікелевій основі полягає в загартуванні (іноді подвійному загартуванні від різних температур) і старінні, яке проводять в одну або дві стадії: низько- і високотемпературну.

Таблиця 1.8 – Хімічний склад, короткочасна й тривала міцність деяких ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Сплав	Вміст легувальних елементів, % (за масою)	Термічна обробка	$\sigma_{100}$ , МПа при температурах			
			750	800	900	1000
ЖС-6	12 % <i>Cr</i> ; 2,5 % <i>Ti</i> ; 5 % <i>Al</i> ; 7 % <i>W</i> ; 5 % <i>Mo</i> ; $\leq 2$ % <i>Fe</i> ; 0,15 % <i>C</i> ; 0,02 % <i>B</i>	1200 °С, 4 год, повітря	450	350	180	–
Німокаст 242	20 % <i>Cr</i> ; 10 % <i>Mo</i> ; 10 % <i>Co</i> ; $\leq 1$ % <i>Fe</i> ; 0,32 % <i>C</i>	–	180	170	80	40
ВЖЛ8	14–17 % <i>Cr</i> ; 1,8–2,5 % <i>Ti</i> ; 2,5–3,5 % <i>Al</i> ; 5 % <i>Mo</i> ; 8–12 % <i>Fe</i> ; 0,1–0,2 % <i>C</i> ; $\leq 0,01$ % <i>Ce</i>	1150 °С, 4 год, повітря; 1080 °С, 4 год, повітря	600	340	150	80

Призначення такої складної термічної обробки – забезпечити найбільш оптимальне поєднання кількості й морфології зміцнювальних фаз у сплавах і, отже, сприятливе поєднання характеристик жароміцності й пластичності.

Ливарні сплави також можна піддавати високотемпературному гартуванню, що гомогенізує їх структуру й сприяє більш рівномірному виділенню зміцнювальних фаз. Старіння цих сплавів частіше проводять в одну, високотемпературну стадію, тому що ливарні сплави, як правило, працюють при більш високих температурах. Іноді ці сплави використовують безпосередньо в литому стані, причому старіння відбувається в процесі експлуатації.



Необхідно вказати на необхідність застосовувати при термічній обробці заходи для запобігання шкідливому впливові окисного середовища й «вигоряння» легувальних елементів із поверхневих шарів. Це досягається застосуванням захисних атмосфер або спеціальних обмазок.

Оскільки деталі із жароміцних сплавів на нікелевій основі дуже часто використовуються із захисними покриттями (наприклад, алітування, хромоалітування й ін.), то потрібно враховувати можливі зміни структури й властивостей сплавів при технологічних нагріваннях й охолодженнях у процесі їх нанесення.

Таким чином, підвищення жароміцності нікелевих сплавів можливе за рахунок:

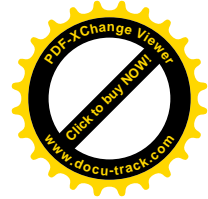
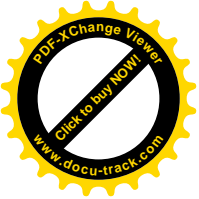
1) використання для виготовлення жароміцних сплавів більш чистих шихтових матеріалів, вільних від шкідливих легкоплавких домішок (*Pb, Bi, Sn, Sb, S* й ін.);

2) легування жароміцних сплавів значними кількостями *W, Co, Mo* й *Nb*, які істотно загальмовують дифузійні процеси знеміцнення у сплавах і підвищують їх жароміцність;

3) збільшення до оптимального рівня вмісту легувальних елементів, що призводять до зміцнення жароміцних нікелевих сплавів при термічній обробці (у першу чергу *Al* і *Ti*);

4) введення у сплави невеликих домішок *B, Zr* й інших аналогічних легувальних елементів, що сприяють зміцненню меж зерен і примезових областей за рахунок утворення боридів й ін.;

5) удосконалення технології виробництва та обробки жароміцних нікелевих сплавів (плавка у вакуумі або середовищі інертного газу, різні варіанти зміцнювальної термічної або термомеханічної обробки й ін.).



## 1.5. Жароміцні кобальтові сплави

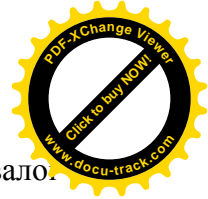
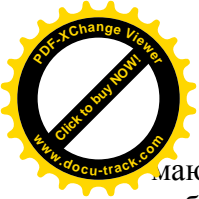
Жароміцні сплави на основі кобальту мають більш низькі характеристики жароміцності порівняно зі сплавами на основі нікелю (табл. 1.9). Рівень жароміцності кобальтових сплавів пов'язаний зі зміцненням твердого розчину при легуванні й із виділенням зміцнювальних фаз.

Таблиця 1.9 – Хімічний склад, короткочасна й тривала міцність деяких жароміцних кобальтових сплавів

Сплав	Вміст легувальних елементів, % (за масою)	Термічна обробка	$\sigma_{100}$ МПа при температурах		
			815	870	980
S-816 (деформований)	0,38 % C; 20 % Ni; 20 % Cr; 4 % W; 4 % Nb; 4 % Mo; 4 % Fe; 1,2 % Mn	Гартування з 1180 °С, вода; старіння 760– 815 °С, 10–16 год	190	130	77
L-605 (деформований)	10 % Ni; 20 % Cr; 15 % W; 0,15 % C; 1,5 % Mn	Гартування з 1200–1280 °С, вода	170	110	49
X-63 (ливарний)	10 % Ni; 23 % Cr; 6 % Mo; 1 % Fe; 0,4 % C	–	170	–	56
HE-1049	10 % Ni; 26 % Cr; 15 % W; ≤ 1 % Mo; ≤ 3 % Fe; 0,4 % B; 0,4 % C, 0,8 % Mn	–	31	22	–

Перевагою сплавів на основі кобальту є їх висока корозійна стійкість при підвищених температурах, наприклад у продуктах згоряння палива, що містить сірку, вони характеризуються високою стабільністю структури при тривалих термінах служби під навантаженням; мають більш високу теплопровідність і менший коефіцієнт термічного розширення, ніж нікелеві жароміцні сплави. Тому кобальтові сплави більше підходять для виготовлення деталей, що





мають порівняно великі розміри, призначених для тривалої роботи в корозійному середовищі, в умовах термічної втоми (наприклад, соплові й робочі лопатки потужних газових турбін).

Кобальтові сплави внаслідок специфіки механізму зміцнення містять підвищену кількість вуглецю, звичайно від 0,25 до 1 %. Істотно підвищують жароміцність кобальтових сплавів *Cr, Ti, Al, B*.

Про перспективність тих чи інших легувальних елементів у жароміцних кобальтових сплавах можна робити висновки за характеристиками жароміцності різних сплавів при підвищених температурах (табл. 1.9).

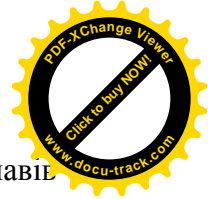
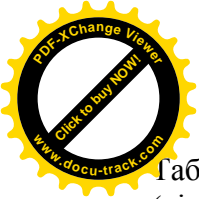
### **1.6. Жароміцні ванадієві сплави. Їх структура, властивості та галузі застосування**

Аналіз хімічного складу існуючих жароміцних ванадієвих сплавів показує, що їх можна умовно розділити на дві великі групи:

- 1) малолеговані й технологічні сплави на базі подвійної системи  $V-Ti$  з різними легувальними елементами;
- 2) сильнолеговані й більш міцні сплави на базі систем  $V-Nb$  і  $V-Nb-Ta$ , що також містять інші легувальні елементи.

Титан як легувальний елемент підвищує жароміцність ванадію при температурах не вище 850–900 °С, тому що при вмісті більше 10–15 % він помітно знижує температуру солідуса сплавів.

Малолеговані  $V-Ti$ -сплави з *Si, Nb* або *Ta* виявилися перспективними матеріалами для оболонок тепловиділяючих елементів, що працюють при 650–800 °С у ядерних реакторах із рідкометалічним (натрієвим) теплоносієм. Значення тривалої міцності  $\sigma_{100}$  цих сплавів наведені в табл. 1.10.



Таблиця 1.10 – Тривала міцність ванадієвих сплавів (відпал 800 °С, 24 год), що призначені для роботи в ядерних реакторах

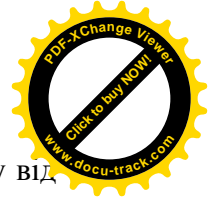
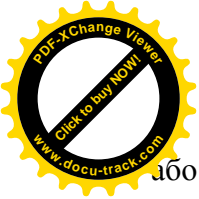
Сплав	Вміст легувальних елементів, % (за масою)	$\sigma_{100}$ , МПа при температурах, °С	
		650	800
$V + 20 Ti$	20 % $Ti$	350	–
$V + 10 Ti + 1 Ta$	10 % $Ti$ , 1 % $Ta$	378	154
$V + 10 Ti + 1 Nb$	10 % $Ti$ ; 1 % $Nb$	434	154
$V + 2,5 Ti + 1 Si$	2,5 % $Ti$ ; 1 % $Si$	47,6	19,6

Малолеговані сплави  $V-Ti$  відрізняються підвищеною технологічністю, тому з них можна одержувати різні деформовані напівфабрикати, включаючи тонкостінні труби. Ці сплави добре зварюються аргонодуговим зварюванням і чинять опір корозії в рідкому натрії, якщо він не містить домішок кисню (у вигляді  $Na_2O$ ). Жароміцність цих сплавів можна підвищити шляхом легування пластичної  $V-Ti$ -основи тугоплавкими металами груп VA й VIA.

Завдяки невеликій питомій вазі жароміцні ванадієві сплави за питомою міцністю можуть успішно конкурувати із жароміцними сплавами на базі інших тугоплавких металів ( $Mo$ ,  $Nb$ ). Висока міцність, ударна в'язкість і висока деформованість у поєднанні з відмінною зварюваністю дозволяють використовувати жароміцні ванадієві сплави не лише при високих, а й при криогенних температурах (нижче  $-196$  °С).

До недоліків  $V-Nb$ -сплавів варто віднести їх помірну жароміцність при тривалих випробуваннях.

Жароміцні ванадієві сплави, призначені для роботи в ядерних реакторах із рідкометалічними теплоносіями, не вимагають спеціальних захисних покриттів. Якщо ж ванадієві сплави призначаються для використання на повітрі



або в агресивних газових середовищах, то для захисту від окиснювання потрібні жаростійкі покриття.

Найбільш надійними захисними покриттями для ванадієвих жароміцних сплавів виявилися силіцидні покриття. Високі захисні властивості цих покриттів обумовлені утворенням у шарі покриття тугоплавких і жаростійких силіцидів  $VSi_2$  (температура плавлення 1750 °C) і  $V_5Si_3$  (2150 °C). Терміни служби захисних силіцидних покриттів на ванадієвих сплавах при 1095–1200 °C перевищують кілька сотень годин. Силіцидні покриття на ванадієвих сплавах мають високу термічну стабільність і властивості самозаліковування.

### **1.7. Жароміцні хромові сплави, їх структура, властивості та галузі застосування**

Максимальні робочі температури жароміцних нікелевих сплавів не перевищують 1000–1030 °C, що не дозволяє збільшити потужність і тягу сучасних авіаційних двигунів. Подальше підвищення робочих температур лопаток (до 1100–1150 °C і вище) вимагає заміни нікелевих сплавів більш жароміцними й жаростійкими матеріалами, здатними протягом тривалого часу (сотні годин) чинити опір повзучості та дії агресивних газових середовищ.

У цьому відношенні перспективними вважаються жароміцні хромові сплави, що характеризуються підвищеною жароміцністю ( $\sigma_{100} = 50\text{--}120$  МПа) і жаростійкістю при 1050–1100 °C, порівняно невеликою питомою вагою ( $\sim 7,2$  г/см<sup>3</sup>) і більшими сировинними ресурсами. Однак хромові сплави характеризуються підвищеною крихкістю при температурах нижче 300–350 °C, особливо в рекристалізованому стані, що визначає їх низьку технологічну пластичність і високу чутливість до різних дефектів (надрізів, мікротріщин і т. п.). Крім того, у процесі тривалих нагрі-

завань при високих температурах жароміцні хромові сплави схильні до поглинання азоту, що також негативно позначається на їх низькотемпературній пластичності. Тому одним із основних напрямків розроблення жароміцних деформованих хромових сплавів є подолання підвищеної крихкості хрому.

Перспективними легувальними елементами для хрому є такі тугоплавкі метали, як *Re*, *W*, *Mo*, *V* і *Nb*, *Ta*, *Zr*, *Hf* (якщо їх уводити в невеликих кількостях), а також *C* та *B* (у малих кількостях), особливо в поєднанні з такими активними карбідо- і боридоутворювачами, як *Ti*, *Zr*, *Nb*, *Ta* й ін.

Більшість легувальних елементів серед перспективних підвищують температуру початку рекристалізації хрому (рис. 1.8). Найбільш ефективні *Zr*, *Nb* й *Ta* у кількостях 0,3–0,5 % (атомн.), що підвищують поріг рекристалізації хрому з температури близько 800 до 1000 °С і вище.

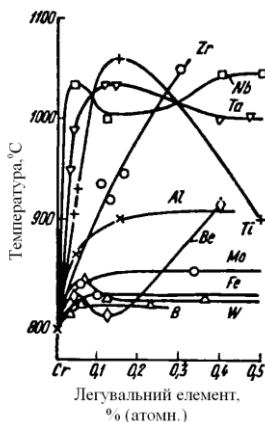
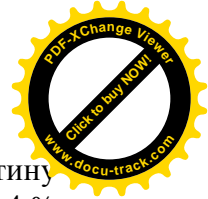
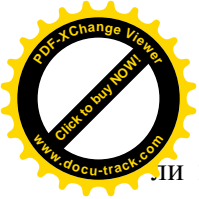


Рисунок 1.8 – Вплив легувальних елементів на температуру початку рекристалізації хрому технічної чистоти

Ефективними зміцнювачами хрому є метали групи VA (*V*, *Nb*, *Ta*), невеликі кількості яких [0,5–1 % (атомн.)] підвищують короткочасну міцність хрому в 2,5–3 рази. Мета-



ли групи VIA (*Mo* й *W*), що значно збільшують густину хромових сплавів, при концентраціях більше 3–4 % (атомн.) також ефективно підвищують питому міцність хрому при високих температурах.

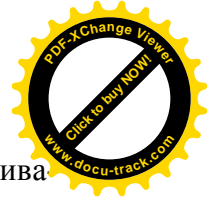
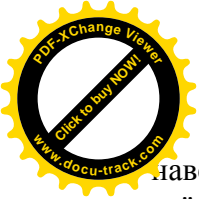
До перспективних легувальних елементів у жароміцних хромових сплавах можна віднести *Re*, що позитивно впливає не лише на характеристики міцності, а й на показники низькотемпературної пластичності хрому. Однак у зв'язку з його високою вартістю легування ренієм хромових сплавів істотно здорожчує їх вартість, що обмежує його застосування.

Уведення в хром у невеликих кількостях тугоплавких надлишкових фаз: карбідів (*TiC*, *ZrC*, *NbC*), боридів (*TaB<sub>2</sub>*) та інших сполук – позитивно позначається не лише на жароміцності хромових сплавів, а й на їх низькотемпературній пластичності. Легування хрому елементами, що характеризуються більшою спорідненістю до домішок проникнення, істотно зменшує сегрегацію цих домішок на межах зерен, що проявляється в деякому зниженні температури переходу сплавів із пластичного в крихкий стан порівняно з температурою переходу нелегованого хрому (250–300 °С). Для підвищення низькотемпературної пластичності й опору окиснюванню малолеговані жароміцні хромові сплави легують невеликими домішками ітрію або інших РЗМ (0,3–0,5 %).

Існуючі жароміцні хромові сплави можна умовно розділити на дві групи:

- 1) малолеговані сплави (леговані тугоплавкими металами груп IVA, VA й VIA, а також *Y*, *La* й іншими РЗМ),
- 2) сильнолеговані сплави на базі подвійних систем *Cr–Ni*, *Cr–Co* й ін., що містять значні кількості *Ni*, *Co* (30–40 %) та інших легувальних елементів (*W*, *Mo* й ін.).

Показники жароміцних хромових сплавів, що рекомендуються для роботи в широкому інтервалі температур (від 1000–1100 до 1300–1500 °С), подані в табл. 1.11, у якій



наведені їх склад і характеристики короткочасної й тривалої міцності.

Недолік малолегованих жароміцних хромових сплавів – окрихчування при кімнатній температурі після тривалого нагрівання на повітрі при температурах вище 650 °С, що пов'язане з поглинанням азоту й утворенням нітридів у поверхневих шарах виробів. Цього недоліку значною мірою позбавлені сильнолеговані хромові сплави й сплави, що містять присадки ітрію або інших РЗМ.

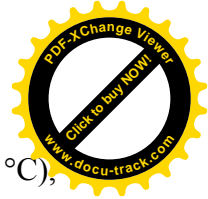
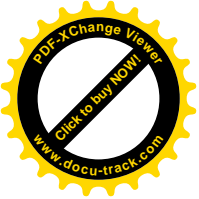
Таблиця 1.11 – Короткочасна й тривала міцність, (МПа), деяких жароміцних хромових сплавів при високих температурах, °С (\* при 1150 °С)

Сплав	Вміст легувальних елементів, % (за масою)	1000			1200			1500	
		$\sigma_{\epsilon}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{100}$	$\sigma_{\epsilon}$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{100}$	$\sigma_{\epsilon}$	$\sigma_{0,2}$
VX-1И	До 1% Y	80	40	15	35	15	–	13	–
VX-4	32 % Ni; 0,15 % Ti; 0,25 % V; 2,5 % W (або Mo)	240	90	10	50*	13*	–	–	–
VX-2И	0,15 % Ti; 0,2 % V; до 1 % Y	250	110	60	130	–	35	2,0	–

Для запобігання низькотемпературному окрихчуванню жароміцні хромові сплави рекомендується захищати спеціальними покриттями (нікелювання, емалювання, напилювання тугоплавких окислів та ін.).

### 1.8. Жароміцні ніобієві сплави, їх структура, властивості та галузі застосування

На основі ніобію розроблена велика кількість жароміцних деформованих сплавів, призначених як для короткочасної, так і для тривалої служби при температурах 1100–1250 °С і вище.



Ніобій має високу температуру плавлення (2468 °С), невелику густину (8,57 г/см<sup>2</sup>) порівняно з молібденом, танталом і вольфрамом, міцний при високих температурах, пластичний при обробці тиском і добре зварюється різними видами зварювання. Основним недоліком ніобію є його невисокий опір окиснюванню на повітрі, особливо при температурах вище 400–500 °С.

Температуру солідуса ніобієвих сплавів підвищують тільки *W* і *Ta* та незначно знижують *Re* і *Hf*. Аналогічно в невеликому ступені знижують температуру солідуса (у кількостях до 5–10 %) дуже багато тугоплавких легувальних елементів – *Mo*, *Ir*, *Ru*, *V*, *Ti*, *Zr* й ін. Навпаки, більш легкоплавкі елементи істотно знижують температуру солідуса ніобієвих сплавів (*Al*, *Sb*, *Si*, *Fe* й ін.).

Найбільш ефективними зміцнювачами ніобію при високих температурах є перехідні метали, що мають високі температури плавлення й модулі пружності, тобто з високою міцністю міжатомних зв'язків.

Практично всі тугоплавкі легуючі елементи підвищують температуру початку рекристалізації ніобію (рис. 1.9). Навпаки, порівняно легкоплавкі елементи (*Mn*, *Fe*, *Co*, *Ni* й ін.) сильно знижують її, мало розчиняються в ніобії у твердому стані й не належать до перспективних легувальних елементів у жароміцних ніобієвих сплавах.

Що стосується домішок проникнення (азот, кисень, вуглець й ін.), то, будучи найсильнішими зміцнювачами ніобію при кімнатній температурі, вони не впливають істотно на його жароміцність при температурах вище 1000 °С. Однак за наявності активних карбідо- і боридоутворювачів картина принципово змінюється.

Розглянуті ніобієві сплави поряд із підвищеною жароміцністю мають достатню технологічність, тобто можуть оброблятися тиском і пластичні при кімнатній температурі. Хімічний склад і фізико-механічні властивості ніобієвих сплавів наведені в табл. 1.12.

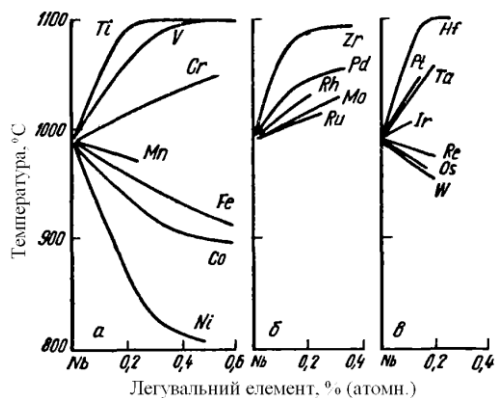
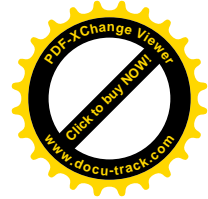
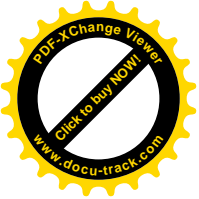


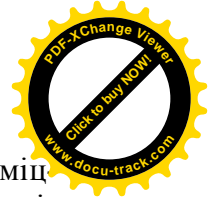
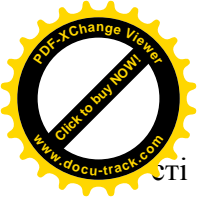
Рисунок 1.9 – Вплив легувальних елементів першого (а), другого (б) і третього (в) великих періодів на температуру початку рекристалізації ніобію

Таблиця 1.12 – Хімічний склад і фізико-механічні властивості при 1095 °С ніобієвих сплавів (у відпаленому стані)

Сплав	Середній вміст легувальних елементів, % (по масі)	Температура солідуса, °С	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Температ. початку рекристал., °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{100}$ , МПа
FS-80	0,8 % Zr	2390	8,56	980	160	140	23	77
D14	5 % Zr	2200	8,57	1000	240	190	35	84
B33	5 % V	2380	8,46	930	230	210	34	–
Св-753	5 % V; 1,25 % Zr	2360	8,1	1100	260	220	27	–
Св-65	7 % Ti; 0,8 Zr	2260	8,1	870	160	130	25	28
D36	10% Ti; 5% Zr	1930	7,91	980	160	150	50	84
C103	10% Ti; 10% Hf	–	8,84	870	180	130	63	–
FS-82	33% Ta; 0,75% Zr	2510	10,29	1200	210	170	21	95

Можливість застосування зміцнювальної термічної обробки (гартування і старіння) до жароміцних ніобієвих сплавів значно розширює резерви підвищення жароміцно-





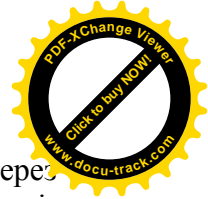
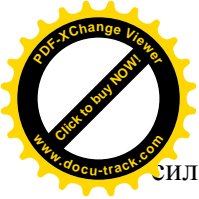
сті цієї групи конструкційних матеріалів. У цей час зміцнювальну термічну обробку можна розглядати як один із ефективних шляхів підвищення жароміцності ніобієвих сплавів без істотного зниження їх пластичних характеристик.

Досліджені властивості багатьох захисних покриттів для ніобію і його жароміцних сплавів і методи їх нанесення. Вище 1000–1100 °С більш-менш надійний захист від окиснювання ніобієвих сплавів забезпечують тільки алюмінідні, силіцидні й керамічні покриття. Захисні властивості алюмінідних покриттів пов'язані, очевидно, з утворенням у їх шарах тугоплавких і жаростійких хімічних сполук типу  $Nb_3Al$  й  $NbCr_2$ , а також  $Al_2O_3$ . Підвищена жаростійкість силіцидних покриттів пояснюється утворенням тугоплавкого й жаростійкого дисиліцида  $MoSi_2$ , а на його поверхні – шару двоокису  $SiO_2$ .

### **1.9. Жароміцні молібденові сплави, їх структура, властивості та галузі застосування**

Сучасні жароміцні молібденові сплави вважаються перспективними конструкційними матеріалами для тривалої роботи при 1200–1350 °С, а при короткочасному використанні – до 1500–1600 °С. Для роботи в окисних середовищах жароміцні молібденові сплави мають потребу в захисних покриттях, тому що сам молібден нежаростійкий. За жароміцністю молібденові сплави перевершують жароміцні ніобієві сплави, особливо при температурах вище 1400 °С, і поступаються тільки нелегованому вольфраму й жароміцним вольфрамовим сплавам.

Практичне використання жароміцних молібденових сплавів стримується їх невисокою пластичністю в литому стані, порівняно високими температурами переходу деформованих напівфабрикатів із пластичного в крихкий стан (вище, ніж у жароміцних ніобієвих і ванадієвих сплавів),



Сильною окиснюваністю на повітрі вище 650 °С (через легкоплавкість і леткість основного окислу  $MoO_3$ ) і крихкістю зварених з'єднань.

Сучасні жароміцні молібденові сплави, як правило, є малолегованими і містять не більше 1–2 % (за масою) легувальних елементів, тому що навіть у таких кількостях домішки сильно підвищують температуру переходу сплавів із пластичного в крихкий стан (табл. 1.13).

У молібдені в значних кількостях розчиняється багато легувальних елементів, особливо тугоплавкі метали груп ІVА–VІІІ. Метали  $Nb$ ,  $V$ ,  $Ti$  й ін. у невеликих кількостях мало знижують температуру плавлення молібдену, а такі тугоплавкі метали, як  $Ta$  й  $W$  підвищують її. Перелічені легувальні елементи позитивно впливають на міцнісні властивості молібдену при підвищених температурах (рис. 1.10).

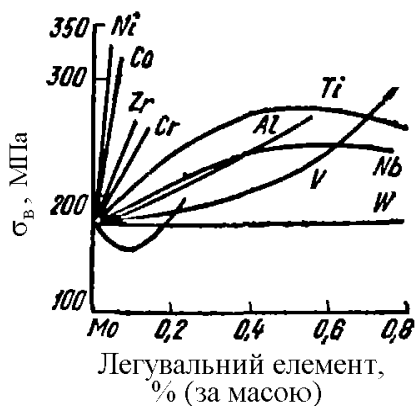
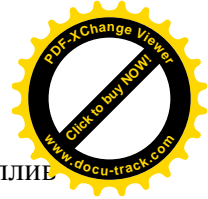
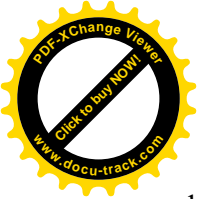


Рисунок 1.10 – Вплив легувальних елементів на межу міцності молібдену при 875 °С

Ефективними зміцнювачами молібдену є  $Hf$  і  $Zr$ , дещо менше зміцнюють  $Al$ ,  $Ti$ ,  $Nb$  і  $V$ . Можливості досягнення максимальної міцності при легуванні молібдену пов'язані зі зниженням пластичності молібдену.



У цьому зв'язку потрібно зазначити позитивний вплив дефіцитного ренію на міцнісні й пластичні властивості молібдену. *Re* не лише підвищує жароміцність *Mo*, а й покращує показники пластичності при кімнатній температурі. Аналогічно ренію поведуться деякі метали платинової групи (*Ir*, *Os* й ін.)

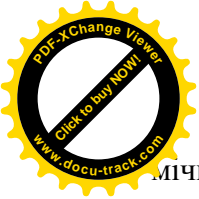
Таблиця 1.13 – Хімічний склад і фізико-механічні властивості жароміцних молібденових сплавів у відпаленому стані

Сплав	Хімічний склад	$t_{\text{рекр}},$ °C	1200 °C		1400 °C	
			$\sigma_{100},$ МПа	$\sigma_{100},$ МПа	$\sigma_{100},$ МПа	$\sigma_{100},$ МПа
ЦМ-2А	0,07–0,3 % <i>Ti</i> , 0,07–0,15 % <i>Zr</i> , $\leq 0,004$ % <i>C</i>	1300	300	85–100	160	40
ЦМ-5	0,5–0,4 % <i>Zr</i> , 0,03–0,07 % <i>C</i>	1600	400	185	300	80
ВМ-3	1,8–1,3 % <i>Ti</i> , 0,30–0,60 % <i>Zr</i> , 1,0–1,8 % <i>Nb</i> , 0,25–0,5 % <i>C</i>	1650	–	–	330	160

Практично всі легувальні елементи, що підвищують температуру початку рекристалізації молібдену (*Ti*, *Zr*, *Hf*, *V*, *Nb*, *Ta* й ін.), позитивно впливають на жароміцність молібденових сплавів при підвищених температурах.

При легуванні *Ti*, *Zr* й *Hf* утворюються не лише тверді розчини цих металів у молібдені, а й дисперсні частинки жароміцних надлишкових фаз (карбіди, нітриди, окисли й ін.), які винятково сильно впливають на міцнісні властивості молібденових сплавів при високих температурах, гальмуючи у сплавах рекристалізаційні процеси знеміцнення.

Підвищена крихкість і високий опір деформуванню не дозволяють одержати на основі молібдену складний за хі-



мічним складом, тобто багатокомпонентний, твердий розчин, що має достатню технологічність при обробці тиском.

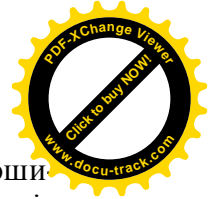
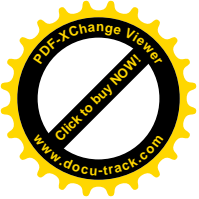
У зв'язку зі зниженням технологічності легованого молібдену його сплави одержують методами порошкової металургії. Можливості багатокомпонентного легування молібдену в майбутньому, очевидно, розширяться у зв'язку із застосуванням нових методів пластичної деформації (наприклад, гідроекструзії й ін.) і покращанням існуючої технології виробництва деформованих жароміцних молібденових сплавів.

Міцнісні властивості молібденових сплавів, легованих металами групи IVA разом із вуглецем, можна значно підвищити, піддаючи сплави гартуванню й старінню (або низькотемпературній ТМО). Потрібно підкреслити, що підвищення жароміцності молібденових сплавів унаслідок зміцнювальної термічної обробки не обов'язково супроводжується різким зниженням їх пластичності.

Щоб уникнути зниження пластичності через укрупнення зерна високотемпературне гартування молібденових сплавів рекомендується проводити перед гарячою деформацією, яка подрібнює зерно, що виросло при нагріванні під гартування.

### **1.10. Жароміцні танталові сплави, їх властивості та галузі застосування. Резерви жароміцності танталових сплавів**

Серед металів групи VA  $Ta$  має найвищу температуру плавлення (3000 °C), винятково пластичний і в'язкий порівняно з іншими тугоплавкими металами. Однак  $Ta$  мало поширений у природі й тому належить до рідкісних металів. Крім того, у  $Ta$  велика густина (16,6 г/см<sup>3</sup>) порівняно з  $Nb$ ,  $Mo$  й іншими більш легкими тугоплавкими металами, що істотно знижує питому міцність і жароміцність танталових сплавів, і невисокий опір окиснюванню.



Жароміцні танталові сплави одержали менше поширення порівняно зі сплавами інших тугоплавких металів (*Nb*, *Mo* й ін.) головним чином через дефіцитність танталу й невеликі можливості його легування.

Існуючі жароміцні танталові сплави – це тверді розчини й призначаються головним чином для роботи в неважких умовах при 1300–1650 °С і вище. Незважаючи на більш високі температури солідуса, жароміцні танталові сплави за короткочасною і тривалою міцністю помітно поступаються молібденовим сплавам, проте вони мають підвищену технологічність (пластичність) і гарну зварюваність.

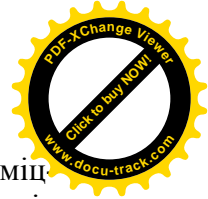
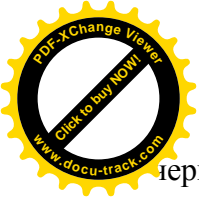
Оцінюючи можливості легування *Ta* з метою створення на його основі жароміцних сплавів, можна зробити такі висновки:

а) більш тугоплавкий *Ta* має набагато менше легуючих елементів, що характеризуються помітною розчинністю у твердому стані й позитивно впливають на його жароміцність при високих температурах, ніж його легкоплавкі аналоги *Nb* й особливо *V*;

б) основними легуючими елементами в жароміцних танталових сплавах є *W*, *Mo* й у меншому ступені *Hf* й *V*; *Hf*, *V* й інші порівняно легкоплавкі легуючі елементи потрібно вводити в невеликих кількостях, тому що вони помітно знижують температуру солідуса сплавів;

в) можливості одержання складного за складом (тобто багатокомпонентного) і тугоплавкого твердого розчину на основі *Ta* є обмеженими й із цього погляду резерви жароміцності танталових сплавів-розчинів постають невеликими.

За аналогією із жароміцними ніобієвими сплавами надлишковими фазами-зміцнювачами в жароміцних танталових сплавах можуть бути карбіди, бориди й інші тугоплавкі хімічні сполуки легувальних елементів із домішками проникнення. Очевидно, ці легувальні елементи (у першу



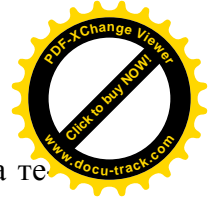
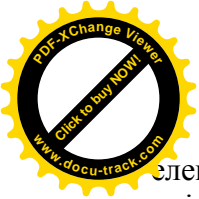
Чергу метали групи IVA) повинні бути наявні у жароміцних танталових сплавах у невеликих кількостях, достатніх лише для утворення надлишкових фаз, тому що при більшому вмісті вони різко знижуватимуть температуру солідуса сплавів. Для підтримки температури солідуса на достатньо високому рівні (вище 2800 °С) жароміцні танталові сплави повинні містити також тугоплавкі легувальні елементи, що мало знижують температуру плавлення розчинника (у першу чергу *W*, *Mo*, *Nb* й ін.).

Через обмежені резерви легування, а також дефіцитність танталу кількість жароміцних танталових сплавів невелика й усі вони становлять тверді розчини нескладного хімічного складу: *Ta-10 W* (10 % *W*), *Ta-10 Hf-5 W* (10 % *Hf*; 5 % *W*), *T-111* (8 % *W*; 2 % *Hf*), *Ta-30 Nb-7,5 V* (30 % *Nb*; 7,5 % *V*) й ін.

Оскільки робочі температури цих сплавів (1300–1650 °С і вище) перевищують їх поріг рекристалізації, то на практиці танталові сплави використовують у рекристалізованому стані.

Перевага жароміцних танталових сплавів – порівняно висока короткочасна міцність у широкому інтервалі температур і підвищена технологічність (пластичність) при обробці тиском, що дозволяє одержувати з них різні напівфабрикати (труби, листи й ін.). На відміну від інших груп жароміцних сплавів на основі тугоплавких металів танталові сплави мають невисоку тривалу міцність при робочих температурах, що, безумовно, пов'язано з їх простим хімічним (і фазовим) складом. Так, межа тривалої міцності сплаву *Ta + 10 % W* при 1200 °С  $\sigma_{100}$  становить усього 140 МПа, а при 1650 °С вона знижується до 35 МПа, і т. д.

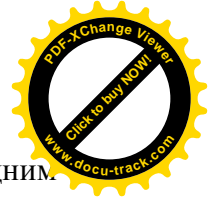
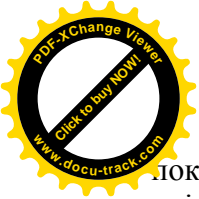
Галузі застосування жароміцних танталових сплавів багато в чому визначаються їхніми властивостями – достатньою жароміцністю, високою технологічністю (пластичністю) і зварюваністю. У цей час ними є виробництво



електровакуумних приладів, а також ракетно-космічна техніка. Танталові сплави використовують для виготовлення відповідальних вузлів ракетних двигунів на твердому й рідкому паливі (сопла, місткості для гарячих газів і рідин), у конструкціях космічних літальних апаратів (теплозахисні екрани) й ін.

## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Які сталі називають жароміцними?
2. Які сталі називають жаростійкими?
3. На які класи за структурою поділяють сплави на основі заліза?
4. Які фактори впливають на жаростійкість металів?
5. Причини підвищення жаростійкості при легуванні сталей і сплавів?
6. Які легувальні елементи підвищують жаростійкість сталей?
7. Назвіть особливості термічної обробки феритних жаростійких сталей.
8. Назвіть особливості термічної обробки силхромів.
9. Перевага жаростійких аустенітних сталей над сталями на основі  $\alpha$ -заліза.
10. Наведіть класифікацію жароміцних сталей і сплавів за складом і структурою.
11. Які характеристики жароміцності?
12. Яке напруження називається межею повзучості?
13. Яке напруження називається тривалою міцністю?
14. Які фактори впливають на тривалу міцність?
15. Причини переваги жароміцних сталей на основі  $\gamma$ -заліза над сталями на основі  $\alpha$ -заліза.
16. Яким чином впливає легування нікелем, вуглецем, азотом, карбідотвірними елементами й алюмінієм на



Доказники жароміцності аустенітних сталей із карбідним зміцненням?

17. Назвіть особливості термічної обробки аустенітних сталей із карбідним зміцненням.

18. Які марки сталі належать до аустенітних сталей з інтерметалевим зміцненням?

19. Назвіть особливості термічної обробки аустенітних сталей з інтерметалевим зміцненням.

20. Робочі температури нікелевих жароміцних сплавів?

21. Чому нікелеві литі сплави характеризуються більш високою жароміцністю при 1000 °С, ніж деформовані?

22. Які шляхи підвищення жароміцності нікелевих сплавів?

23. Яке призначення жароміцних кобальтових сплавів?

24. Яким чином легування та термічна обробка впливають на жароміцність кобальтових сплавів?

25. Які жароміцні сплави рекомендується використовувати для роботи в ядерних реакторах з рідкометалевими теплоносіями?

26. Шляхи підвищення жароміцності ванадієвих сплавів.

27. Чому обмежується використання жароміцних хромових сплавів?

28. Особливості легування хромових сплавів.

29. Яким чином ітрій та інші РЗМ впливають на властивості хромових та ніобієвих сплавів?

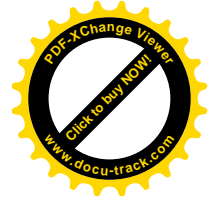
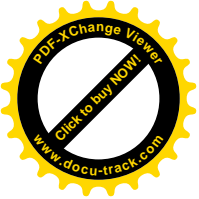
30. Шляхи підвищення жароміцності ніобієвих сплавів.

31. Робочі температури молібденових сплавів.

32. Назвіть особливості термічної обробки молібденових сплавів.

33. Галузі застосування танталових сплавів.





## РОЗДІЛ 2 НЕРЖАВІЮЧІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

### 2.1. Корозійні процеси. Корозія сталей і сплавів

Робота сталі неминуче пов'язана з корозією. Як відомо, **корозією** називають поверхневе руйнування металів і сплавів унаслідок хімічного або електрохімічного впливу на них зовнішнього середовища. За ознакою зовнішнього середовища розрізняють атмосферну, рідинну й газову корозію.

Склад кородуючих середовищ й умови корозії надзвичайно різноманітні. В основі процесів корозії металів лежить явище **окиснювання**.

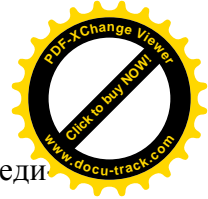
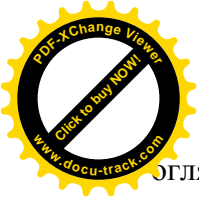
Унаслідок корозії зменшуються робочий переріз металевих деталей, їх міцність, втрачаються герметичність, обтічність, форма й інші найважливіші конструктивні властивості вузлів та агрегатів. Продукти, що утворюються унаслідок корозії, забруднюють середовище, знижують якість продукції, погіршують параметри роботи машин й у ряді випадків можуть порушити їх нормальну роботу й призвести до аварії.

За характером зовнішнього прояву розрізняють такі види корозії:

1) загальну, рівномірну, корозію (рис. 2.1 а), при якій відбувається приблизно однакове руйнування деталі по всій поверхні;

2) місцеву або точкову (виразкову) корозію (рис. 2.1 б), при якій уражаються лише окремі ділянки поверхні деталі (осередок корозії);

3) міжкристалічну корозію (рис. 2.1 в), що поширюється по межах кристалітів (зерен) усередину металу. Міжкристалічна корозія важко виявляється при зовнішньому



З огляду на виробу. Прихованість і швидке поширення всередину деталі роблять цей вид корозії найнебезпечнішим;

4) селективна корозія, при якій руйнується яка-небудь одна структурна складова сплаву.

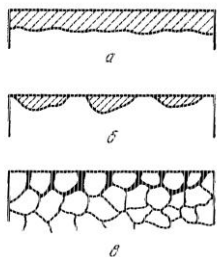


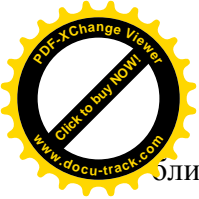
Рисунок 2.1 – Основні типи корозійного руйнування (заштрихована або затушована частина металу, що прокородувала): а – загальна корозія; б – місцева або точкова корозія; в – міжкристалітна корозія

За характером фізико-хімічних явищ взаємодії металу й середовища корозія може мати хімічну або електрохімічну основу.

На швидкість і механізм корозійних процесів великий вплив чинять *зовнішні фактори* – температура, тиск середовища, напруження, швидкість потоку рідини або газу, наявність тертя, кавітації, опромінення.

Електрохімічна корозія виникає при контакті різномірних металів або структурних фаз сплаву з електролітом. Знання співвідношення потенціалів дозволяє встановити порівняльну стійкість металів проти корозії, правильно вибрати захисні металеві покриття, установлювати характер корозії сплавів залежно від їх структури. Основою теорії електрохімічної корозії технічних сплавів є схема дії гальванічного елемента.

У чистих металах і сплавах, що мають однорідний твердий розчин, електрохімічна корозія розвивається через наявність міжкристалічного прошарку, різної механічної напруженості й окиснювання окремих зерен. Швидкість корозії збільшується в багатофазних сталях і сплавах, осо-



Обливо якщо велика різниця потенціалів окремих мікро-складових.

Обробка, що приводить до гомогенізації структури, завжди знижує швидкість корозії. У той же час після термообробки, що призводить до розпаду пересичених розчинів, відбувається посилення корозії.

Деталь, що перебуває в механічно напруженому стані, кородує сильніше. Після пластичної деформації в металі з'являються міжкристалічні мікропори, що знижують корозійну стійкість матеріалу. Прикладом спільного впливу корозії й механічних напружень є корозійна втома, характерна для деталей, що працюють у корозійному середовищі при знакозмінних навантаженнях. Вироби зі шорсткою поверхнею швидше кородують, ніж деталі, що пройшли полірування.

У всіх видах корозії велику роль відіграє температура. При електрохімічній корозії зі зростанням температури змінюється значення потенціалів, підвищується швидкість процесів руйнування, змінюється розчинність кисню у воді.

## 2.2. Види корозійного руйнування сталей

Корозійне руйнування може бути внутрішньо кристалітним, міжкристалітним (рис. 2.2) або корозією під напругою (рис. 2.3).

**Міжкристалітна корозія.** Міжкристалітна корозія (МКК) – один із найнебезпечніших і найпоширеніших видів місцевої корозії. МКК проявляється переважно в руйнуванні сталей і сплавів по межах зерен (рис. 2.4), що призводить до різкого падіння міцності та пластичності й може викликати передчасне руйнування конструкції. Корозія цього виду спостерігається на хромистих і хромонікелевих сталях, сплавах на основі нікелю, міді, алюмінію й ін. При-

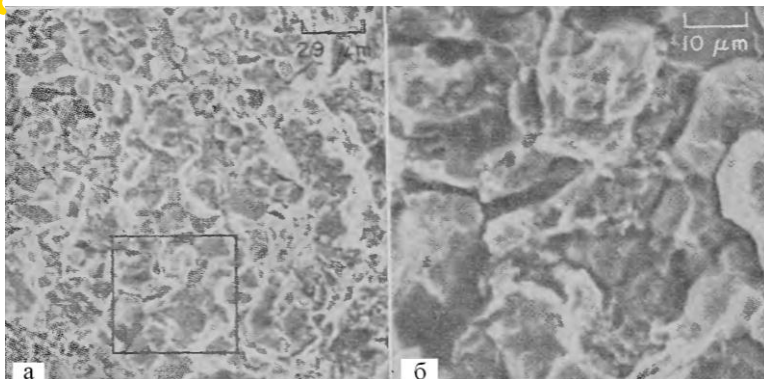


Рисунок 2.2 – Міжзеренне руйнування, РЕМ: фрактограми зламу деталі двигуна гелікоптера з покритої кадмієм сталі 4340 (з домішками ванадію) після витримки в морській воді (а –  $\times 350$ , б –  $\times 1000$ ). Окреслена на фрактограмі а ділянка подана на фрактограмі б при більшому збільшенні. На міжзеренних фасетах бачимо продукти корозії

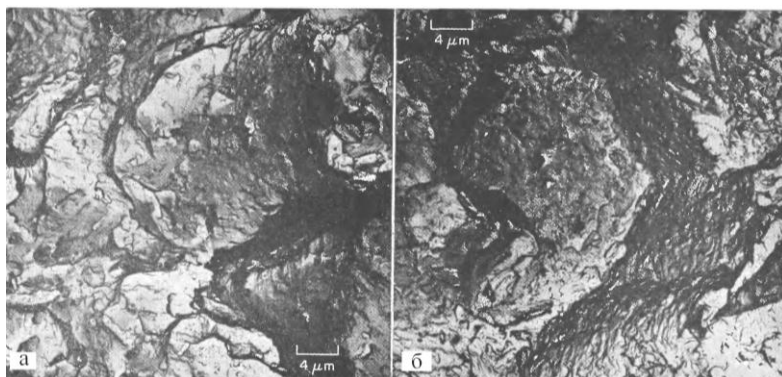
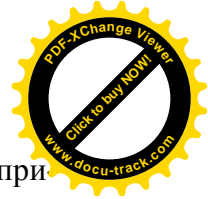
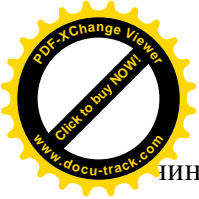


Рисунок 2.3 – Руйнування шпильки з нержавіючої сталі з 12 % Cr після випробувань на корозію під напругою: а – зона завершального швидкого руйнування; бачимо фасетки квазісколення ямки, а також зерномежові фасетки; б – локальна зона зерномежових фасеток в області швидкого руйнування; на декількох фасетках помітні дрібні ямки; ямки в правому верхньому куті, ймовірно, належать до локальної зони внутрішньозеренного руйнування. ПЕМ, пластикowo-вугільні репліки.  $\times 2500$



линою розвитку МКК є хімічна гетерогенність між при-  
межевими зонами та об'ємом зерен.

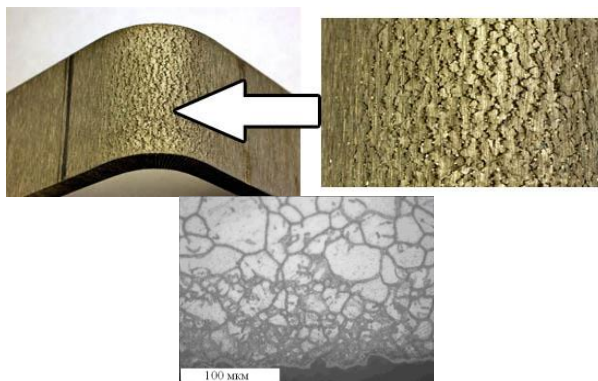


Рисунок 2.4 – Зразок з аустенітної сталі після корозійних випро-  
бувань (ГОСТ 6032-2003). Мікроструктура металу зразка

У корозійностійких сталях і сплавах на основі нікелю можна виділити три типи механізмів міжкристалітної корозії (Є. О. Ульянов):

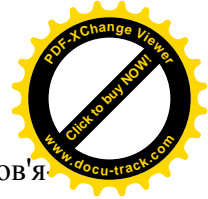
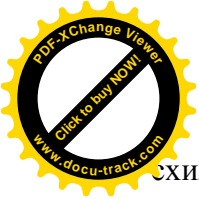
1) корозія, пов'язана зі збідненням примежових областей зерен елементами, що обумовлюють стійкість матеріалу в даному середовищі;

2) корозія, пов'язана з низькою хімічною стійкістю фаз, що виділяються по межах зерен;

3) корозія, викликана сегрегацією по межах зерен поверхнево-активних елементів, що знижують стійкість основи в даному середовищі.

Ці механізми розвитку МКК можуть діяти в різних сталях одночасно, але звичайно вдається виділити механізм, що чинить найбільш сильний, визначальний вплив на швидкість МКК.

На схильність корозійностійких сталей до МКК значно впливає величина зерна: грубозерниста структура є більш



схильною до міжкристалітної корозії, що, очевидно, пов'язано з більшим збідненням примезових ділянок хромом.

**Корозійне розтріскування.** Корозійне розтріскування – руйнування під дією розтягувальних напружень і корозійно-активного середовища – поширений на практиці вид руйнування корозійностійких сталей (рис. 2.5). Такому руйнуванню піддаються трубопроводи, випарні апарати, автоклави й інші деталі хімічного й енергетичного устаткування. Наявність розтягувальних напружень є необхідною умовою корозійного розтріскування. Ці напруження можуть виникати як унаслідок експлуатаційних навантажень, так і в процесі виготовлення конструкції (при згинанні, зварюванні, термічній або механічній обробці). Корозійне середовище може сприяти утворенню й розвитку тріщини внаслідок анодного розчинення сталі в усті тріщини або в результаті адсорбції водню і його дифузії в сталь. В останньому випадку корозійне розтріскування зв'язують із явищем водневої крихкості.

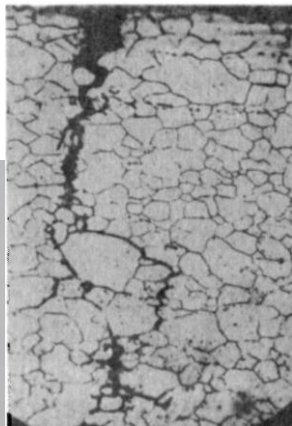
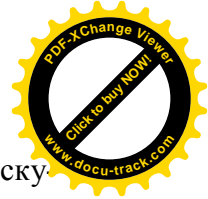
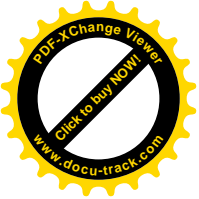


Рисунок 2.5 – Міжкристалітне корозійне руйнування аустенітної сталі 02Х20Н25Б після 700 год випробування у воді, що містить 100 мг/л  $Cl$  (домішка  $FeCl_3$ ), при 300 °С і 9 МПа. х200



Середовищами, що викликають корозійне розтріскування, є водневі розчини хлористих солей, лугів, розчини деяких азотнокислих солей та органічних сполук, а також парове середовище енергетичних установок.

Зв'язок між руйнівним напруженням і часом до руйнування при корозійному розтріскуванні можна зобразити у вигляді кривої (рис. 2.6). Бачимо, що існує напруження  $\sigma_{кр}$  – межа тривалої корозійної стійкості, нижче за яку корозійне розтріскування не спостерігається.

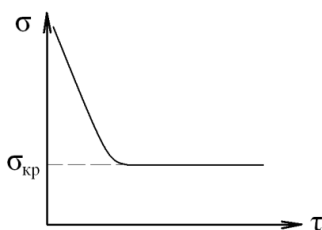
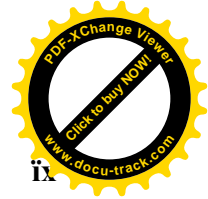
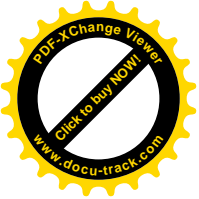


Рисунок 2.6 – Зв'язок між напруженням і часом до руйнування при корозійному розтріскуванні

Співвідношення між міцнісними характеристиками й  $\sigma_{кр}$  корозійностійких сталей різних класів наведене в табл. 2.1.

Таблиця 2.1 – Міцнісні властивості деяких корозійностійких сталей (при 150 °С)

Марка сталі	Структурний клас	Міцнісні властивості, МПа		
		$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{кр}$
08X17T	Феритний	400	280	350
15X25T		470	320	450
08X18H10T	Аустенітний	450	220	150
10X14Г14Н4Т		430	180	100
10X17H13M2T		500	240	170
08X11H5T	Аустеніто-феритний	520	350	350
08X21H6M2T		550	360	210
08X18Г8Н2Т		540	350	450



### 2.3. Класифікація нержавіючих сталей і їх промислове застосування

*Нержавіючими* називаються сталі, що мають високу стійкість проти корозії в атмосферних умовах і деяких газових середовищах, річковій і морській воді, розчинах солей, лугів і деяких кислот при кімнатній і підвищеній температурі.

Основним легувальним елементом, що забезпечує корозійну стійкість металу, особливо в окисних середовищах, є **хром**. Чистий хром має високу хімічну стійкість завдяки утворенню на його поверхні захисної окисної плівки.

Хром при легуванні ним сталі утворює тверді розчини із залізом і збільшує її корозійну стійкість, однак лише при вмісті 11,7 % *Cr* і більше. Ця межа також установлена при вимірюванні потенціалів твердих розчинів залізо-хром, різка зміна потенціалу настає при 12–13 % *Cr* (рис. 2.7). Чим вищий вміст хрому, тим вища корозійна стійкість сплаву в атмосферних умовах й у ряді корозійних середовищ.

Інші легувальні елементи, що вводяться у сталь, можуть поліпшувати або погіршувати антикорозійні властивості залізохромистого сплаву. Наприклад, вуглець, що зв'язує хром у карбіди  $Cr_{23}C_7$  і т. п., зменшує його вміст у твердому розчині. Тому для збереження необхідної стійкості проти корозії у сталь потрібно вводити більше хрому. Так, при 0,15–0,20 % *C* потрібно ввести в залізо не менше 13–14 % *Cr*.

Хромисті сталі стійкі лише в кислотах-окиснювачах, наприклад в азотній кислоті, тому що їх стійкість викликана пасивувальною дією хрому. Після термічної обробки хромиста сталь добре служить в атмосферних умовах й у прісній воді. У морській воді її стійкість невелика внаслідок розвитку місцевої корозії.



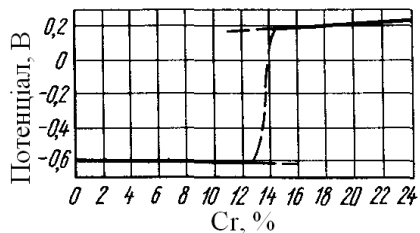
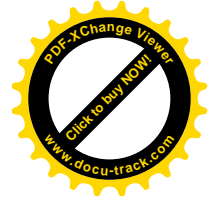
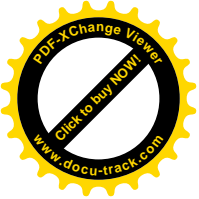


Рисунок 2.7 – Потенціал залізохромистих сплавів

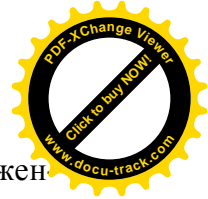
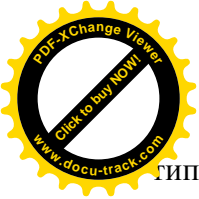
Значно поліпшує антикорозійні властивості нержавіючої сталі *нікель*. Залізонікелеві аустенітні сталі (без хрому) мають підвищену корозійну стійкість лише в розведених розчинах сірчаної кислоти й киплячих лугах.

За основу класифікації нержавіючих корозійностійких сталей можна прийняти ГОСТ 5632-72. Виділяють такі групи сталей: хромисті, хромонікелеві й нікелеві, хромо-марганцеві й хромомарганцевонікелеві.

**1. ХРОМИСТІ СТАЛІ.** Корозійностійкі хромисті сталі подані в ГОСТ 5632-72 марками мартенситного (20X13, 30X13), мартенсито-феритного (12X13) і феритного класів (08X13, 12X17, 08X18T1 й ін.).

Хромисті сталі, що містять 13 % Cr, мають досить високу стійкість проти рівномірної корозії в атмосферних умовах, слабких розчинах кислот і солей при кімнатній температурі й інших слабоагресивних середовищах (табл. 2.2).

Завдяки малій критичній швидкості гартування сталі 20X13, 30X13 й 40X13 загартовуються на мартенсит у більшості випадків при охолодженні на повітрі. У загартованому стані вони мають близьку корозійну стійкість. При відпусканні загартованих на мартенсит сталей в інтервалі температур 200–370 °С відбувається лише зняття напружень, що не впливає на корозійну стійкість (рис. 2.8). При більш високих температурах відпускання спостерігається розпад мартенситу на ферито-карбідну суміш із карбідами



типу  $Cr_{23}C_6$ . Розпад мартенситу супроводжується зниженням корозійної стійкості внаслідок гетерогенізації структури й збіднення феритної складової хромом при утворенні карбиду  $Cr_{23}C_6$ .

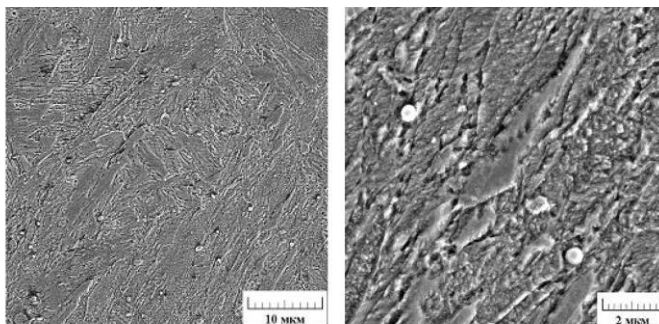
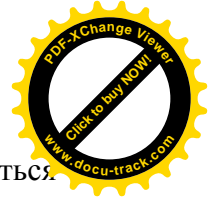
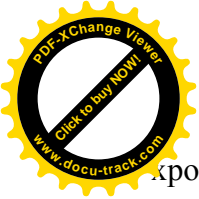


Рисунок 2.8 – Мікроструктура (електронна сканувальна мікроскопія) сталі 20X13 після зміцнювальної термічної обробки (гартування від 1050 °C у маслі, відпускання при 150 °C): структура – низько відпущений пакетний (рейковий) мартенсит та окремі великі карбіди хрому ( $Cr_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ )

Істотне підвищення корозійної стійкості сталі досягається при збільшенні вмісту  $Cr$  до 17 % і більше. Це сталі феритного класу (табл. 2.3). Вміст у сталі 17 %  $Cr$  забезпечує перший бал стійкості в 65 %  $HNO_3$  при 50 °C; підвищення вмісту  $Cr$  до 25–28 % приводить до додаткового підвищення стійкості в азотній кислоті. Стійкість чисто хромистих сталей в азотній кислоті пояснюється їх високою схильністю до пасивації.

При термічній обробці хромистих феритних сталей необхідно враховувати області виділення з  $\alpha$ -твердого розчину  $\sigma$ -фази й розвитку 475-градусної крихкості. Обидва процеси приводять до деякого підвищення твердості й міцності, проте сильно знижують пластичність і в'язкість.

Температурний інтервал виділення  $\sigma$ -фази становить 550–850 °C;  $\sigma$ -фаза є інтерметалідною сполукою заліза з

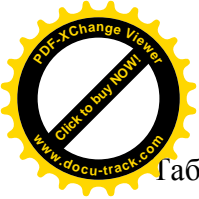


хромом, що має формулу  $FeCr$ . Ця фаза характеризується високою твердістю й крихкістю, виділення  $\sigma$ -фази супроводжується зниженням корозійної стійкості. При термічній обробці потрібно уникати її утворення. Попередня холодна пластична деформація значно стимулює виділення  $\sigma$ -фази.

Таблиця 2.2 – Корозійностійкі сталі й галузі застосування

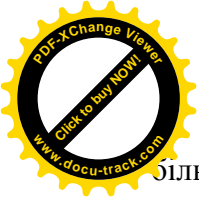
Структурний клас	Марка	Галузі застосування
Феритний	08X18T1	Вироби, що піддаються дії слабоагресивних середовищ (атмосферні опади, слабкі розчини мінеральних й органічних кислот) при 20 °C
	15X25T	Деталі, що не піддаються дії ударних навантажень і працюють в окисних середовищах
Аустенітний	08X18N10T	Зварювальна апаратура, що працює в окисних середовищах типу азотної кислоти й ін.
	08X17N13M2T	Зварювальна апаратура, що працює в киплячій фосфорній, сірчаній, 10 % оцтової кислоті й сірчаноокислих середовищах
	10X14M14N4T	Зварювальна апаратура, що працює в окисних середовищах слабкої агресивності, а також при температурах до -253 °C
Аустеніто-феритний	08X22N6T	Зварювальна апаратура в хімічній, харчовій й інших галузях промисловості; є заміником сталі типу X18N10T при температурі до 300 °C
Мартенситний	30X13, 40X13	Різальний, вимірювальний і хірургічний інструмент, пружні елементи, предмети побуту
Аустеніто-мартенситний	07X16N6	Високоміцні штампозварні конструкції й деталі, що працюють у слабоагресивних умовах
	08X17N5M3	Навантажені деталі, що працюють в атмосферних умовах, слабоагресивних умовах відновлюваного характеру

При температурі 350–540 °C у феритних хромистих сталях відбуваються процеси, що викликають 475-градусну крихкість і складаються із двох стадій. Нагрівання при 480 °C протягом 1 год приводить до утворення зон упорядкування твердого  $\alpha$ -розчину в основному по примезових областях із низькою пластичністю. При витримках



Таблиця 2.3 – Склад, механічні властивості й корозійна стійкість мартенситних, мартенсито-феритних і феритних корозійностійких сталей

Марка сталі	Вміст легувальних елементів, %				Режим термічної обробки, °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	Корозійна стійкість, бал, у середовищах			
	C	Cr	Ni	Інші						5% $HNO_3$	1% $H_2SO_4$	20% $HCl$	Морська вода
<i>Сталі мартенситного класу</i>													
40X13	0,36–0,45	12–14	–	–	Гартування 1050, відпуск 600	1140	910	13	32	–	–	–	–
30X13	0,36–0,35	12–14	–	–	Гартування 1000, відпуск 640	960	715	16	52	–	–	–	–
<i>Сталі мартенсито-феритного класу</i>													
20X13	0,16–0,25	12–14	–	–	Гартування 1020, відпуск 660	850	650	12	50	6	10	10	9
12X13	0,09–0,15	12–14	–	–	Гартування 1030, відпуск 680	740	590	20	66	5	10	10	8
08X13	<0,08	12–14	–	–	Гартування 1000, відпуск 680	510	340	28	75	5	10	10	8
<i>Сталі феритного класу</i>													
12X17	< 0,12	16–18	–	–	Нормалізація 800	520	360	30	74	4	8	10	7
08X18T1	<0,08	16–19	–	0,6–1 Ti	Нормалізація 850	510	340	36	78	3	7	10	6
15X25T	< 0,15	24–27	–	(5C–0,9)Ti	Відпал 750–780	540	–	40	70	3	6	7	3



Збільше 2–4 год відбувається розшарування твердого розчину по всьому об'єму зерен.

Для усунення 475-градусної крихкості сталь потрібно піддати короткочасному нагріванню при температурі, що перевищує область розвитку крихкості, тобто вище 550 °С. Швидкість охолодження в інтервалі температур 350–550 °С має бути досить високою для того, щоб попередити повторний розвиток 475-градусної крихкості (рис. 2.9).

Зняття наклепу, отриманого внаслідок пластичної деформації у хромистих феритних сталях, забезпечується нагріванням до температури 550–600 °С і вище.

Таким чином, термічна обробка цих сталей в інтервалі 550–800 °С (рис. 2.9 а, б) з урахуванням тимчасових характеристик  $\tau_{\min}^{\sigma}$  і  $\tau_{\min}^{475}$  при витримці й охолодженні одночасно усуває наслідки попереднього 475-градусного окрихчування, сенсibiliзації й холодного наклепу.

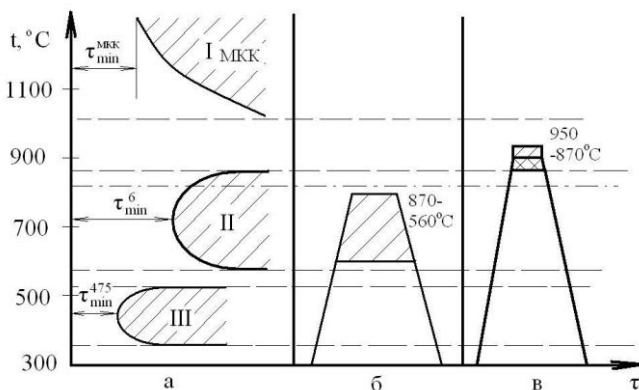
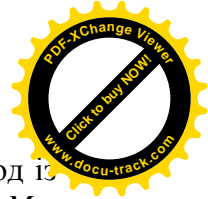
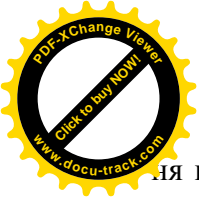


Рисунок 2.9 – Схема термічної обробки хромистих корозійно-стійких сталей: I – міжкристалітна корозія; II –  $\sigma$ -фаза; III – 475-градусна крихкість

Крихкість, отримана внаслідок виділення  $\sigma$ -фази, може бути усунута нагріванням до температур, що викликають її розчинення. Для хромистих сталей застосовують нагріван-



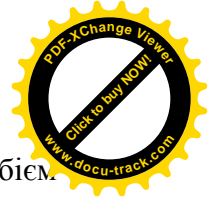
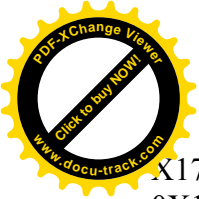
ля в інтервалі 870–900 °С із витримкою протягом 1 год із охолодженням у воді (рис. 2.9 в). Якщо сталь легована *Mo*, *Ni* й іншими елементами, то розчинення  $\sigma$ -фази настає при температурах 900–950 °С і при більш тривалих витримках. При температурах вище 850–900 °С у феритних сталях починається активний ріст зерна, що супроводжується підвищенням температури переходу в крихкий стан і збільшенням схильності до міжкристалітної корозії (рис. 2.9 а). За наявності великого зерна 475-градусна крихкість і сигматизація становлять велику небезпеку, тому що проявляються на фоні зниженої ударної в'язкості.

**2. ХРОМОНІКЕЛЕВІ Й НІКЕЛЕВІ СТАЛІ.** Ця група сталей має найширше застосування у промисловості й займає найбільшу питому вагу у виплавці нержавіючих сталей. До хромонікелевих сталей можна віднести більше півсотні марок, які використовують у вигляді поковок, сортового й листового прокату, гарячекатаних і холоднокатаних труб, фасонних профілів і лиття в авіаційній та атомній техніці, у хімічній промисловості й енергетиці, а також в інших різноманітних галузях техніки.

Ці сталі можна підрозділити на такі підгрупи:

- а) хромонікелеві аустенітні сталі з малим вмістом вуглецю, у тому числі стабілізовані титаном або ніобієм;
- б) хромонікелеві кислотостійкі аустенітні сталі із присадкою молібдену й міді;
- в) хромонікелеві окалиностійкі сталі з високим вмістом хрому й нікелю;
- г) хромонікелеві сталі аустеніто-мартенситного класу (з нестійким аустенітом);
- д) хромонікелеві сталі аустеніто-феритного класу.

Ядром групи хромонікелевих сталей, безумовно, є аустенітні сталі типу 18–8, наприклад 00X18H10, 0X18H10, X18H9, 0X18H11, 2X18H9, стабілізовані титаном сталі 00X18H10T, 0X18H10T, X18H9T, X18H10T, X18H12T,



X17H13M2T, 0X17H16M3T, X17H13M3T і ніобієм 0X18H10Б, 00X16H15M3Б, 0X16H15M3Б й ін. Сталі цього типу відрізняються різним вмістом вуглецю, що впливає на їх корозійну стійкість.

Хромонікелеві аустенітні сталі широко використовуються для апаратури у хімічній промисловості у вигляді пічної арматури, теплообмінників, патрубків і колекторів вихлопних систем.

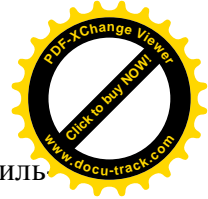
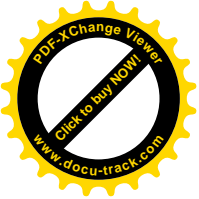
Сталі, стабілізовані титаном, використовуються в середовищах високої агресивності, а також для виробів, що працюють при температурах до 600 °С. Із них також виготовляється зварювальна апаратура для авіаційної й суднобудівної промисловості.

Стабілізовані ніобієм сталі рекомендуються для використання в середовищах високої агресивності, а також як присаджувальний матеріал для зварювання хромонікелевих сталей.

Хромонікелеві сталі, що містять молібден і стабілізовані титаном, застосовуються у специфічних середовищах (киплячій сірчистій, фосфорній, мурашиній та оцтовій кислотах, сульфітному лузі, гарячому розчині білильного вапна й т. п.).

Вуглець в аустенітних хромонікелевих сталях перебуває у твердому розчині у вигляді фаз проникнення або в складі карбідів і карбонітридів різного ступеня дисперсності.

У хромонікелевих аустенітних сталях типу 18–10 залежно від температурно-тимчасових умов обробки можуть відбуватися такі фазові перетворення: 1) виділення надлишкових карбідних фаз і  $\sigma$ -фази при нагріванні в інтервалі 450–900 °С; 2) утворення в аустенітній основі  $\delta$ -фериту при високотемпературному нагріванні; 3) утворення  $\alpha$ -фази мартенситного типу при холодній пластичній деформації або охолодженні нижче кімнатної температури.



Виділення карбідних фаз пов'язують із появою схильності сталі до МКК. Вона насамперед визначається концентрацією вуглецю, що міститься у твердому розчині. Підвищення вмісту вуглецю розширює область схильності сталі до МКК. При вмісті  $C=0,084\%$  сталь виявляється схильною до МКК вже при витримці в інтервалі  $750\text{--}800\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 1 хв. При введенні в сталь сильних карбидоутворювачів  $Ti$  й  $Nb$  при температурах вище  $700\text{ }^\circ\text{C}$  переважно виділяються спеціальні карбіди типу  $TiC$  або  $NbC$ , що сприяють зниженню схильності до МКК (рис. 2.10). При відносно низьких температурах ( $450\text{--}700\text{ }^\circ\text{C}$ ) переважно виділяються карбіди типу  $Cr_{23}C_6$ , що приводять до виникнення схильності до МКК.

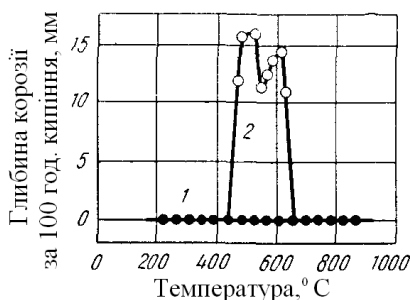
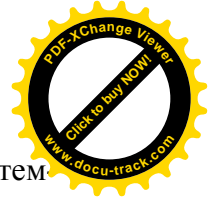
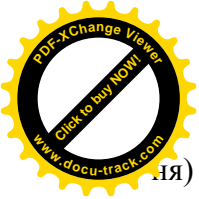


Рисунок 2.10 – Вплив титану на схильність нержавіючої сталі до міжкристалітної корозії: 1 – сталь, що містить титан; 2 – сталь без титану

Метою термічної обробки є одержання аустенітної структури, зняття внутрішніх напружень й усунення схильності до МКК, що виникає при зварюванні, гарячій обробці тиском або інших технологічних операціях.

Термічна обробка не стабілізованих титаном і ніобієм хромонікелевих аустенітних сталей (наприклад, 12X18H9) полягає в гартуванні з однофазної аустенітної області (від  $1000\text{ }^\circ\text{C}$ ) у воду (гартування без поліморфного перетворен-





ля) (рис. 2.11 а). Гартування потрібно проводити від температур дещо вище температури розчинення хромистих карбідів ( $T_p$ ), причому чим вищий вміст вуглецю у сталі, тим від більш високих температур проводять гартування.

Сталі, стабілізовані  $Ti$  або  $Nb$ , гартують із двофазної області аустеніту та спеціальних карбідів  $TiC$  (або  $NbC$ ), причому температура гартування не залежить від вмісту вуглецю і становить, як правило, 1000–1100 °С, найчастіше 1050 °С (рис. 2.11 б). Більш високі температури недоцільні через можливий ріст зерна й початку розчинення спеціальних карбідів.

Після гартування сталі одержують оптимальне поєднання характеристик механічних властивостей і корозійної стійкості.

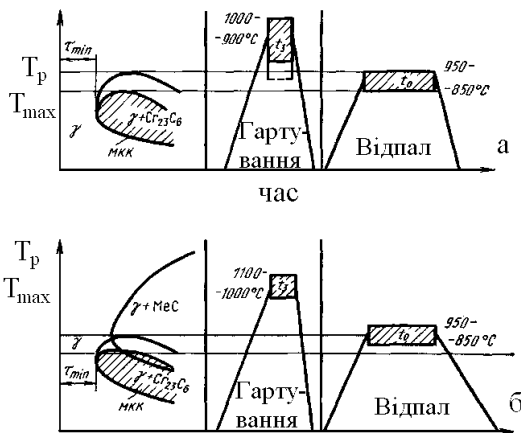
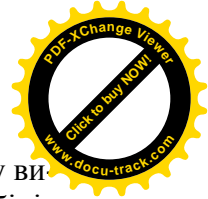
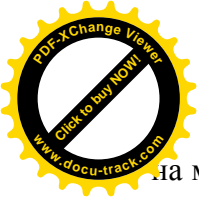


Рисунок 2.11 – Схема термічної обробки нестабілізованої (а) і стабілізованої (б) аустенітної нержавіючої сталі

Недоліком гартування є необхідність нагрівання до високих температур, швидкого охолодження, що часто важко здійснити технологічно та викликає жолоблення конструкції. Призначення стабілізуючого відпалювання для сталей без  $Ti$  й  $Nb$  (рис. 2.11 а) – підвищення концентрації  $Cr$



на межі аустеніт – карбід, що приводить сталь до стану високого опору МКК. Незважаючи на наявність карбідів хрому в сталях після відпалу при 850–950 °С, вони не схильні до МКК.

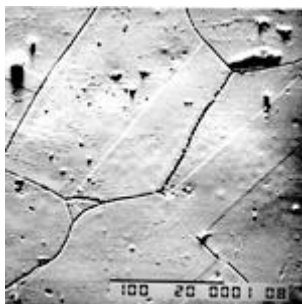
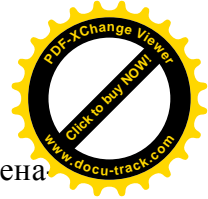
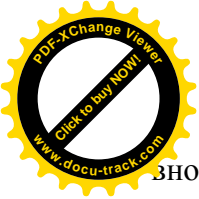


Рисунок 2.12 – Мікроструктура аустенітної сталі 04X18H9Т після гартування

У сталях, легованих *Ti* і *Nb*, у процесі відпалу можливе перетворення карбідів хрому в спеціальні карбіди *TiC* або *NbC*, що також усуває схильність до МКК (рис. 2.11 б). Температура стабілізуючого відпалу, як правило, становить 850–950 °С. Відпал допускає більш повільне охолодження на повітрі і більш ефективний для стабілізованих сталей.

**3. ХРОМОМАНГАНЦЕВОНІКЕЛЕВІ Й ХРОМОМАРГАНЦЕВІ СТАЛІ.** *Mn*, як і *Ni*, є аустенітотвірним елементом, однак він має менш сильну дію на стабілізацію аустеніту. Аустенітну структуру в *Cr–Mn*-сталях можна одержати тільки при вмісті > 15,0 % *Mn* і < 15 % *Cr*. При інших співвідношеннях легувальних елементів структура сталей вийде двофазною (аустеніт + ферит або мартенсит, або  $\sigma$ -фаза).

Корозійна стійкість хромомарганцевих і хромомарганцевонікелевих сталей у багатьох агресивних середовищах досить висока, однак у середовищах високої агресив-



зності (наприклад, азотна кислота, середовища з галогенами, сульфатами, сульфідами) марганець негативно впливає на опір корозії. Тому корозійностійкі хромомарганцеві сталі можна застосовувати тільки після ретельних випробувань на корозійну стійкість у робочому середовищі.

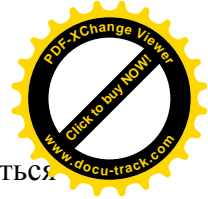
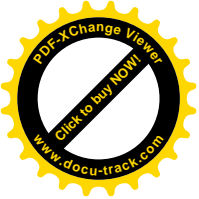
Сталі 10X14AГ15, 10X14M14H4T знайшли застосування у промисловості (в основному в торговельному й харчовому машинобудуванні). Крім цих сталей, застосовують також сталі 20X13H4M9, 12X17M9AH4 й ін.

Термічна обробка цих сталей полягає в гартуванні від 1000–1100 °С із метою забезпечення аустенітної структури, зняття попереднього наклепу й усунення схильності до МКК. Витримка при гартуванні хромомарганцевих сталей повинна бути мінімальною, тому що *Mn* має тенденцію до вибірного окиснювання при високих температурах, унаслідок чого поверхневі шари збіднюються *Mn* і можуть набувати феритно-аустенітної структури, що є небажаним явищем. Ці сталі застосовують як замітники хромонікелевих сталей у середовищах середньої агресивності, їх використовують у широких діапазонах температур.

## 2.4. Кислотостійкі сталі та сплави

Для виробництва синтетичних неметалічних матеріалів (пластмаси, склопластики, скловолокно й т. д.), добрив, а також інших хімічних продуктів апаратури, установки й машини працюють в агресивних кислотних середовищах, частіше в сірчаній, соляній, азотній або фосфорній кислотах та їх сумішах різної концентрації й при різних температурах.

Розглянуті нержавіючі сталі виявляються недостатньо стійкими в перелічених середовищах й інших середовищах високої агресивності.



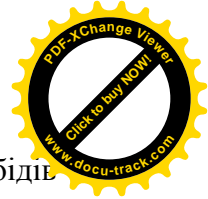
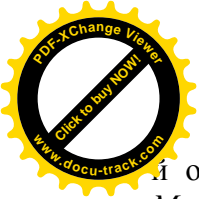
Для цих цілей використовують сплави, що називаються *кислотостійкими*, на залізонікелевій основі типу 04ХН40МДТЮ, на нікельмолібденовій основі Н70МФ, на хромонікелевій основі ХН58В і хромонікельмолібденовій основі ХН65МВ, ХН60МБ (табл. 2.4).

Таблиця 2.4 – Склад і механічні властивості кислотостійких сплавів

Марка сплаву	Вміст елементів, %					Режим т/о, °С	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ Дж/м <sup>2</sup>
	C	Cr	Ni	Mo	Інші						
04ХН40МДТЮ або (ЭП288)	0,04	14–17	39–42	4,5–6	2,5–3,2 Ti; 0,7–1,2 Al; 2,7–3,3 Cu	Гартув. 1050–1100, старіння 650–750	1230	720	31	37	105
Н70МФ або (ЭП814А)	0,02	–	Основа	25–27	1,4–1,7 V	Гартув. 1070±±20	960	480	52	60	220
ХН58В або (ЭП795)	0,03	39–41	Основа	–	0,5–1,5 W	Гартув. 1070–1100	890	500	48	49	–
ХН65МВ	0,03	14,5–16,5	Основа	15	3,0–4,5 W	Гартув. 1070	990	570	47	48	160

Структура сплаву 04ХН40МДТЮ після гартування – аустеніт із включеннями карбонітридів титану. Після старіння в сплаві спостерігається до 14 % інтерметалідної  $\gamma$ -фази типу  $Ni_3(Al, Ti)$ , що супроводжується значним зміцненням. Сплави цього типу можуть працювати в контактi з агресивними середовищами (наприклад, розчини сірчистої й фосфорної кислот) за наявності більших механічних напружень.

Структура сплаву Н70МФ після гартування від 1070–1100 °С –  $\alpha$ -твердий розчин Mo в Ni й деяка кількість спеціальних карбідів  $Mo_6C$  і VC. Нагрівання сплаву до 600–800 °С негативно позначається на його корозійній стійкості



і опорі МКК через виділення по межах зерен карбідів  $Mo_{12}C$  та інтерметалідних фаз типу  $Ni_4Mo$  й  $Ni_3Mo$ . Сплав застосовується для роботи в органічних кислотах, солянокислих середовищах і концентрованих розчинах сірчаної та фосфорної кислот.

Структура сплавів ХН58, ХН65МВ після гартування від оптимальних температур –  $\alpha$ -твердий розчин з первинними карбідами типу  $Me_6C$ . При нагріванні в інтервалі 800–1000 °С у них можуть виділятися карбіди й інтерметаліди ( $Me_{23}C_6$ ,  $\mu$ -фаза типу  $(Ni, Cr)_7(Mo, W)_6$ ), що негативно позначається на їх корозійних властивостях. Ці сплави призначені для виготовлення ємностей і трубопроводів у хімічному машинобудуванні, для роботи при підвищених температурах, у середовищах високої агресивності (солянокислі, сірчано-кислі середовища, хлор, оцтова кислота й ін.).

Більш високу корозійну стійкість мають нікелеві сплави – хастелой типу 80 %  $Ni$  + 20 %  $Mo$  (їх ще іноді називають сплавами НІМО) з додатковим легуванням (табл. 2.5).

Таблиця 2.5 – Хімічний склад сплавів типу хастелой

Сплав	C	Si	Mn	Mo	Cr	W	Co	Fe	Інші ел-ти
		не більше							
Хастелой В	0,05	1,0	1,0	26–30	1,0	–	2,5	4–6	0,35 V
Хастелой С	0,08	1,0	1,0	15–17	14,5–16,5	3–4	2,5	4–7	0,35 V
Хастелой-N (Х7Н80М12Б) США	0,02	0,004	0,22	12,2	7,61	0,21	0,003	0,28	1,48 Nb 0,001 Ti 0,038 Al
Хастелой (Х7Н78М13ТЮ) Росія	0,025	0,04	0,013	13,2	6,81	0,082	0,003	0,15	0,93 Ti 0,01 Nb 1,12 Al

Хастелой Х7Н80М12Б і Х7Н78М13ТЮ використовуються як конструкційні матеріали паливного контуру рід-

косольового атомного реактора (РСР). Під час роботи вони піддаються корозійній дії солей в умовах підвищених температур 550–750 °С. Спостерігається як загальна корозія матеріалів, так і міжкристалітна корозія внаслідок дифузії продуктів ділення (головним чином телуру) уздовж меж зерен. Ситуація посилюється при сумісній дії корозійного середовища і напруги, що може призвести до корозійного розтріскування під напругою. Структури хастелоїв після термічної обробки (гартування) подані на рис. 2.13.

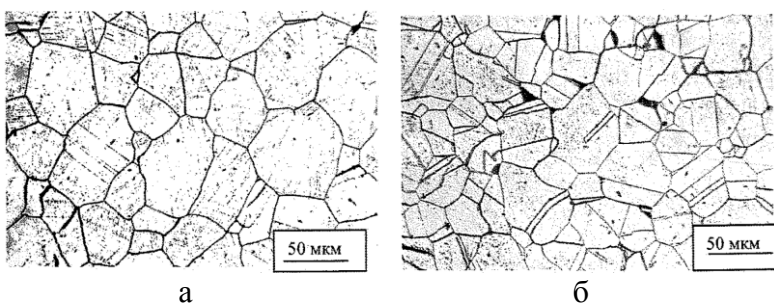


Рисунок 2.13 – Структура сплавів: а – X7N80M12Б; б – X7N78M13ТЮ в загартованому стані (1200 °С, вода). Структура – аустеніт із включеннями карбідів

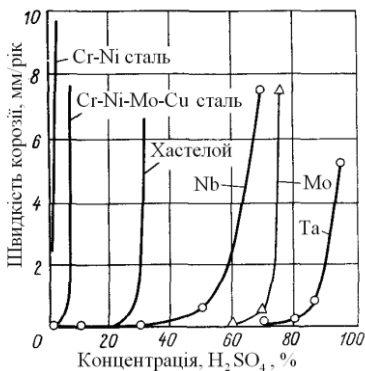
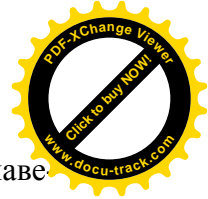
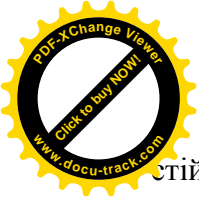


Рисунок 2.14 – Схильність до корозії різних металів у киплячій сірчаній кислоті

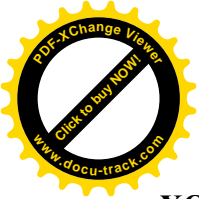
Найбільш високу стійкість у кислотах мають тугоплавкі метали (Mo, Nb, Ta). Порівняльні дані про корозійну



Стійкість перелічених сплавів і тугоплавких металів наведені на рис. 2.14.

## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Що таке корозія?
2. Які види корозії виділяють за характером зовнішнього проявлення?
3. Які чинники впливають на швидкість корозії?
4. Причини виникнення міжкристалітної корозії?
5. Причини виникнення корозійного розтріскування?
6. Які сталі називаються нержавіючими?
7. Яким чином хром, що міститься у сталі, впливає на корозійну стійкість?
8. Які особливості термічної обробки хромистих сталей?
9. Причини виникнення  $\sigma$ -фази у хромистих сталях. Шляхи запобігання.
10. Призначення хромонікелевих сталей.
11. Особливості термічної обробки хромонікелевих сталей стабілізованих і не стабілізованих титаном і ніобієм.
12. Які сталі використовують як замітники хромонікелевих сталей?



## РОЗДІЛ 3 ХОЛОДОСТІЙКІ Й КРИОГЕННІ СТАЛІ ТА СПЛАВИ

### 3.1. Вимоги, що ставляться до холодостійких матеріалів. Класифікація холодостійких матеріалів

Матеріали для роботи в конструкціях при низьких температурах повинні забезпечувати необхідну міцність у поєднанні з високою в'язкістю та пластичністю, мати малу чутливість до крихкого руйнування.

Основними матеріалами для низькотемпературного застосування є метали і насамперед сталі. Неметалічні матеріали як конструкційні матеріали служать важливим доповненням до металів, що використовуються в техніці низьких температур.

Зі зниженням температури характеристики міцності матеріалів зростають, а в'язкість і пластичність зменшуються. Тому при виборі матеріалу для роботи в цих умовах визначальними показниками є міцність при максимальній температурі експлуатації – звичайно кімнатній, а в'язкість і пластичність – при мінімальній температурі.

Основними вимогами до сталей і сплавів, що працюють при низьких температурах, є такі:

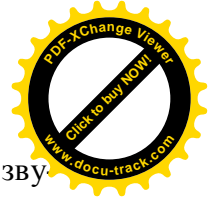
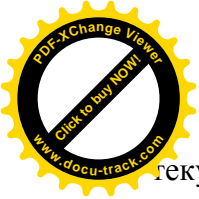
- мала чутливість до крихкого руйнування при низьких температурах, обумовлена запасом пластичності й в'язкості;

- висока міцність при 20 °С, що визначає надійність і металоємність конструкцій, а також кількість холодоагенту, необхідного для їх заохолодження ;

- технологічність при металургійному й машинобудівному переділі, зварюваність.

Під час вирішення питання про придатність матеріалу за механічними властивостями звичайно визначають межу





гекучості, тимчасовий опір, відносне подовження й звуження на гладких зразках і зразках із концентратором напружень у вигляді надрізу або тріщини, ударну в'язкість, поріг холодноламкості, критерії Ірвіна  $K_{IC}$  та  $G_{IC}$ , критичне розкриття тріщини.

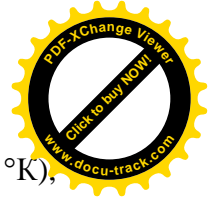
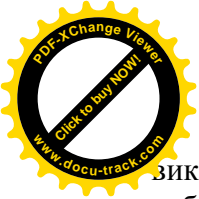
Залежно від призначення до сталі та сплаву можуть ставитися вимоги щодо корозійної стійкості, магнітності або немагнітності, значення коефіцієнта лінійного розширення, теплопровідності, вакуумщільності й т. д.

Механічні властивості й працездатність металів і сплавів, що застосовуються для холодостійких конструкцій, а також у холодильному й криогенному машинобудуванні, залежать від багатьох факторів. До них насамперед належать тип кристалічної ґратки, розмір зерна й стан його меж, вміст легувальних елементів і домішок, форма й розміри неметалічних включень. Підвищений вміст водню збільшує крихкість. Зварювання сприяє росту зерна й додатковому наводненню, що збільшує холодноламкість зварних з'єднань. Крім того, нагрівання при зварюванні може сприяти фазовим перетворенням і виділенням домішок по межах зерен, що також підвищує крихкість матеріалів.

В'язкість сталей і сплавів при низьких температурах залежить від технології виплавки. Під час використання вакуумування, обробки рідкими шлаками (електрошлакового переплаву) в'язкість зростає. Це пов'язане зі зменшенням кількості неметалічних включень, зниженням концентрації шкідливих домішок і газів. Повне розкиснення й введення малих домішок  $Nb$ ,  $V$  та  $Ti$  сприяють подрібненню зерна, зниженню міцності й в'язкості сталі.

За холодостійкістю металеві матеріали, що використовуються при низьких температурах, умовно можуть бути розділені на чотири основні групи (табл. 3.1).

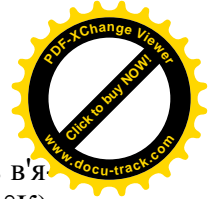
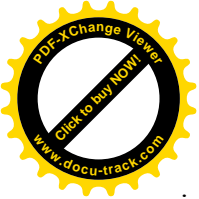
1. Метали та сплави, а також неметалічні матеріали, характеристики механічних властивостей яких дозволяють



використовувати їх при температурах до  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $213\text{ }^{\circ}\text{K}$ ), тобто при низьких кліматичних температурах, для виготовлення виробів так званого північного виконання. До цієї групи належать якісні вуглецеві й низьколеговані сталі феритного й феритно-перлітного класів з ОЦК-ґратками.

Таблиця 3.1 – Температурні інтервали застосування конструкційних матеріалів

Матеріал	Температура надійної роботи матеріалу, $^{\circ}\text{C}$	
	Без додаткової обробки	Після поліпшення холодостійкості
Сталь:		
вуглецева:		
звичайної якості	-20	-50
якісна	-30	-60
низьколегована типу 9Г2С	-40	-60
нікелева:		
с 6 % Ni (0Н6)	-100	-150
с 9 % Ni (0Н9)	-150	-196
мартенситно-старіюча 03Х9К14Н6М3Т	-196	-253
аустенітна:		
хромомарганцева 03Х13АГ19	-130	-196
хромонікелева 12Х18Н10Т	-253	-269
Інвар 36Н	-269	-269
Алюміній і його сплави: АД1, АМц		
з магнієм (АМГ1, АМГ5)	-253	-269
дюралюміній (Д16)	-196	-253
високоміцні (типу В95)	-196	-253
Сплави на основі титану:		
BT5-1	-253	-269
BT3-1	-196	-253
Мідь і її сплави:		
М1р, М2р, М3р	-269	-269
БрАЖН 10-4-4	-196	-253
Л63, ЛЖМц 59-1-1	-253	-269
БрБ2	-269	-269



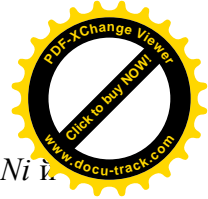
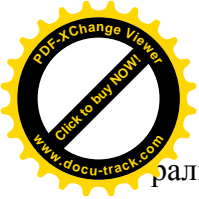
2. До другої групи належать сплави, що зберігають в'язкість і пластичність при охолодженні до  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $173\text{ }^{\circ}\text{K}$ ). Це сталі з  $0,2\text{--}0,3\%$  *C*, додатково леговані *Ni*, *Cr*, *Ti*, *Mo*. До цієї групи відносять, наприклад, низьковуглецеві феритні сталі з  $2\text{--}5\%$  *Ni*, що використовуються при температурах  $-60\text{ } \dots \text{ } -120\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $210\text{--}150\text{ }^{\circ}\text{K}$ ).

3. До третьої групи належать сплави, здатні без погіршення властивостей витримувати температури до  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $77\text{ }^{\circ}\text{K}$ ) (температура кипіння рідкого азоту). До цієї групи відносять сталі типу 12X18H10T, 0H9A, більшість сплавів на основі *Al*, *Ti*, *Cu*, що не виявляють схильності до крихкого руйнування. Для ненавантажених конструкцій з метою економії *Ni* застосовують *Cr-Mn* та *Cr-Ni-Mn* сталі типу 10X14Г14Н4Т, 03X13АГ19, 07X21Г7АН5.

4. До четвертої групи належать сплави, що працюють при температурі нижче  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $77\text{ }^{\circ}\text{K}$ ). До цієї групи відносять матеріали, що використовуються в космічній техніці, виробництві й споживанні рідкого водню, експериментальній фізиці. Для роботи при таких температурах придатні лише високолеговані корозійностійкі сталі типу 03X20H16АГ6, 10X11H23ТЗМР (ЕП33), деякі бронзи, нікелеві сплави, алюмінієві сплави, леговані магнієм, і сплави титану.

### **3.2. Сталі та сплави, що працюють при температурах до $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$**

Температурна межа застосування цих сталей обмежується порогом холодноламкості, який залежно від металургійної якості сталі та її структури становить від  $0$  до  $-60\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Ефективними заходами зниження порога холодноламкості й підвищення надійності роботи є зменшення вмісту вуглецю, створення дрібнозернистої структури (розмір зерен  $10\text{--}20\text{ }\mu\text{m}$ ), зниження вмісту шкідливих домішок і їх нейт-



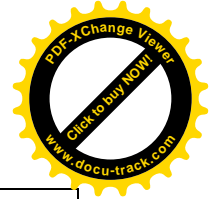
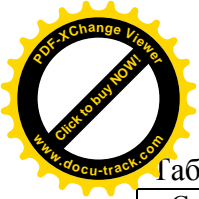
реалізація добавками РЗМ, а також  $V$ ,  $Nb$ ,  $Ti$ , легування  $Ni$  й застосування термічного поліпшення.

Основне застосування одержали низьковуглецеві сталі, тому що зі збільшенням вмісту вуглецю підвищується поріг холодноламкості й погіршується зварюваність сталі.

Сталі звичайної якості – спокійні, напівспокійні й киплячі – застосовують для різноманітних виробів, включаючи місткості, що працюють під тиском. Мінімальна робоча температура цих сталей без спеціальної обробки для низькотемпературної служби обмежується  $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ , а в киплячих сталей знаходиться в межах від  $0$  до  $-10\text{ }^{\circ}\text{C}$ , тому що в них поріг холодноламкості на  $10\text{--}20\text{ }^{\circ}\text{C}$  вище, ніж у таких самих спокійних сталей.

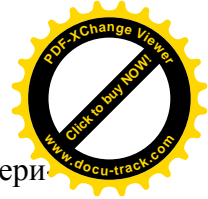
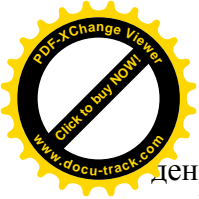
Комплексом заходів, що містять поліпшення металургійної якості, подрібнювання зерна й мікролегування, вдається знизити припустиму температуру експлуатації цих дешевих сталей до  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Хоча вартість сталі при цьому збільшується, однак вона все-таки нижче вартості легуваних сталей. При використанні сталей при температурах нижче  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$  необхідна обробка деталей – усунення небезпечних концентраторів, використання тонкостінних елементів, у яких полегшені температурні деформації. Для конструкцій значних розмірів застосовують низьколеговані сталі, що добре зварюються, підвищеної міцності 09Г2С, 14Г2АФ та ін. Крім низьковуглецевих сталей, використовують середньовуглецеві поліпшувані та пружинні сталі (45, 40Х, 65Г, 60С2А). Мінімальна робоча температура для них становить  $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Механічні властивості обмежені товщиною прокату.

Вплив легувальних елементів полягає в підвищенні температури крихкості при збільшенні вмісту  $Cr > 1,5\%$ ; підвищенні міцності при введенні  $Cu$ ,  $Cr$ . Легування  $Ti$ ,  $Nb$  сприяє зміцненню й зменшенню розміру зерна. При вве-



Таблиця 3.2 – Марки, термічна обробка й призначення сталей північного виконання

Сталь	Термічна обробка	Призначення
Сталь 20 (20кп)	Нормалізація 890–920 °С. Може піддаватися цементації й ціануванню	Зварні металеві конструкції з більшим об'ємом зварювання: обичайки, днища, корпуси посудин та апаратів; деталі, що поверхнево зміцнюються; вали, поршневі пальці; деталі, що одержуються холодним штампуванням і витяжкою. Застосовується для посудин, що працюють при температурі -20... +475 °С; труб – при температурі -30...+475 °С, поковок – при -30...+450 °С; кріпильних деталей – при температурі -30...+450 °С
09Г2С	Гартування 930±10°С, вода; відпускання при 610±10 °С	Застосовується для виготовлення обичайок, днищ, фланців та інших елементів посудин і конструкцій. У термічно поліпшеному стані застосовується у відповідальних конструкціях з мінімальною температурою стінки -40 °С
14Г2АФ	Нормалізація 930 °С; відпускання при 200 °С, 2 год	Сталь у термообробному стані рекомендується для виготовлення зварних обичайок, днищ, фланців та інших елементів посудин і апаратів, що працюють під тиском при температурі -50...+400 °С
40ХН	Нормалізація 860 ±10 °С	Сталь використовується для виготовлення відповідальних важконавантажених деталей, що працюють в умовах великих контактних тисків і високих швидкостей за наявності ударних навантажень: колінчатих валів, шатунів, зубчастих коліс, болтів, штоків і т. п. Застосовується в термообробному стані при температурах: -60...+430 °С
	Гартування 840±10°С, масло; відпускання при 580±10°С	
15ХСНД	–	Елементи зварних металоконструкцій і різні деталі підвищеної міцності й корозійної стійкості з обмеженням маси, що працюють при температурі -70...+450 °С. Штамповані деталі посудин, що працюють при температурі -40...+400 °С



денні  $Mn$  до 2 % і  $Si$  до 0,8 % відбувається зміцнення фериту. Вміст вуглецю (0,1 %) сприяє збільшенню температури крихкості на 20 °С, що не бажано.  $V$ ,  $Al$  сприяють зміцненню за рахунок утворення нітридів, зменшують розмір зерна й збільшують міцність.  $Ni$  зміцнює ферит і збільшує його в'язкість.  $Mo$  до 0,5 % зменшує температуру крихкості. Негативно впливають на властивості домішки:  $P$  сприяє крихкості,  $S$  підсилює концентрацію напружень.

У табл. 3.2 подані деякі марки сталей цієї групи і їх термічна обробка.

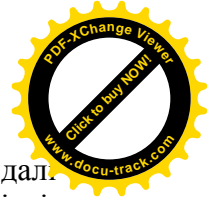
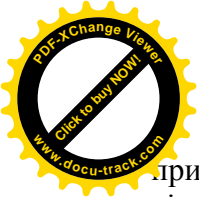
### 3.3. Сталі та сплави, що працюють при температурах до -100 °С (173 °К)

До цієї групи відносять сталі феритного класу з малим вмістом 0,06 %  $C$ , і вмістом до 9 %  $Ni$  й невеликими домішками інших легувальних елементів. Такі сталі дешеві, технологічні.

Використовуючи позитивний вплив нікелю на холодостійкість, можна одержувати низьковуглецеві сталі, що містять нікель, із різними значеннями порога холодноламкості  $T_{50}$  і  $T_{90}$  (табл. 3.3).  $T_{90}$  – температура, що відповідає початку появи крихкої складової у зламі, а  $T_{50}$  – температура, при якій крихка складова займає 50 % площі зламу. У першому наближенні припустима робоча температура конструкцій, що зазнають статичного навантаження, відповідає значенню  $T_{50}$ , а динамічно навантажених конструкцій – значенню  $T_{90}$ .

Нікелеві сталі мають добрі технологічні властивості. Вони задовільно штампуються в гарячому й холодному станах, добре зварюються та обробляються різанням. Після зварювання термообробка не обов'язкова.

Термічна обробка цих сталей (0НЗ, 0Н6) звичайно проводиться в режимі подвійної нормалізації з нагріванням:



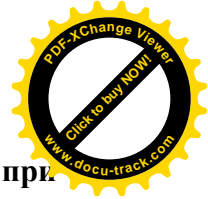
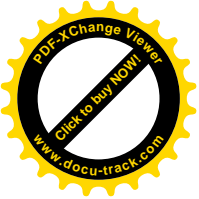
при першому – до 900 °С, при другому – до 790 °С, далі відпускання при 560–590 °С з охолодженням на повітрі. Перша нормалізація проводиться з метою гомогенізації сталі в області твердого  $\gamma$ -розчину, друга – для одержання дрібнозернистої структури. У деяких випадках другу нормалізацію замінюють гартуванням у воді починаючи з 830 °С. Збільшення швидкості охолодження з аустенітної області збільшує ударну в'язкість при низьких температурах.

Таблиця 3.3 – Вплив нікелю на механічні властивості й поріг холодноламкості нормалізованих сталей, що містять 0,05 % С

Вміст Ni, %	Поріг холодноламкості, °К		Механічні властивості	
	T <sub>90</sub>	T <sub>50</sub>	$\sigma_b$ , МПа (при 293 °К)	КСУ, Дж/см <sup>2</sup> (при 77 °К)
0	273	230	420	5
2	230	180	500	15
4	200	130	520	31
6	170	90	600	80
9	140	77	650	120

Структура сталі після термообробки – це легований ферит з 10–15 % залишкового аустеніту й невеликою кількістю карбідів. Залишковий аустеніт збільшує в'язкість сталі.

Порівняно з аустенітними сталями вони міцніші, краще проводять теплоту й майже вдвічі дешевші. Теплове розширення нікелевих сталей також менше. Ці сталі використовують для великих конструкцій, включаючи танкери для перевезення зріджених газів. Посередня стійкість проти атмосферної корозії – недолік нікелевих сталей.



### 3.4. Сталі та сплави, що працюють при температурах до $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ( $77\text{ }^{\circ}\text{K}$ )

До цієї групи сталей кріогенної техніки відносять хромонікелеві, хромонікельмарганцеві й хромомарганцеві аустенітні сталі, мартенситно-старіючі сталі.

**Хромонікелеві аустенітні сталі.** Хромонікелеві аустенітні сталі завдяки збереженню високої пластичності й в'язкості аж до температур, близьких до абсолютного нуля, високій корозійній стійкості й добрим технологічним властивостям є основним матеріалом у багатьох галузях кріогенної техніки.

Аустенітний стан сталі в широкому температурному діапазоні стабілізується завдяки введенню в залізохромисту основу достатньої кількості  $Ni$ .

Стабільність аустенітної структури залежить від хімічного складу й зовнішніх умов, температури й деформації. Під впливом низьких температур і деформації у хромонікелевих аустенітних сталях може проходити мартенситне ( $\gamma \rightarrow \alpha$ ) перетворення. Це приводить до збільшення твердості, знижує пластичність і в'язкість сталі.

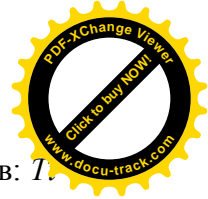
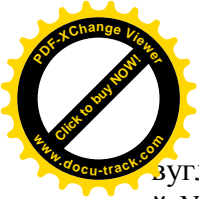
Залежно від вмісту основних легувальних елементів розрізняють два типи хромонікелевих сталей:

1) сталі, в яких відбувається помітне мартенситне перетворення при охолодженні й деформації, містять 18–20 %  $Cr$  і 8–12 %  $Ni$ : 04X18H10, 08X18H10T, 12X18H8, 12X18H9T, 12X18H10T, 12X18H12T;

2) сталі, у яких це перетворення майже повністю пригнічене, містять 18–25 %  $Cr$  і 16–25 %  $Ni$ .

Усі хромонікелеві аустенітні сталі завдяки високому вмісту  $Cr$  мають високу корозійну стійкість. Однак при повторних нагріваннях, наприклад при зварюванні, через утворення карбідів хрому по межах зерен і збідніння меж хромом ці сталі схильні до міжкристалітної корозії (МКК). Схильність до МКК може бути усунута зниженням вмісту





зуглецю й уведенням сильних карбідотвірних елементів:  $Ti$  й  $Nb$ .

Хромонікелеві аустенітні сталі відрізняються високою технологічністю. Вони добре деформуються в гарячому й холодному станах.

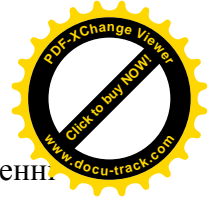
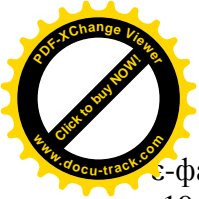
Термообробка аустенітних хромонікелевих сталей полягає в гартуванні у воді від температури 1050–1150 °С. Швидке охолодження не дає виділитися карбідам і фіксує стан пересиченого твердого розчину. Запобігання виділенню карбідів дозволяє зберегти корозійну стійкість і пластичність сталей цього класу.

Хромонікелеві аустенітні сталі зберігають високу в'язкість після значного пластичного деформування. Вони нечутливі до ефектів старіння з часом, і їх ударна в'язкість залишається на високому рівні навіть після багаторічної експлуатації в умовах низьких температур. Ці сталі характеризуються високими значеннями в'язкості руйнування в широкому температурному діапазоні.

До недоліків аустенітних хромонікелевих сталей належать низька міцність (особливо по межі текучості) при кімнатній температурі, а також порівняно висока вартість, обумовлена високим вмістом дорогого й дефіцитного нікелю. Основними галузями їх застосування є виробництво, зберігання й транспортування криогенних рідин, експериментальна фізика, ракетно-космічна техніка.

**Хромонікельмарганцеві й хромомарганцеві аустенітні сталі криогенної техніки.** Висока вартість нікелю привела до створення сталей, у яких  $Ni$  повністю або частково замінений  $Mn$ , що також є стабілізатором аустеніту.

Для забезпечення однофазної аустенітної структури вміст  $Mn$  повинен бути більше 8 %, вміст  $Cr$  при цьому не повинен перевищувати 15 %. Однак унаслідок охолодження сталі такого типу до температури -196 °С (77 °К) відбувається розпад  $\gamma$ -фази з утворенням мартенситних  $\alpha$ - і



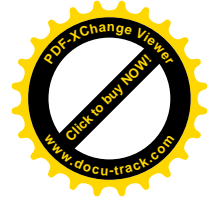
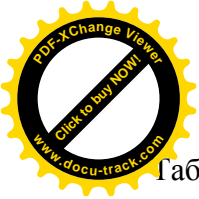
$\varepsilon$ -фаз. Для забезпечення стабільної при охолодженні  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$   $\gamma$ -фази вміст  $Mn$  повинен бути не менше 27 %.

У результаті дослідження роздільного й спільного впливу  $Mn$  і  $Cr$  на механічні властивості при низьких температурах виявлено, що оптимальними є сталі, що містять 12–14 %  $Cr$  і 17–20 %  $Mn$ . Однак сталі на тільки хромомарганцевій основі в циклічно навантажених зварних конструкціях працездатні до температур не нижче  $-140\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $130\text{ }^{\circ}\text{K}$ ).

Більш перспективними є аустенітні сталі, що містять  $Ni$ . Як показують експерименти з оцінки працездатності при утомленому навантаженні, вміст  $Ni$  для промислових сталей має бути не менше 3–4 %.

Зіставлення циклічної міцності при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  зварних з'єднань сталей 10X14Г14Н4Т і 12X18Н10Т показало їх фактичну ідентичність. Сталь 10X14Г14Н4Т, маючи високу в'язкість, що виключає крихке руйнування при складних умовах навантаження, має, як і сталь 12X18Н10Т, відносно невисоку межу текучості при  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $\sigma_{0,2} \geq 250\text{ МПа}$ ), що слабо збільшується при переході до температур  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Одним зі шляхів підвищення міцності аустенітних сталей для криогенної техніки є легування азотом, що утворює, як і вуглець, тверді розчини проникнення. Крім того, азот зміцнює аустенітні сталі за рахунок впливу на їх дислокаційну структуру, утворює зони з упорядкованою структурою поряд із неупорядкованою матрицею. Будучи стабілізатором аустеніту, азот сприяє одночасному зростанню міцності сталі й особливо опору пластичній деформації. До недоліків азоту як легувального елемента потрібно віднести його підвищену схильність до ліквідації при кристалізації зливка, а також погіршення зварюваності сталі. В табл. 3.4 подані деякі марки аустенітних сталей криогенної техніки і їх термічна обробка.



Таблиця 3.4 – Аустенітні сталі криогенної техніки, призначення і їх термічна обробка

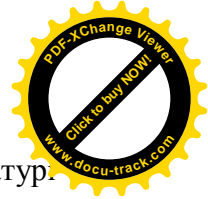
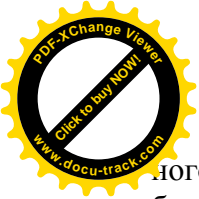
Сталь	Термічна обробка	Призначення
03X13AG19 (ЧС 36)	Нагрівання до 980 °С, охолодження у воді	Застосовується для елементів зварних конструкцій: обичайок, днищ, патрубків, фланців і т. п., що працюють при температурах до 400 °С. Мінімальна температура експлуатації для конструкцій статично навантажених -196 °С (77 °К), динамічно -135 °С (142 °К)
10X14Г14Н4Т (ЭИ 711)	Гартування від 1050 °С у воді або на повітрі	Застосовується для виготовлення зварних елементів посудин та апаратів і трубопроводів, що працюють при температурах -203...+497 °С (70–770°К)
07X13Н4AG20 (ЧС 52)	Нагрівання до 990 °С, охолодження у воді або на повітрі при інтенсивному обдуванні	Застосовується для виготовлення листових зварних елементів посудин і апаратів. Рекомендований температурний інтервал застосування 70–670 °К

### **Мартенситно-старіючі сталі для криогенної техніки.**

Мартенситно-старіючі сталі – це особливий клас матеріалів, що працюють при низьких температурах. Їх велике поширення обумовлене вдалим поєднанням високих міцнісних і пластичних властивостей, доброї тепло- і холодо-стійкості, достатнім опором крихкому руйнуванню, розмірній стабільності при термічній обробці.

Мартенситно-старіючі сталі характеризуються високими значеннями в'язкості руйнування  $K_{IC}$  при одночасно високих значеннях межі текучості.

Їх основа – безвуглецеві сплави заліза з високим вмістом  $Ni$  (до 20 %), додатково леговані  $Co$ ,  $Mo$ ,  $Ti$ ,  $Al$ ,  $Cr$  та іншими елементами. Особливістю цієї групи сталей є одержання при гартуванні практично безвуглецевого легова-

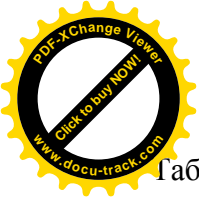


ного мартенситу і його подальше старіння при температурі близько 500 °С, що супроводжується виділенням інтерметалідних фаз. Це забезпечує поєднання високих міцнісних властивостей з достатньою пластичністю й в'язкістю. Небезпека крихкого руйнування при низьких температурах на відміну від інших високоміцних сталей зменшується завдяки наявності нікелю й низькому вмісту вуглецю (не більше 0,03–0,04 %).

Мартенситно-старіючі сталі загартовують від 800–860 °С на повітрі. При нагріванні легувальні елементи переходять у  $\gamma$ -розчин і при охолодженні не виділяються. Гартування фіксує пересичений залізонікелевий безвуглецевий мартенсит із високою рухливістю дислокацій (рис. 3.1). Тому залізонікелевий мартенсит при міцності  $\sigma_b \approx 1000$  МПа має високу пластичність ( $\delta = 18$ –20 %,  $\psi = 75$ –85 %) і малу здатність до зміцнення при холодній деформації. Після гартування ці сталі можна деформувати з великими ступенями обтиснення.

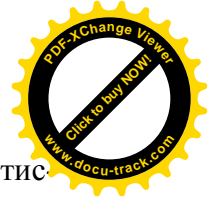
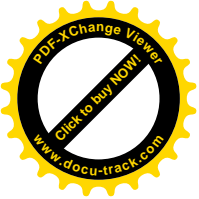


Рисунок 3.1 – Зеренна структура сталі ЕИ-832 після термічної обробки (гартування – нагрів до 900 °С, витримка 1 год, охолодження у воді, старіння 520 °С – 3 год);  $\times 600$



Таблиця 3.5 – Мартенситно-старіючі сталі для криогенної техніки, призначення і їх термічна обробка

Сталь	Термічна обробка	Призначення
03X9K14H6M3Д (ЭП 921)	Перше гартування від 860 °С у воді, друге гартування від 730 °С у воді, старіння при 540 °С, 3 год, охол. у воді	Застосовується для виготовлення високонавантажених деталей, у тому числі деталей ущільнювальних вузлів арматури: сідел, клапанів та ін., а також елементів турбодетандерів: валиків, підп'ятників і т. п., де потрібне поєднання високої твердості й ерозійної стійкості. Рекомендована робоча температура 77–670 °К
03X14K14H4M3Т (ЭП 767)	Гартування від 1050 °С, обробка холодом і старіння при 520 °С, 6 год	Широко використовується в ракетно-космічній техніці для виготовлення тонколистових зварних конструкцій складної конфігурації й деталей арматури, що працюють при температурі до 77 °К (золотники, втулки, штоки, опори, стакани, клапани, тарілки й ін.)
05X12H7K6M4Б	Гартування від 1000 °С, обробка холодом -70 °С, старіння при 520 °С, 5 год	Призначена для виготовлення зварних конструкцій складної конфігурації, шаробалонів та інших відповідальних деталей авіакосмічної техніки, що працюють при температурі рідкого водню до -253 °С
04X11H9M2Д2ТЮ (ЭП832)	Гартування від 900 °С, вода; старіння 520 °С, 3 год	Корпуси ракетних двигунів, дул артилерійської і стрілецької зброї, катапульт літаків, деталей криогенних посудин й ін.



У загартованому стані сталь добре обробляється тиском, різанням і добре зварюється.

Мартенситно-старіючі сталі одержують основне зміцнення при старінні, тобто відпускання при 450–500 °С. Зміцнення при старінні пов'язане з виділенням із мартенситу дисперсних частинок інтерметалідів типу  $NiTi$ ,  $Fe_2Mo$ ,  $Ni_3(Ti, Al)$ . Якщо інтерметалідні фази перебувають у стадії передвиділення, коли вони ще когерентно зв'язані із твердим розчином і мають дуже малі розміри, то в цьому разі досягається найбільше зміцнення.

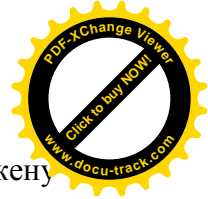
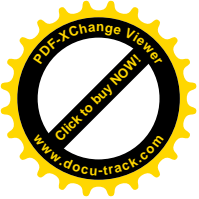
Основні марки мартенситно-старіючих сталей, що застосовуються при низьких температурах, їх призначення й термічна обробка подані в табл. 3.5.

### 3.5. Сплави, що працюють при температурах нижче -196 °С (77 °К)

Для виготовлення вузлів криогенних установок, розміри яких не повинні змінюватися при зміні температури, застосовують сплави типу інвар (Н36). Жорстко закріплені трубопроводи складної форми мають малу величину коефіцієнта лінійного розширення ( $\alpha$ ), що дозволяє знизити межу міцності й запобігти руйнуванню труб при робочих температурах до 20 °К.

**Інвар** – це феромагнітні сплави, що не зміцнюються термічною обробкою й мало зміцнюються пластичною деформацією.

Інвар має низьку теплопровідність. Міцнісні властивості інвару невеликі:  $\sigma_B \approx 420$  МПа,  $\sigma_T \approx 240$  МПа. При охолодженні до 20 °К,  $\sigma_{0,2}$  збільшується втричі,  $\sigma_B$  збільшується вдвічі. Модуль пружності при 293 °К дорівнює  $E=1,45 \cdot 10^4$  МПа. Ударна в'язкість зменшується зі зниженням температури, проте залишається досить високою до температури 4 °К. Додаткове легування інвару  $Nb$ ,  $Ta$ ,  $Ti$ ,  $Mo$  підвищує коефіцієнт лінійного розширення.



Порівняно з аустенітною сталлю інвар має знижену корозійну стійкість, але швидкість корозії в 5–6 разів менша, ніж у вуглецевих сталей.

Термічна обробка інвару полягає в гартуванні від 840 °С з охолодженням у воді, відпускання при 315 °С, старінні при 100 °С (50–100 годин).

Зварюються сплави задовільно.

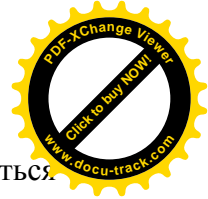
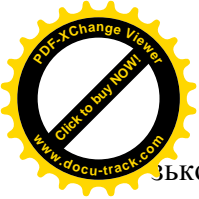
### **3.6. Холодостійкі сплави на основі кольорових металів**

**Алюміній і його сплави.** З алюмінієвих сплавів виготовляють найрізноманітніші деталі холодильної й криогенної техніки. Їх застосовують для виготовлення сховищ і ємностей для транспортування рідких газів: кисню, азоту, водню й гелію, не говорячи вже про установки зрідження та зберігання природного газу. Алюмінієві сплави використовують як матеріали для ректифікаційних колон і трубних систем.

Алюмінієві сплави знаходять широке застосування для криогенного устаткування, що використовується в космосі. З них виготовляють баки для рідкого кисню й водню, балони для стисненого гелію.

За масштабами виробництва й споживання алюмінієві сплави міцно посідають друге місце після сплавів на основі заліза.

Алюмінієві сплави мають низьку густину ( $\approx 2,7 \text{ г/см}^3$ ), мають корозійну стійкість і досить високі механічні властивості. Здатність цих сплавів зберігати міцність, пластичність і в'язкість при криогенних температурах послужила основою для їх широкого використання під час виготовлення низькотемпературного устаткування. У криогенній техніці відносно споживання алюмінієвих сплавів, головним чином у вигляді гарячекатаного листа, становить бли-



зько 30 % від споживання металу, що використовується при температурах нижче  $-150\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $123\text{ }^{\circ}\text{K}$ ).

Алюміній має високу тепло- та електропровідність. Завдяки високій теплопровідності алюмінієві сплави застосовують для виготовлення різних теплообмінників. При зниженні температури теплоємність і теплопровідність алюмінію зменшуються, причому нижче  $-100\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $173\text{ }^{\circ}\text{K}$ ) вони падають більш різко. Теплопровідність алюмінієвих сплавів істотно залежить від ступеня їх легування.

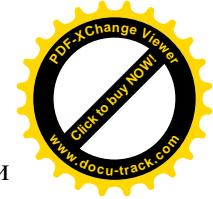
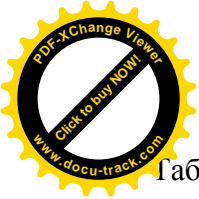
Алюмінієві сплави не мають порога холодноламкості: в'язкість при ударному згині в них рівномірно знижується зі спадом температури. При низьких температурах алюмінієві сплави мають в'язкий злам при відносно малій ударній в'язкості.

Для виготовлення деталей кріогенної техніки застосовують сплави алюмінію, що термічно не зміцнюються (технічний алюміній АД1; сплави системи  $Al-Mn$  – АМц, АМцС; сплави системи  $Al-Mg$  – магналії АМг2, АМг3, Мг6), сплави, що термічно зміцнюються (системи  $Al-Mg-Si$  – АД31, АД33, АД35, АВ; кувальні сплави системи  $Al-Cu-Mg-Si$  – АК6, АК6ч, АК8; сплави типу дюралюмініїв Д1, Д1ч, Д16, Д16ч) та алюмінієві ливарні сплави (системи  $Al-Si$  – АЛ2; системи  $Al-Si-Mg$  – АЛ9). Деякі марки алюмінієвих сплавів, що застосовуються для виготовлення кріогенної техніки, подані в табл. 3.6. Структури сплаву Д16 після термічної обробки наведена на рис. 3.2.

У кріогенній техніці використовують сплави алюмінію, що термічно зміцнюються. Вони леговані  $Cu$ ,  $Mg$ ,  $Mn$  та іншими елементами. Це дозволяє після термообробки одержати  $\sigma_T > 400\text{ МПа}$  й  $\sigma_B > 500\text{ МПа}$  при  $\delta = 10\%$ .

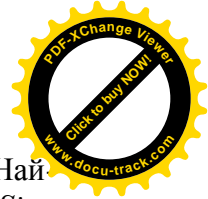
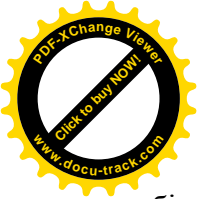
Поряд із деформованими в кріогенній техніці застосовують ливарні алюмінієві сплави, головним чином для виготовлення складних за конфігурацією деталей типу корпусів арматури.





Таблиця 3.6 – Сплави на основі алюмінію для криогенної техніки, призначення та способи їх зміцнення

Сплав	Термічна обробка	Призначення
АМц (1400), АМцС (1401) (сплави системи $Al-Mn$ )	Сплави термічно не зміцнюються. Зміцнюються нагартуванням; нагартований метал піддається відпалу при 350–410 °С, охолодж. – повітря	Застосовують як матеріал для малонавантажених елементів трубопроводів, обичайок, днищ та ін. Є основним матеріалом для пластинчато-ребристих теплообмінників. Для зварних виробів застосовують сплав АМцС. Рекомендовані температури -253...+200°С
АМг2, АМг3 (сплави системи $Al-Mg$ )	Після гарячої деформації проводять відпал: нагрівання до температури 310–340 °С, витримка, охолодж. на повітрі	У слабонавантажених зварних конструкціях, здатних працювати тривалий час в агресивній корозійній атмосфері. Рекомендована робоча температура сплаву АМг2: -269...+150 °С (4–423 °К)
АВ (авіаль) (сплав системи $Al-Mg-Si$ )	Гартування від (520 ± 5) °С, старіння (150 ± 5) °С, 6 год або природне старіння	Високоміцний сплав ( $\sigma_b \geq 300$ МПа) застосовується для силових деталей літаків і гелікоптерів; для виготовлення навантажених деталей криогенної техніки, що одержуються деформацією: корпусів і робочих коліс турбодетандерів, клапанів і т. п., що працюють в інтервалі температур -269...+150°С (4–425 °К)
АК6 (сплав системи $Al-Cu-Mg-Si$ )	Гартування від 505–525 °С, старіння 160 °С, 12 год	Для виготовлення штампованих і кованих навантажених деталей складної форми. Рекомендована робоча температура -253...+150°С
Д16 (сплав системи $Al-Cu-Mg$ )	Гартування від 492–500 °С, старіння 185–195 °С, 11–13 год	Застосовуються для виготовлення навантажених деталей, що не зварюються: кріплення, фланців і т. п. Температури експлуатації -253...+230 °С



Розроблено велику кількість ливарних сплавів. Найбільше поширення одержали сплави, леговані 6–13 %  $Si$ , – силуміни, що мають високі ливарні властивості. Легування  $Mg$ ,  $Ti$ ,  $Be$  дозволяє збільшити тимчасовий опір від 140 до 390 МПа.

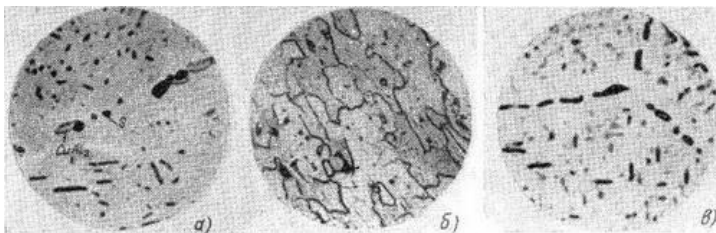
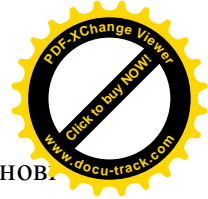
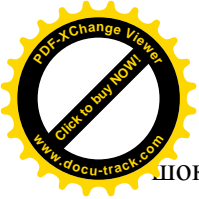


Рисунок 3.2 – Мікроструктура дюралюмінію Д16: а – після відпалу;  $\times 1000$ ; на фоні твердого розчину помітні частинки зміцнювальних фаз  $CuAl_2$  (сірі) і S-фази темні; б – загартованого і природно зістареного;  $\times 200$ ; крім  $\alpha$ -твердого розчину, бачимо темні включення марганцевистої і залізовмісної фаз (за даними М. В. Мальцева); в – загартованого і штучно зістареного;  $\times 1000$ ; по межах і всередині зерен  $\alpha$ -твердого розчину помітні сірі включення  $CuAl_2$  і темні фази S

**Титан і його сплави.** Титанові сплави належать до найбільш перспективних матеріалів для техніки низьких температур. Титанові сплави певних марок мають задовільну пластичність і в'язкість аж до 4 °К. Завдяки низькій густині в поєднанні з високою міцністю й достатньою пластичністю застосування титанових сплавів при низьких температурах дозволяє зменшити масу конструкцій порівняно з корозійностійкими  $Cr-Ni$ -сталлями на 20–25 % та алюмінієвими сплавами – на 40–45 %. Тому титанові сплави все частіше застосовують для виготовлення деталей і вузлів, що працюють при криогенних температурах у літальних апаратах, літаках, ракетах, космічних кораблях.

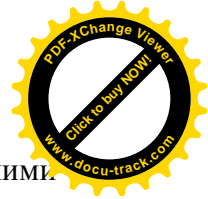
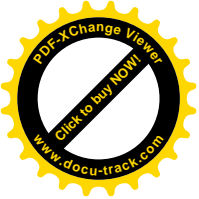
До групи спеціальних сплавів відносять титанові сплави для криогенних температур. При низькому вмісті домі-



шок, насамперед кисню, титан і титанові сплави на основі  $\alpha$ -структури можна застосовувати навіть при температурах рідкого водню, не побоюючись окрихчування. Особливістю кріогенних сплавів є порівняно невисока міцність при кімнатній температурі. При низьких температурах міцність цих сплавів значно зростає, але в деяких випадках, наприклад для космічної техніки, потрібне збереження міцності й при підвищених температурах. Низька пружність пари і практично відсутність холодноламкості поряд із високою питомою міцністю дозволяють застосовувати титан в умовах глибокого вакууму й низьких температур. Призначення й термічна обробка деяких марок титанових сплавів подані в табл. 3.7.

Таблиця 3.7 – Сплави на основі титану, що використовуються в кріогенній техніці

Сплав	Термічна обробка	Призначення
BT1-0 ( $\alpha$ -сплав)	Зміцнюється нагартуванням	Для виготовлення незварних і зварних елементів конструкцій: обичайок, фланців і т. п., що працюють при температурах -269...+250 °C (4–523 °K)
BT5-1 ( $\alpha$ -сплав)	Зміцнюється нагартуванням	Застосовують для виготовлення деталей, у тому числі зварних, робоча температура яких становить -253...+500°C (20–773 °K)
BT6C ( $\alpha$ + $\beta$ -сплав)	Гартування від 880–930 °C, охол. вода, старіння при 450–500 °C, 2–4 год, у захисній атмосфері	Для виготовлення важконавантажених деталей, що працюють при -196...+550°C (77–823 °K)
BT3-1 ( $\alpha$ + $\beta$ -сплав)	Гартування від 840–900 °C, витримка 1–4 год, охол. у захисній атмосфері при кімнатній температурі, старіння 500–620 °C, 1–6 год, вода	Застосовується для виготовлення кованих і штампованих деталей, що працюють при температурах -196...+500 °C (77–773 °K)



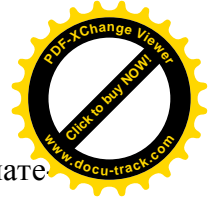
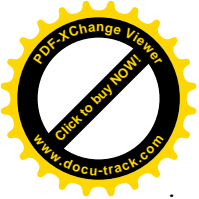
Титанові сплави є перспективними конструкційними матеріалами для роторів кріотурбогенераторів. Вони немагнітні, мають високу міцність і добру пластичність у діапазоні температур 4,2–300 °К, мають низький модуль пружності, низькі коефіцієнти теплового розширення й теплопровідності.

Показано, що для всіх досліджених сплавів зі зміною температури від 300 до 4,2 °К міцнісні властивості підвищуються, а пластичні, як правило, змінюються незначно.

Під час дослідження малоциклової втоми титанових сплавів для кріогенної техніки встановлено, що зі зниженням температури від 300 до 4,2 °К статична й циклічна міцність сплавів значно зростає. Зниження температури в зазначеному інтервалі сповільнює процеси циклічної повзучості, що проходять у сплавах при пульсуючому навантаженні, й викликає підвищення їх опірності квазістатичному руйнуванню.

Дослідження повзучості при низьких температурах показало, що накопичення деформації повзучості не відбувається при напруженнях нижче межі текучості матеріалу при даній температурі.

Найважливішими перевагами титанових сплавів над іншими конструкційними матеріалами є їх висока питома міцність у поєднанні з високою корозійною стійкістю. Крім того, титан і його сплави добре зварюються, парамагнітні й характеризуються деякими іншими властивостями, що мають важливе значення в ряді галузей техніки: літако-, гелікоптеро-, ракетобудуванні, космічній техніці; хімії, нафтохімії, металургії, озброєнні; парових турбінах; теплообмінній та опріснювальній техніці; системах очищення; устаткуванні нафто- і газодобувних платформ, газотермальній техніці; суднобудуванні, електронній та акустичній техніці; автомобілебудуванні й інших галузях.



**Мідь і її сплави.** Мідь і її сплави є традиційними матеріалами, що використовуються в техніці низьких температур. Застосування міді та її сплавів обумовлене високими характеристиками механічних властивостей при низьких температурах, високою корозійною стійкістю й теплопровідністю. Мідь не має порога холодноламкості й нижня температурна межа її використання близька до абсолютного нуля.

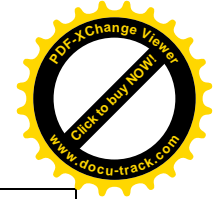
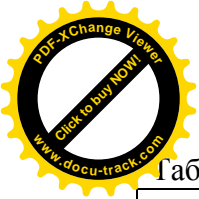
Застосовують чисту мідь (М1, М2, М3, М3р), сплави на основі міді як деформовані, так і ливарні, латуні й бронзи.

При зниженні температури від 293 до 20 °К міцність і твердість мідних сплавів підвищуються майже вдвічі; пластичність зберігається на тому самому рівні; ударна в'язкість навіть збільшується, зберігаючи при 20 °К настільки високі значення, що надрізані зразки не розбиваються копром.

Серед латуней, що застосовуються у кріогенних установках, найбільше поширення одержали деформовані марки Л90 (томпак), Л80, Л63, ЛС59-1, ЛЖМц 59-1-1, ЛАЖ 60-1-1, а також ливарні ЛЦ16К4, ЛЦ40Мц3Ж, ЛЦ23А6Ж3Мц2 та ін. Призначення й спосіб зміцнення деяких латуней подані в табл. 3.8.

Серед бронз найбільше застосування в кріогенній техніці знайшли безолов'яні – алюмінієві й берилієві бронзи.

Серед мідних сплавів найбільшу міцність мають мідноберилієві сплави, тимчасовий опір яких у термообробленому стані може перевищувати 1000 МПа, а межа текучості 1400 МПа (рис. 3.3). Тому бронза БрБ2, що поєднує високу міцність із високою релаксаційною стійкістю, знайшла широке застосування для виготовлення пружних елементів кріогенної арматури. Структура берилієвої бронзи після термічної обробки наведена на рис. 3.4.



Таблиця 3.8 – Сплави на основі міді, що застосовуються в криогенній техніці

Сплав	Спосіб зміцнення	Призначення
М1, М2, М3	Зміцнюється нагартуванням	Застосовується для виготовлення елементів криогенних установок: днищ, обичайок, трубчастих теплообмінників і т. п., що працюють в інтервалі температур 0–523 °К
ЛЦ16К4	Після лиття гомогенізація при (755±5) °С, 1–1,5 год	Для виготовлення литих деталей: корпусів арматури й детандерів, різних фланцевих з'єднань, шестерень та ін., що працюють при температурах 20–525 °К
Л63	Зміцнюється нагартуванням	Для виготовлення зварних і паяних деталей криогенних апаратів: обичайок, днищ, фланців і ін., що працюють при температурах до 20 °К
ЛЖМц59-1-1	Зміцнюється нагартуванням	Для виготовлення різних деталей: фланців, трубних решіток, кріплення й ін., що працюють під навантаженням при температурах -253...+250°С (20–523 °К)
БрАЖМцЮ-3-1,5	Зміцнюється нагартуванням	Для виготовлення статично й циклічно навантажених деталей, у тому числі вузлів, де потрібний малий коефіцієнт тертя: шестерень, елементів підшипників напрямних втулок, фасонного лиття, деталей арматури, що працюють при температурах 77–425 °К
БрБ2	Гартування від 760–780 °С, охолодж. у воді, холодна деформація, облагороджування (нагрівання до (320±±10) °С, 2–3,5 год, охолодж. на повітрі)	Має високі межі пружності, міцності, релаксаційну стійкість, витривалість, зносостійкість, хімічну стійкість, опір повзучості; зберігає пластичність і в'язкість у всьому діапазоні низьких температур. Сплав застосовується для виготовлення пружин і пружних елементів, що працюють при температурах 4–525 °К

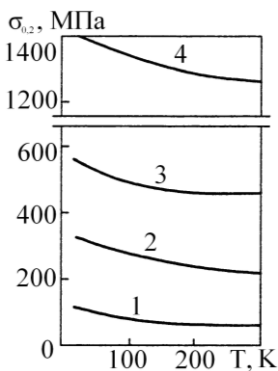


Рисунок 3.3 – Межа текучості міді та її сплавів при низьких температурах:

- 1 – мідь;
- 2 – латунь ЛС59-1;
- 3 – бронза БрАЖН 10-4-4;
- 4 – бронза БрБ2 (тверда)

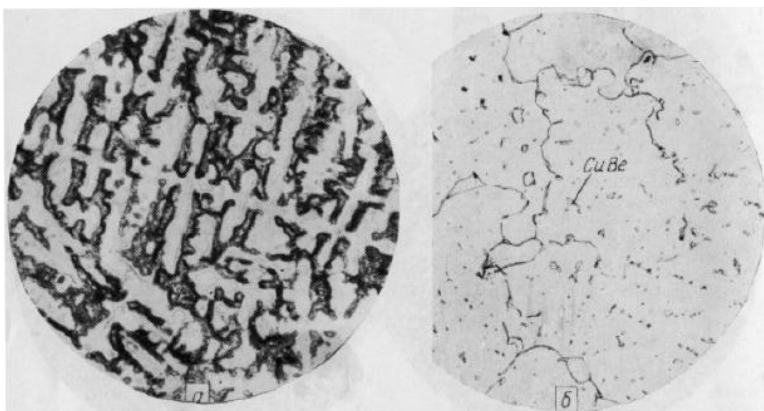
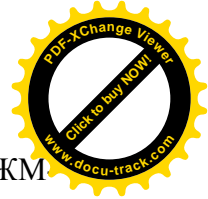
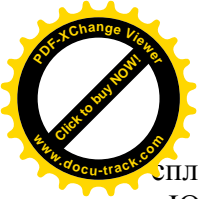


Рисунок 3.4 – Мікроструктура берилієвої бронзи Бр.Б2,5:  
а – литої; у міжсосьових просторах дендритів  $\alpha$  – твердого розчину помітні включення евтектоїда [ $\alpha + \gamma(\text{CuBe})$ ],  $\times 150$ ; б – литої бронзи, загартованої з  $800\text{ }^\circ\text{C}$  і відпущеної при  $350\text{ }^\circ\text{C}$  протягом 2 год. По межах і всередині зерен  $\alpha$ -фази є включення фази  $\text{CuBe}$ ,  $\times 250$

Таким чином, основними групами холодостійких матеріалів є низьковуглецеві сталі з ОЦК- і ГЦК-структурою, алюміній і його сплави (АД1, АМц, АМг5, Д16 та ін.), титан і його сплави (ВТ1-0, ВТ5-1, ВТ3-1 та ін.), мідь і її

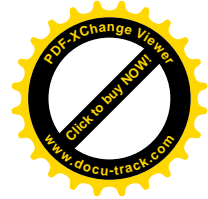
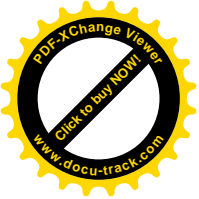


сплави (М1, латуні Л63, ЛЖМЦ59-1-1, бронзи БрАЖМЦЮ-3-1,5, БрБ2), а також деякі неметалічні матеріали.

## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Які вимоги ставляться до матеріалів, що працюють при низьких температурах?
2. Від яких факторів залежать механічні властивості і придатність матеріалу, що застосовується при низьких температурах?
3. Які основні групи матеріалів виділяють за холодостійкістю?
4. Основні напрямки зниження порога холодноламкості сталей північного виконання?
5. Який основний легувальний елемент сприяє зниженню порога холодноламкості сталей?
6. Що таке  $T_{50}$  та  $T_{90}$ ? Від яких факторів залежить їх значення?
7. Які групи хромонікелевих сталей виділяють? Особливості легування і термічної обробки.
8. Які існують недоліки та переваги хромонікельмарганцевих і хромомарганцевих сталей?
9. Які існують недоліки та переваги мартенситно-старіючих сталей? Призначення, особливості легування і термічної обробки.
10. Які сплави використовують для роботи при температурах нижче  $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ?
11. Які основні групи алюмінієвих сплавів використовують у криогенній техніці?
12. Які основні групи титанових сплавів використовують у криогенній техніці?
13. Які основні групи мідних сплавів використовують у криогенній техніці?





## РОЗДІЛ 4

### СТАЛІ ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ФІЗИЧНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

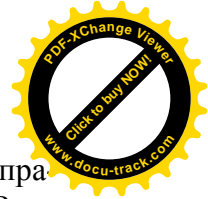
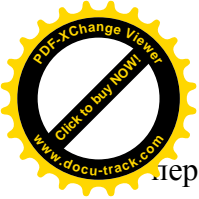
#### 4.1. Матеріали з особливими тепловими властивостями

Різноманітні властивості металевих сплавів необхідні в приладобудуванні. Матеріали повинні задовольняти різні вимоги, що ставляться до них. Наприклад, сплави з низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення (ТКЛР), що дорівнює ТКЛР скла або навіть нулю, або з досить великим значенням.

Переважає більшість конструкцій електровакуумних, газорозрядних і напівпровідникових приладів має спаї металу з неорганічним діелектриком (наприклад, склом, керамікою, слюдою), до яких ставляться високі вимоги стосовно вакуумної щільності. Багато ізоляторів і напівпровідників мають ТКЛР нижче, ніж ТКЛР звичайних металів і сплавів. Щоб одержати герметичні спаї скла, кераміки або напівпровідників зі сплавами, необхідно мати відповідність ТКЛР для з'єднувальної пари у технологічному й експлуатаційному інтервалах температур. Припустимі розходження в значеннях ТКЛР матеріалів, що з'єднуються, повинні бути не більше  $6 \cdot 10^{-7}$  град<sup>-1</sup>; вони залежать від конструкції спаю, властивостей окисної плівки, якості спаю, пластичності матеріалу.

У разі великого розходження теплового розширення сплаву й неорганічного діелектрика виниклі напруження призводять до утворення тріщин у спаях і до втрати герметичності в процесі роботи вузла приладу.

**Розширення** – це збільшення міжатомної відстані в ґратках при нагріванні. Розширення металу при зміні температури носить криволінійний характер (рис. 4.1), коефіцієнт лінійного розширення  $\alpha$  зростає зі збільшенням тем-



температури:  $\alpha_1 < \alpha_2$ , якщо  $T_1 < T_2$ . Із цього загального правила випадає дві аномальні системи –  $Fe-Ni$  й  $Fe-Pt$ , у сплавів  $Fe-Ni$   $\alpha$  змінюється за складною залежністю (рис. 4.2).

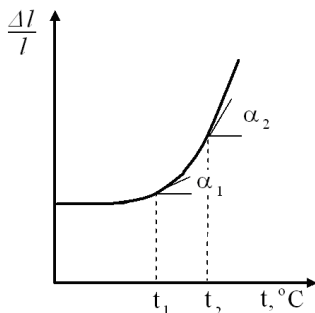


Рисунок 4.1 – Залежність коефіцієнта лінійного розширення від температури:  $l$  – початкова довжина зразка;  $\Delta l$  – приріст довжини зразка

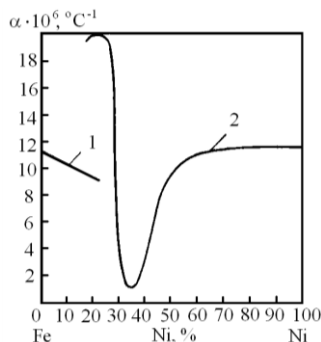


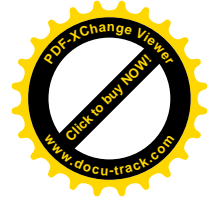
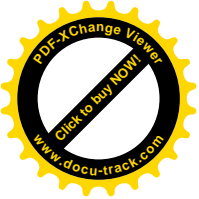
Рисунок 4.2 – Залежність температурного коефіцієнта лінійного розширення від вмісту нікелю в залізо-нікелевих сплавах: 1 –  $\alpha$ -фаза; 2 –  $\gamma$ -фаза

#### 4.1.1. Сплави із заданим коефіцієнтом лінійного розширення

Сплави із заданим коефіцієнтом лінійного розширення поділяють на дві групи: **феромагнітні** й **немагнітні**. Феромагнітні сплави (системи  $Fe-Ni$ ) мають аномальну зміну коефіцієнта лінійного розширення. Це пов'язане з температурними змінами й перебігом магнітних перетворень – зміни розмірів феромагнетика при його намагнічуванні (магнітострикція). Ці зміни діють у протилежних напрямках, що приводить до одержання мінімального значення коефіцієнта в певному інтервалі температур.

**Феромагнітні сплави поділяють на три групи:**

- із мінімальним коефіцієнтом:  $\alpha < 3,5 \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ;
- із низьким:  $\alpha = (4-6) \cdot 10^{-6}$  град $^{-1}$ ;



- із середнім:  $\alpha = (7-12) \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ .

**Немагнітні сплави поділяють на групи:**

- із низьким коефіцієнтом  $\alpha$ ;
- із середнім коефіцієнтом  $\alpha$ ;
- із високим коефіцієнтом:  $\alpha > 12 \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$ .

Класифікація й деякі марки основних груп сплавів із заданим температурним коефіцієнтом лінійного розширення подані в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Класифікація сплавів із заданими температурними коефіцієнтами лінійного розширення

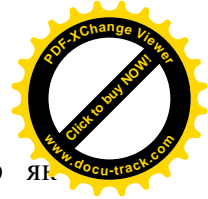
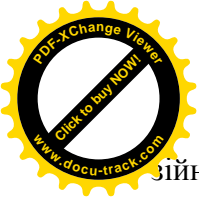
Група сплавів	Підгрупа сплавів з $\alpha \cdot 10^{-6} \text{ град}^{-1}$			
	мінімальним	низьким	середнім	високим
Феромагнітні сплави	36Н, 36Н-ВИ, 32НК-ВИ, 32НКД, 36НХ, 36НГТ, 36НГ6, 39Н, 35НКТ, 36НД, 30НПд	29НК, 30НКД, 34НК, 42Н, 38НК	38НКД, 33НК, 46Н, 48НХ, 58Н, 47НХР, 47НД, 18ХТФ, 47НЗХ,	–
Немагнітні сплави	–	93ЦТ	75НМ, 80НМВ, 80НМХ3, 70НВД	56ДГНХ, 73ГНПд

Сплави з малим температурним коефіцієнтом лінійного розширення називають *інварними* (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Властивості сплавів інварного типу (ГОСТ 10994-74)

Сплав	Масова частка елементів, %			$\alpha \cdot 10^{-6}, 1/^\circ\text{C}$	Температурний інтервал виміру, $^\circ\text{C}$
	Ni	Co	Cu		
36Н (інвар)	35–37	–	–	1,5	-60...+100
32НКД (суперінвар)	31,5–33	3,2–4,2	0,6–0,8	1	-60...+100
29НК (ковар)	28,5–29,5	17–18	–	4,5–6,5	-70...+420
33НК	32,5–33,5	16,5–17,5	–	6–9	-70...+470
47НД (платиніт)	46–48	–	4,5–5,5	9–11	-70...+440

Сплав 36Н, що називається *інваром* (незмінний), – основний представник сплавів із мінімальним коефіцієнтом  $\alpha$ . Низьке значення коефіцієнта  $\alpha$  в області температур 20–25  $^\circ\text{C}$ , а також добрі механічні, технологічні й антикоро-



зійні властивості дозволили використовувати інвар як конструкційний матеріал для деталей приладів, від яких потрібна сталість розмірів при зміні температури в умовах експлуатації. Основні властивості інвару такі:  $\sigma_B = 600$  МПа,  $\sigma_T = 250$  МПа,  $\delta = 30$  %,  $KCU = 3$  МДж/м<sup>2</sup>.

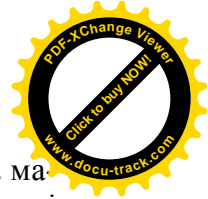
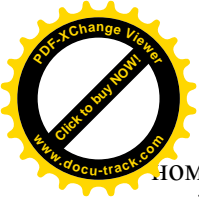
Значення коефіцієнта  $\alpha$  значною мірою залежать від вмісту домішок (особливо вуглецю) і технології термічної обробки сплаву.

Вплив легувальних елементів, що розчинені у твердому розчині, на коефіцієнт лінійного розширення заліза при температурі від 0 до 400 °С залежить від їх концентрації. Так,  $Co$  і  $Cu$  розширюють інтервал стабільності коефіцієнта лінійного розширення,  $Cr$  – його звужує. У процесі експлуатації, виділяючись, вуглець викликає «повзучість» значення коефіцієнта  $\alpha$ . Це пов'язане зі зміною параметра кристалічної ґратки і магніострикції парапроцесу, тому вміст вуглецю в сплаві повинен бути мінімальним (не більше 0,05 %). За наявності деяких елементів вміст  $Ni$  у твердому розчині змінюється. За наявності  $Cr$  і  $Mn$  вміст  $Ni$  збільшується, а за наявності  $C$  і  $Cu$  – зменшується.  $Co$  і  $Ve$  поліпшують механічні властивості інвару.

Мінімальне значення коефіцієнта  $\alpha$  в інварі досягається після гартування від 830 °С, у процесі якого всі домішки переходять у твердий розчин. Відпускання при 315 °С протягом 1 год призводить до виділення дрібнодисперсних надлишкових фаз; подальше старіння при 95 °С протягом 48 год знімає всі залишкові внутрішні напруження, що виникають у процесі технологічної обробки деталей, і стабілізує значення коефіцієнта  $\alpha$ .

Заміна частини  $Ni$  рівною кількістю  $Co$  і легування малими домішками  $Cu$  дозволяє додатково знизити ТКЛР інвару. Такий сплав називають *суперінваром* (табл. 4.2).

Особливу групу становлять сплави для паяння й зварювання зі склом. Склади цих сплавів підібрані таким чи-

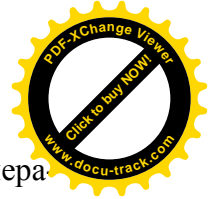
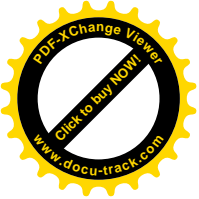


ном, щоб коефіцієнт  $\alpha$  сплаву відповідав коефіцієнту  $\alpha$  матеріалу, з яким відбувається з'єднання, у всьому інтервалі температур, аж до розм'якшення скла. Наприклад: для сплаву  $Fe+40\% Ni$   $\alpha = \alpha_{\text{фарфору}}$ ; для  $Cu+48-50\% Ni$   $\alpha = \alpha_{Pt}$ ; для  $Cu+56\% Ni$   $\alpha = \alpha_{Fe}$  (він корозійностійкий і може застосовуватися для вимірювальних інструментів).

До сплавів у деяких випадках ставиться вимога щодо пластичності й гарної оброблюваності тиском. Основний представник цієї групи сплав 29НК (його називають *коваром*), що має такий самий коефіцієнт  $\alpha$ , як і термостійке скло,  $W$  і  $Mo$ . У цьому сплаві частина  $Ni$  замінена  $Co$ , що підвищує температуру точки Кюрі й розширює область його застосування до температури 420 °С. Сплав пластичний і добре обробляється тиском, тому він замінив менш пластичні й нежаростійкі  $W$  і  $Mo$  в електровакуумному виробництві.

Сплав 47НД належить до групи сплавів, що мають такий самий коефіцієнт  $\alpha$ , як  $Pt$  і нетермостійкі «м'які» стекла. Цей сплав називають *платинітом* і використовують для зварювання й паяння з такими стеклами в електровакуумній промисловості. Внаслідок високого вмісту  $Ni$  сплав має високу температуру точки Кюрі. Термообробка платиніту полягає в гартуванні від 1100–1150 °С із охолодженням у воді для одержання аустенітної структури (мінімальна твердість, висока пластичність) і холодної деформації.

Феромагнітні сплави з мінімальним ТКЛР застосовують у точному приладобудуванні для різних деталей вимірювальних приладів, у метрології, у геодезії, як складові термобіметалів, для базисних пристроїв газових лазерів, трубопроводів для криогенних рідин і т. п. Вибір сплаву проводиться з урахуванням його ТКЛР, механічних властивостей, стійкості до фазових перетворень в інтервалі робочих температур і навантажень.



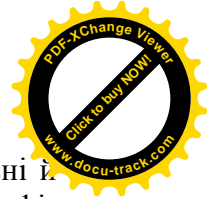
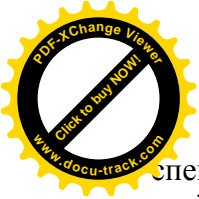
Феромагнітні сплави з низькими й середніми температурними коефіцієнтами лінійного розширення застосовують у численних електровакуумних приладах (приймально-підсилювальні лампи, магнетрони, клістроли, телевізійні трубки, корпуси напівпровідникових приладів). Вибір сплавів проводиться з урахуванням характеристик теплового розширення неорганічних діелектриків або інших матеріалів, спаї з якими потрібно одержати, а також із урахуванням вимог до фізичних і механічних властивостей сплавів.

До *немагнітних сплавів із високим ТКЛР* відносять сплав 56ДГНХ. Він характеризується в термічно обробленому стані високими міцнісними властивостями; призначений для виготовлення деталей, теплове розширення яких має бути погоджене з розширенням ряду металів із високим  $\alpha$ .

Режим термічної обробки сплаву 56ДГНХ складається з операцій: 1) нагрівання до  $750 \pm 10$  °С, витримка 30 хв, охолодження на повітрі; 2) завантаження в холодну піч, нагрівання до температур  $425 \pm 10$  °С, витримка 2 год, охолодження на повітрі. При другій операції відбувається зміцнення сплаву. Сплав відрізняється достатньою міцністю й високою пластичністю при гарячій і холодній деформаціях. Сплав добре обробляється різанням.

#### **4.1.2. Сплави зі сталем модулем пружності**

Сплави із заданими властивостями пружності, крім низьких значень *температурного коефіцієнта модуля пружності* (ТКМП), повинні мати високий опір малим пластичним деформаціям і релаксаційну стійкість в умовах статичного й циклічного напруження. Такі сплави називають *елінварами*. При їх використанні різко зменшується температурна похибка, підвищується точність приладів. З елінварних сплавів виготовляють волоскові спіралі й пружини



спеціальних годинникових механізмів, плоскі, спіральні й гелікоїдальні пружини, резонатори електромеханічних фільтрів, барокоробки, сільфони, звукопроводи, трубки Бурдона, регулятори швидкості двигунів, датчики тиску й ін.

Ці сплави повинні бути корозійностійкими, часто немагнітними, мати високий опір малим деформаціям. Температурні зміни помітно впливають на модуль пружності: при нагріванні він зменшується у зв'язку зі зменшенням енергії міжатомних зв'язків, при охолодженні – зростає.

Сплави групи елінварів створені емпіричним шляхом. Основою їх є сплави систем  $Fe-Ni$ ,  $Fe-Ni-Cr$ ,  $Fe-Co$ ,  $Fe-Co-Cr$ .

У сплавів на основі  $Fe-Ni$  й  $Fe-Ni-Cr$  спостерігається аномалія в зміні модуля пружності при нагріванні, який або зростає, або змінюється дуже незначно. Природа аномальності зміни модуля пружності при нагріванні, так само як і природа інварності, феромагнітного походження.

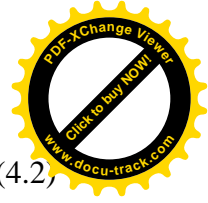
Зовнішні розтягувальні напруження діють на феромагнетик подібно магнітному полю, орієнтуючи магнітні вектори доменів і викликаючи магнітострикцію (лінійну та об'ємну), яку в цьому разі називають *механострикцією*.

У результаті загальна деформація феромагнетика при впливі на нього зовнішніх напружень буде складатися із пружномеханічної  $\delta_0$  й механострикційної  $\delta_m$  складових.

На рис. 4.3 показана діаграма пружної деформації феромагнетика. Якщо до прикладення навантаження накладати дуже велике зовнішнє магнітне поле, що вичерпає магнітострикційну деформацію, то модуль пружності феромагнетика визначатиметься тільки пружномеханічною деформацією й значення його будуть великими:

$$E_0 = \sigma / \delta_0. \quad (4.1)$$

Таким чином, у всіх феромагнітних матеріалах модуль нормальної пружності дещо занижений через наявність деформації феромагнітної природи:



$$E = E_0 - \Delta E. \quad (4.2)$$

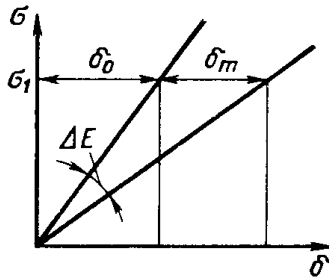


Рисунок 4.3 – Пружна частина діаграми деформації феромагнетика

В елінварних сплавах унаслідок великої об'ємної механострикції парапроцесу  $\Delta E$ -ефект, на відміну від решти феромагнетиків, набуває великого значення і викликає аномальну зміну модуля пружності при нагріванні.

Температурний коефіцієнт модуля нормальної пружності, що має скорочену назву *термопружного коефіцієнта*  $\gamma$ , визначає характер зміни модуля пружності при нагріванні. У феромагнітних матеріалах цей коефіцієнт може мати знак плюс у тих випадках, коли модуль пружності при нагріванні зростає, а також знак мінус, коли модуль пружності, як і у неферомагнітних матеріалів, знижується:

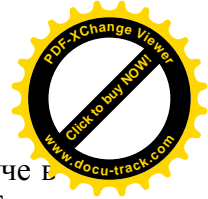
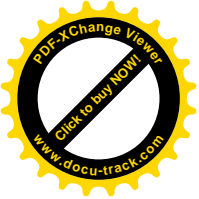
$$E_t = E_{20}(1 + \gamma), \quad (4.3)$$

де  $E_{20}$  – модуль пружності при 20 °С.

В елінварних сплавах термопружний коефіцієнт завжди має додатне значення і може дорівнювати нулю.

Для *сплавів Fe–Ni* значення термопружного коефіцієнта визначаються вмістом нікелю (рис. 4.4). У сплавах, що містять від 29 до 45 % *Ni*, коефіцієнт  $\gamma$  має додатне значення, що свідчить про наявність великої аномалії у зміні модуля нормальної пружності при нагріванні.





Незначні відхилення в концентрації  $Ni$ , що неминуче в металургійному процесі, різко змінюють значення  $\gamma$ . Тому сплави  $Fe-Ni$  додатково легують  $Cr$ , який робить цю залежність менш різкою і дозволяє отримувати у сплавах різних плавовк стійке значення  $\gamma$ , близьке до нуля (рис. 4.4). Для зміцнення сплавів на основі  $Fe-Ni$  вводять  $Ti$ ,  $Al$ ,  $Be$ , які утворюють інтерметалеві фази типу  $\beta(Ni_3Ti)$  і  $\gamma'(Ni_3Al)$  або  $NiBe$  (зміцнюються за рахунок дисперсного твердіння).

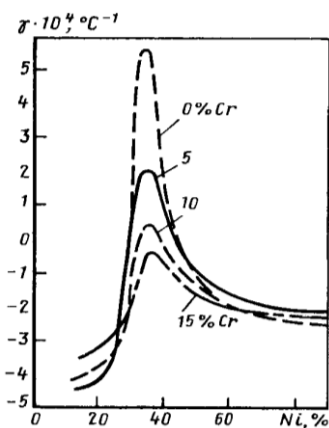


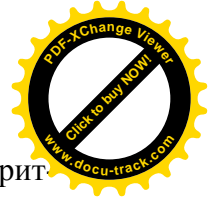
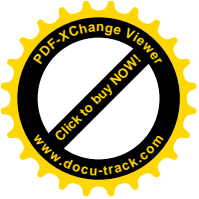
Рисунок 4.4 – Залежність термopужного коефіцієнта  $\gamma$  від вмісту нікелю у сплавах  $Fe-Ni$

Сплави системи  $Fe-Ni-Cr$  зміцнюють додатковим введенням вуглецю і таких карбідотвірних елементів, як  $W$ ,  $Mo$ , структура таких сплавів є ледебуритною.

Сплави з малим і сталим термopужним коефіцієнтом залежно від структурного механізму зміцнення бувають:

- із карбідним зміцненням;
- із інтерметалідним зміцненням;
- із деформаційним зміцненням.

Сплави з карбідним зміцненням відрізняються високою міцністю після холодної пластичної деформації і низьким сталим значенням термopужного коефіцієнта. До недоліків сплаву слід віднести малу пластичність через значну кількість карбідів після пластичної деформації. Тому з таких сплавів не можна виготовляти пружні елементи складної форми методом штампування, і їх використовують у вигляді стрічки, дроту для простих елементів (спіральні та плоскі пружини).



Типовою є сталь 35НХМВ. Її відносять до ледебуритного класу, і після відпалу вона складається з  $\gamma$ -твердого розчину і тригонального карбіду типу  $(Cr, Fe, W, Mo)_7C_3$ . Карбід у малій кількості розчиняється при нагріванні вище 900 °С. Надмірні карбіди зміцнюють твердий розчин.

Відпускання практично не змінює твердості. Проте якщо перед відпусканням сплав деформувати, то після відпускання він ще більше зміцнюється, і тим більше, чим вищий ступінь обтискання. Особливо різко зміцнюється деформований сплав після відпускання при 500 °С.

Сплави з інтерметалідним зміцненням відрізняються кращими технологічними властивостями, ніж сплави з карбідним зміцненням. Відпускання після деформації додає їм вищих міцнісних властивостей.

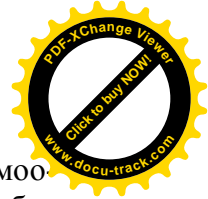
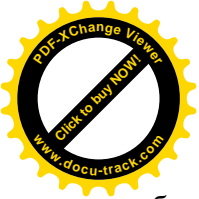
Термопружний коефіцієнт сплавів з інтерметалідним зміцненням чутливий до невеликих коливань хімічного складу. Отже, не можна допускати великого розкиду за вмістом основних елементів.

У вітчизняній практиці набули поширення сплави 42НХТЮ і 44НХТЮ. Їх модуль пружності стабільний до 100 і 200 °С відповідно (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Хімічний склад (ГОСТ 10994-74) і робоча температура елінварних сплавів

Сплав	Вміст елементів (решта Fe), %				$t_{роб}, ^\circ C$
	Ni	Cr	Ti	Al	
42НХТЮ	41,5–43,5	5,3–5,9	2,4–3	0,5–1	< 100
44НХТЮ	43,5–45,5	5–5,6	2,2 – 2,7	0,4–0,8	< 200

За кордоном використовують сплави типу ніспан-С (близький за складом до 42НХТЮ). Після гартування з 950 °С у воді, деформації, що дорівнює  $\epsilon=35\%$  і відпускання при 620 °С (протягом 2 год) вироби мають  $\sigma_T=890\text{--}910$  МПа.



Термопружний коефіцієнт можна регулювати термообробкою і пластичною деформацією. Термічна обробка всіх сплавів на основі  $Fe-Ni-Cr$  полягає в гартуванні з мінімальної температури, що забезпечує високу концентрацію твердого  $\gamma$ -розчину (близько  $1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ), холодну пластичну деформацію не менше ніж на 30 % і відпускання при  $550-700\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Пластична деформація призводить до зміни субструктури сплавів, підвищення мікронапружень і неоднорідності твердого розчину (виникнення концентраційної неоднорідності твердого розчину).

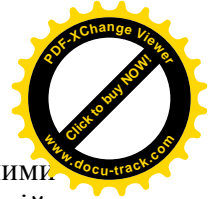
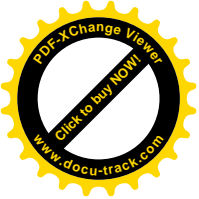
Після зміцнювальної обробки корозійностійкі, парамагнітні сплави для пружин, опор електровимірювальних приладів мають  $\sigma_b = 2400\text{ МПа}$ .

До сплавів із деформаційним зміцненням відносять елінвари марок 36НХ11 і ЕП297. Їх відрізняє підвищена корозійна стійкість. У загартованому стані вони є однофазним твердим розчином. Після деформації і відпускання межа міцності зростає з 700 до 1400 МПа.

Підвищення якості елінварних сплавів можна досягти також унаслідок поліпшення металургійних методів виробництва. Для пружних елементів (сильфонів, мембран, пружин) застосовуються матеріали, що використовуються в широкому інтервалі температур (від 0 до  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). До них належать сплави  $Fe-Cr-Ni$  ( $Fe$ ,  $Cr - 6\%$ ,  $Ni - 40\%$  з домішками  $Ti$ ,  $Al$ ) або елінвари.

Елінвари зміцнюються внаслідок гартування і старіння при  $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ , при якій виділяються дисперсні частинки.

*Пружинні сплави з особливими властивостями (сплави зі сталим модулем пружності)* – високолеговані сплави з аустенітною структурою на основі  $Fe-Co-Ni-Cr$ ,  $Fe-Ni$ ,  $Ni-Cr$ , що характеризуються високою корозійною стійкістю, хорошими пружними властивостями, високою втомною міцністю і зберігають стабільні властивості в широкому діапазоні температур (до  $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ).



Ці сплави відрізняються високими технологічними властивостями, що забезпечуються за рахунок дисперсійного тверднення з інтерметалевим зміцненням. Аустенітна основа обумовлює парамагнітність, високі пластичні й в'язкі властивості та достатню теплостійкість.

Сплави мають низький ТКМП, що дозволяє зберігати виняткову стабільність пружних властивостей при робочих температурах до 300–400 °С.

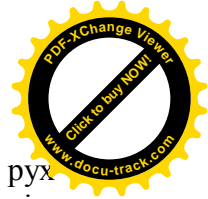
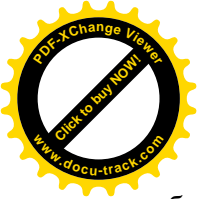
Легування *Cr*, *Co*, *Ni* утруднює релаксаційні процеси і забезпечує тривалу в часі стабільність усіх характеристик (постійна пружність).

В елінварів температурний коефіцієнт модуля пружності  $\gamma \approx (18-23) \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , що в 20 разів більше, ніж у аустеніту. В  $\alpha\text{-Fe}$   $\gamma = 11,6 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , сплав *Fe* + 25 % *Ni* має  $\gamma = 20 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , тобто удвічі більше, а сплав із 36 % *Ni* –  $\gamma = 1,5 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , тобто у 8 разів менше.

Для немагнітних пружних елементів відповідального призначення, стійких проти корозії, застосовують також берилієву бронзу БрБ2 після гартування з 780–790 °С і старіння при 350 °С.

### 4.1.3. Сплави з ефектом пам'яті форми

Довгий час непружну деформацію вважали повністю необоротною. На початку 1960-х років був відкритий широкий клас металевих матеріалів, у яких елементарний акт непружної деформації здійснюється за рахунок структурного перетворення. Такі матеріали характеризуються оборотністю непружної деформації. Явище самочинного відновлення форми – ефект пам'яті форми (ЕПФ) – може спостерігатися як в ізотермічних умовах, так і при зміні температури. При теплозмінах такі металеві матеріали можуть багатократно оборотно деформуватися.



Суттю процесу відновлення форми є зворотний рух оборотних «носіїв» деформації: міжфазних, міжкристалітних і міждвійникових меж.

У широкому сенсі слова *властивість пам'яті форми* можна визначити як здатність металу деформуватися і відновлювати (повністю або частково) свою початкову форму за структурним механізмом, що відмітні від механізмів нормальної пружної деформації. Такими особливими механізмами є *термопружне мартенситне перетворення*, а також оборотні структурні перетворення в термопружному мартенситі.

Власне *ефектом пам'яті форми* прийнято називати одноразове (одностороннє) відновлення форми при нагріванні після деформації (рис. 4.5). Відновлення форми при охолодженні після деформації властиве сплавам, що зазнали оборотне мартенситне перетворення під напруженням, або пластично деформованим у стані високотемпературної фази (аустеніту) (як елемент оборотного або двостороннього ЕПФ), також віднесено до ЕПФ. Відновлення ж форми в ході розвантаження при температурі деформації було назване *псевдопружністю (надпружністю)* (рис. 4.6).

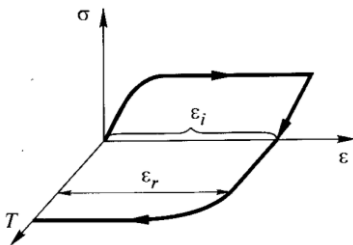


Рисунок 4.5 – Ефект пам'яті форми (відновлення початкової форми при нагріванні після деформації):  $\epsilon_i$  – наведена деформація;  $\epsilon_r$  – оборотна деформація

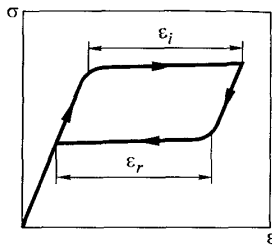
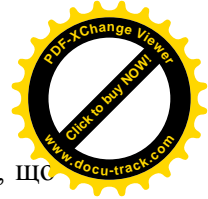
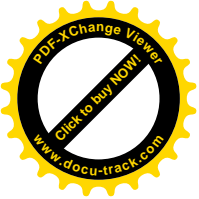


Рисунок 4.6 – Діаграма деформації і розвантаження при реалізації надпружності ( $T = \text{const}$ )



Оборотне термопружне мартенситне перетворення, що лежить в основі ЕПФ і надпружності, було відкрито в 1949 р. Г. В. Курдюмовим і Л. Г. Хандросом на сплавах  $Cu-Al-Ni$  і  $Cu-Sn$ . Відтоді його спостерігали на сплавах багатьох систем:  $Cu-Al-Ni$ ,  $Cu-Zn-Si$ ,  $Cu-Zn-Sn$ ,  $Cu-Zn-Al$ ,  $Cu-Mn-Al$ ,  $Fe-Mn-Si$ ,  $In-Ti$ ,  $Cu-Zn$ ,  $Cu-Al$ ,  $Ni-Al$ ,  $Fe-Pt$  та ін.

**Причини явища ЕПФ.** Відновлення великих деформацій при сталій температурі (ефект надпружності), а також повне відновлення деформації внаслідок зміни температури обумовлене зміною структури кристалічної структури, що полягає в появі мікрокристалів мартенситної фази. Мартенситний перехід обумовлений поліморфним переходом кристалічної структури від початкової («батьківської») фази до мартенситної. Цей перехід схематично ілюструється на рис. 4.7.



Рисунок 4.7 – Схематичне зображення термопружного мартенситного переходу

Такі переходи не пов'язані з дифузією або зміною хімічного складу. Термічно ініційований перехід у мартенситну фазу відбувається *при зниженні температури* (рис. 4.8). Поступовий перехід починається при температурі  $M_D$  (температурі ініціації мартенситного переходу), і частина мартенситної фази зростає при зниженні температури аж до повного завершення переходу при температурі

$M_K$ . При температурі нижче  $M_K$  термодинамічно стійкою залишається тільки мартенситна фаза.

При нагріванні мартенситні зерна, що сформувались останніми в процесі переходу, першими починають повертатися до батьківської фази, і зворотний перехід продовжується аж до температури  $A_K$ , при якій повністю відновлюється початкова високотемпературна фаза.

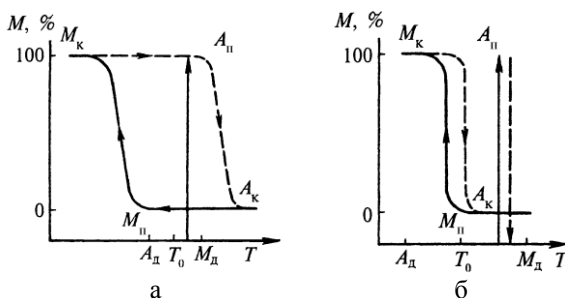
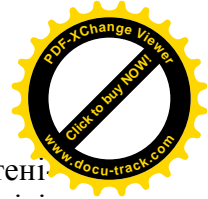
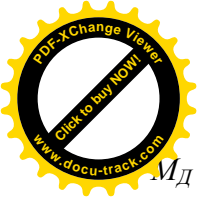


Рисунок 4.8 – Гістерезисна крива термопружного мартенситного переходу: а – широкий гістерезис; б – вузький гістерезис

Ширина гістерезисної петлі за температурною шкалою  $A_K-M_{II}$  або  $A_{II}-M_K$  може бути різною для різних матеріалів: широкою або вузькою (рис. 4.8). Ширина гістерезисної кривої між прямим і зворотним переходами у сплавах з ЕПФ невелика, зазвичай між 10 і 50 °С.

Окрім цих температур, зазвичай розглядають ще три характеристичні температури (рис. 4.8):  $T_0$  – температура термодинамічної рівноваги,  $M_D$  – температура, нижче за яку мартенсит може виникнути не лише внаслідок зниження температури, а й під дією механічного напруження,  $A_D$  – температура, вище за яку аустеніт може з'явитися не лише під дією температури, а й під дією механічного напруження.

Розташування цих температур стосовно петлі гістерезису впливає на поведінку матеріалу при термосиловому впливі. У разі вузького гістерезису (рис. 4.8 б) температура



$M_D$  може опинитися правіше за температуру кінця аустенітного перетворення  $A_K$ , а при широкому гістерезисі – лівіше за цю температуру (рис. 4.8 а).

Тоді для матеріалу з вузьким гістерезисом наведений механомартенсит, тобто мартенсит, що утворюється під дією зовнішнього навантаження при температурі нижче  $M_D$  (але вище  $A_K$ ), буде термодинамічно нестійким і при розвантаженні має зникнути. На рис. 4.8 перетворення аустеніт  $\leftrightarrow$  мартенсит умовно позначене вертикальними стрілками. У таких матеріалах спостерігається ефект так званої *надпружності*, очевидно, пов'язаний із цими явищами.

У разі широкого гістерезису наведений механомартенсит буде термодинамічно стійким і зберігається при розвантаженні. Деформації в цьому разі зникнуть тільки після нагрівання, тобто після завершення реакції мартенсит  $\rightarrow$  аустеніт.

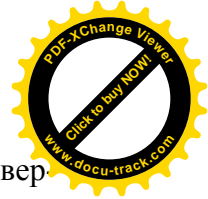
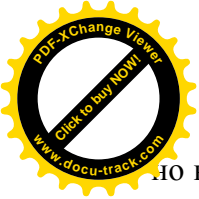
Характеристичні температури перетворень ряду подвійних сплавів  $Ti-Ni$  з ЕПФ різного складу наведені в табл. 4.4. З таблиці бачимо, що навіть малі відхилення за складом сплавів  $Ti-Ni$  від стехіометричного призводять до значної зміни характеристичних температур як за величиною, так і за знаком.

Таблиця 4.4 – Характеристичні температури сплавів  $Ti-Ni$

Склад, % (ат.)		Температура, °C			
Ti	Ni	$M_D$	$M_K$	$A_D$	$A_K$
52,8	47,2	90	60	100	135
50,0	50,0	50	20	55	75
49,5	50,5	25	5	35	60
49,25	50,75	0	-20	10	30
49,0	51,0	-55	-90	-50	-25

**Класифікація ефектів пам'яті форми.** Для систематизації проявів пам'яті форми зручно використовувати класифікацію, при якій ЕПФ поділяються на дві групи залеж-





до від того, який параметр є провідним для процесу повернення деформації.

*ЕПФ, обумовлений термомеханічним поверненням.* До цієї групи належать випадки відновлення форми, коли провідним параметром є температура, а напруження відіграє другорядну роль.



*ЕПФ, обумовлений механотермічним поверненням.* До цієї групи належать випадки відновлення форми, коли провідним параметром, що змінюється, є напруження, а температура відіграє другорядну роль.

До *ЕФП, обумовленим термомеханічним поверненням*, належать такі:

*Необоротний (односторонній) ЕПФ*, що полягає у відновленні форми при нагріванні після деформації, що здійснюється утворенням мартенситу напруження або/і деформаційною переорієнтацією існуючого мартенситу охолодження або мартенситу напруження. Для повторної реалі-

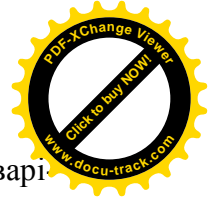
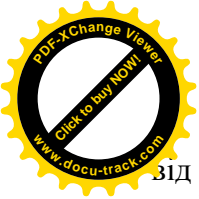
зації ефекту потрібно знову провести наведену ЕПФ деформацію в напівциклі охолодження.

На рис. 4.9 схематично зображена діаграма деформації, що демонструє макроскопічну поведінку металів з односторонньою пам'яттю форми. Якщо такий сплав деформувати в мартенситному стані, після розвантаження залишається значна пластична деформація. Це є наслідком переорієнтації мартенситної мікроструктури, що зберігається після зняття зовнішнього напруження, як показано на рис. 4.7. Якщо сплав буде нагрітий до температури, що перевищує температуру мартенситного переходу, то залишкова деформація повністю відновиться і зразок поверне свою первинну макроскопічну форму.



Рисунок 4.9 – Діаграма деформації «напруження-деформація», що демонструє макроскопічну поведінку металів з односторонньою пам'яттю форми

Внутрішні структурні зміни можна описати моделлю, що зображена на рис. 4.10. При навантаженні матеріалу в самоакомодувальному мартенситному стані відбувається перебудова варіантів, що приводить до макроскопічної зміни форми. Після розвантаження сплаву він зберігає залишкову деформацію. Проте, якщо сплав нагріти вище за температуру мартенситного переходу, буде відновлена первинна мікроструктура батьківської фази і, як наслідок, первинна форма. Це відбувається через те, що незалежно



від розподілу залишкових деформацій мартенситних варіантів є тільки один шлях повернення до батьківської фази. Коли сплав охолоджується нижче за температуру переходу, формується самоакомодувальна мартенситна мікроструктура і повертається первинна форма зразка. Максимальна деформація, що відновлюється в ході цього процесу, залежить від типу металу, проте зазвичай для полікристалічних сплавів вона знаходиться в діапазоні від 1 до 7 %.

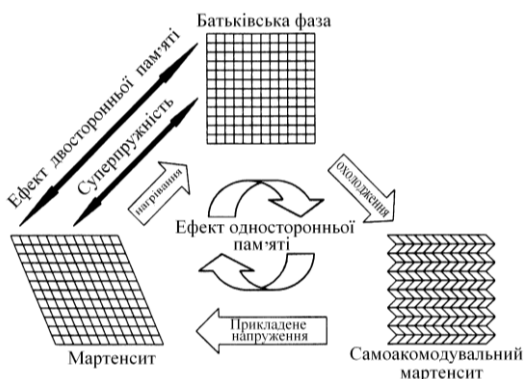
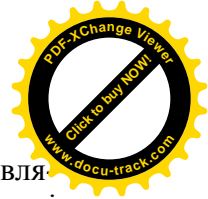
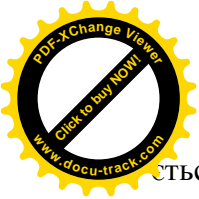


Рисунок 4.10 – Мікроструктурні зміни при ефекті теплової пам'яті та суперпружності

*Оборотний (двосторонній) ЕПФ.* Сплави, для яких характерний ефект односторонньої пам'яті, запам'ятовують тільки одну, так звану гарячу форму батьківської фази. Проте метали з ефектом пам'яті можна піддати такій обробці, щоб вони відновлювали форму і в гарячому, і в холодному станах. Це явище називають *ефектом двосторонньої пам'яті*, і деталь може циклічно змінювати свою форму без прикладення зовнішнього навантаження.

Двосторонні зміни форми базуються на мікроструктурних змінах мартенситної структури, що відбуваються під дією прикладеного напруження. При двосторонньому ефекті самоакомодация мартенситної мікроструктури порушу-

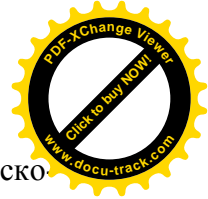
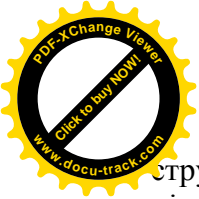


ється через наявність внутрішнього напруження і з'являється переважання варіантів певної форми. В цьому разі при охолодженні відбувається зміна форми внаслідок переходу до холодної фази, а при нагріванні форма відновлюється шляхом зворотного переходу. Такий цикл ілюструється на рис. 4.10. У подібних сплавах мартенситна форма відновлюється охолодженням нижче температури початку мартенситного перетворення  $M_{II}$  через наявність внутрішнього напруження. Внутрішнє напруження може з'явитися внаслідок різних впливів, які називають «тренуванням». Області існування мікронапружень мають бути стійкими при циклічних змінах температури, і зазвичай це пов'язано з наявністю дефектів структури (сторонні частинки, зародки нової фази).

До ЕПФ, що обумовлений механотермічним поверненням, належать різні прояви *псевдопружності (надпружності)*, що пов'язана з відновленням форми при температурі деформації.

Шляхом механічної деформації мартенситний перехід у сплаві з ефектом пам'яті форми може бути ініційований навіть при температурі вище  $A_{II}$ . Мартенситна фаза, що утворилася з аустеніту, стійка лише під дією напруження, а при розвантаженні вона перетворюється на початкову батьківську фазу. На рис. 4.11 порівнюється механічна поведінка надпружного матеріалу і звичайного металевого сплаву. Надпружні матеріали можуть повністю відновлювати деформації, що досягають 6–7 %. Рис. 4.11 показує, що деформація такого сплаву характеризується гістерезисною кривою, причому верхня крива відповідає мартенситному переходу, що ініціюється механічним напруженням, а нижня – зворотному переходу при розвантаженні.

Ці ефекти пояснюються тим, що ініційований напруженням перехід призводить до появи надлишку одного з варіантів мартенситної фази («деформованої мартенситної



структури») (рис. 4.10). У результаті з'являється макроскопічна деформація, яка відновлюється при зворотному мартенситному переході. Гістерезис деформаційної кривої пов'язаний з гістерезисом мартенситних переходів (рис. 4.8).

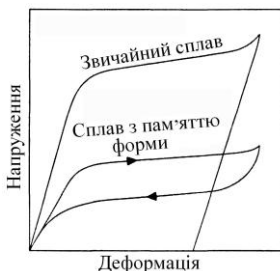


Рисунок 4.11 – Діаграми деформації «напруження-деформація», що демонструють поведінку звичайних і надпружних сплавів

**Застосування сплавів з ЕПФ.** Сплави з ЕПФ знайшли широке застосування в різних галузях народного господарства, науці, техніці, медицині тощо.

У *техніці* сплави з ЕПФ застосовуються:

- для з'єднувальних й установлювальних деталей: з'єднання труб, стопори, електричні з'єднувачі, затискачі й інші пристрої (рис. 4.12–4.13);
- для виконавчих елементів і роботів;
- у теплових двигунах;
- у побутових приладах і пристроях (рис. 4.14).

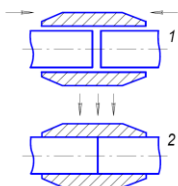


Рисунок 4.12 – З'єднання труб з використанням ЕПФ: 1 – введення труб після розширення муфти; 2 – нагрівання

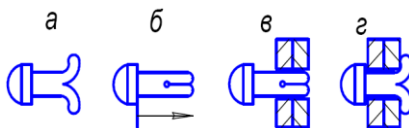


Рисунок 4.13 – Принцип дії стопора з ЕПФ

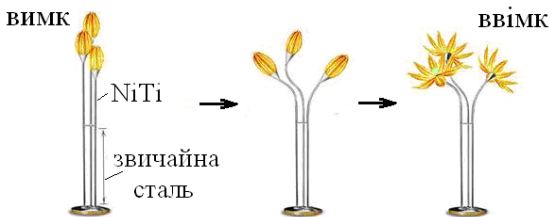
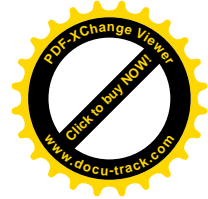
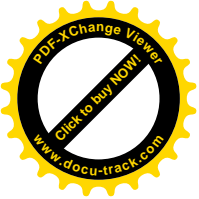


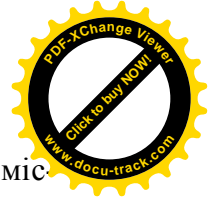
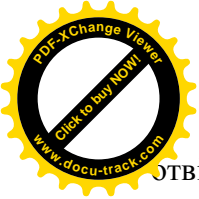
Рисунок 4.14 – Дизайн побутових світильників

При застосуванні таких сплавів у *медицині* необхідно, щоб вони забезпечували не лише надійність виконання механічних функцій, а й хімічну надійність (опір погіршенню властивостей у біологічному середовищі, опір розкладанню, розчиненню, корозії), біологічну надійність (біологічну сумісність, відсутність токсичності, канцерогенності, опір утворенню тромбів та антигенів).

Найбільшу біохімічну стабільність мають сплави *Ti-Ni*. Застосування цих сплавів у медицині пов'язане, по-перше, із протезуванням – імплантацією органів, при цьому сплави протягом тривалого часу знаходяться у контакті з біологічними структурами; по-друге, зі стоматологією – контакт із біологічними поверхнями (шкіра, слизова оболонка); по-третє, з медичним устаткуванням та інструментами – безпосередній контакт із біологічними структурами відсутній.

Сплави з ЕПФ у медицині застосовуються для таких цілей: штучні суглоби, внутрішньокісткові шпильки і заклепки, затискачі для пухлин мозкових артерій, фільтри для уловлювання згустків крові, дріт для виправлення положення зубів, мікронасоси з мікроскопічним витриванням препаратів для штучних органів і т. д.

На рис. 4.14 показано відновлення прохідності кровеносної судини (стегнової артерії) за допомогою спірального ендпротеза з пам'яттю форми. Ендпротез у компактному вигляді (згорнутий до діаметра 2 мм) вводиться через



Отвір пункції в судину і по його руслу доставляється в місце звуження судини. Тут протез від'єднується від пристрою, що його доставляє, розгортається під дією тепла тіла до необхідного діаметра й армує стінки судини, відновлюючи кровопотік по артерії. Аналогічним чином проводять розширення і відновлюють прохідність порожнистих органів: жовчних проток, стравоходу, цервикального каналу матки й ін.

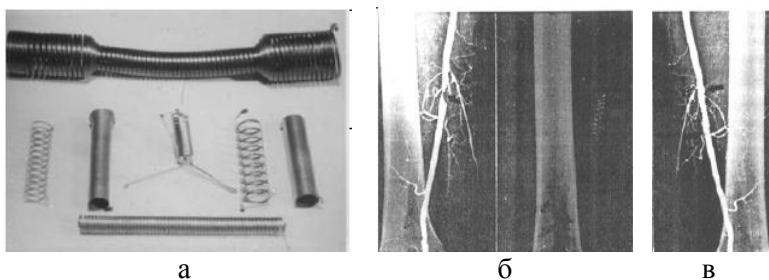
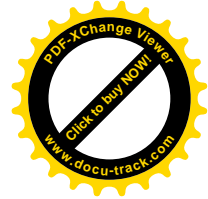
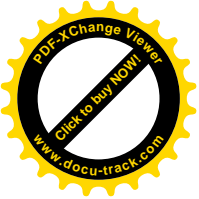


Рисунок 4.14 – Відновлення прохідності кровоносної судини за допомогою ендопротезування: а – типи ендопротезів; б – до операції; г – після установки ендопротеза з пам'яттю форми

Застосування для остеосинтезу стяжних скоб з ефектом пам'яті форми забезпечує постійну і рівномірну міжфрагментарну компресію кісткових відламків, самофіксацію в кістці (рис. 4.15).



Рисунок 4.15 – Варіанти остеосинтезу з використанням стяжних скоб із захисною ніжкою: а – остеосинтез надколінника; г – остеосинтез плюсневих кісток



## 4.2. Магнітно-тверді матеріали

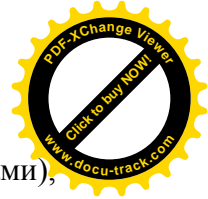
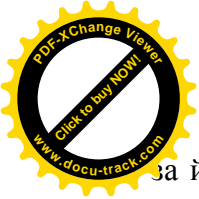
У далеку давнину, більше двох тисяч років тому, греки й китайці мали уявлення про властивість магнітного залізняка (гірської породи магнетиту) притягувати залізні предмети. Стародавні люди знали також про те, що намагнічений стрижень магнетиту, підвішений на нитці (прообраз компасу), орієнтується по меридіану, тобто в напрямку північ – південь. Застосування магнітного компаса в кораблеплаванні відіграло велику роль у відкритті нових земель і країн (наприклад, у відкритті 500 років тому Колумбом Америки).

Однак велике значення магнітних матеріалів для технічного прогресу людство відчуло тільки в середині XIX ст., після відкриття Фарадеєм закону електромагнітної індукції, коли стало можливим конструювання й виробництво електрогенераторів, моторів, трансформаторів й інших апаратів і приладів для електротехніки й техніки засобів зв'язку. Важливою деталлю всіх перелічених машин й апаратів є магнітне осердя – концентратор магнітного потоку.

У наш час важко назвати яку-небудь галузь техніки, у якій у тій або іншій формі не застосовувалися б магнітні матеріали. Розвиток радіо- й електротехніки, ядерної й космічної техніки вимагає магнітних матеріалів із зовсім новими властивостями. Тому не дивно, що в різних країнах світу, у тому числі й в Україні, проводяться експериментальні й теоретичні дослідження з фізики магнітоупорядкованих речовин (ферромагнітних і феримагнітних, на базі яких створюються нові, більш досконалі магнітні матеріали).

Основою сучасного магнітного матеріалознавства, як і раніше, є метали групи заліза (*Fe, Ni, Co*); з них виготовляють різні металічні й діелектричні оксиди (сполуки залі-





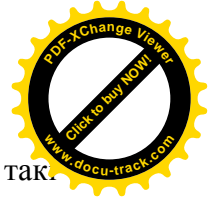
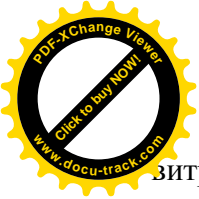
за й інших металів із киснем, що називаються феритами), магнітні матеріали.

У 1960-ті рр. намітилася тенденція створення магнітних матеріалів на основі металів, що входять до групи лантаноїдів: *Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Sm, Eu* й ін. У результаті проведених дослідницьких робіт за кордоном й у нашій країні були знайдені рідкоземельні матеріали, що володіють величезною магнітною енергією, придатні для виготовлення дуже потужних постійних магнітів, сплавів і сполук, що мають високі («гігантські») магнітострикції, тобто матеріали, що змінюють свої розміри при намагнічуванні (від латин. *strictio* – стискання, натягування) й ін.

Природа магнетизму твердих тіл полягає у взаємодії між собою спінових моментів електронів феромагнітних іонів та атомів у структурі матеріалів. При збігові за напрямком спінових моментів компонентів кристалічних ґраток матеріал має *феромагнітні* властивості (FM), при повній взаємній компенсації таких моментів утворюються *антиферомагнетики* (AFM), а часткова компенсація обумовлює одержання *феримагнітних* матеріалів (ферит), до яких часто належать ферити, що застосовуються на практиці, наприклад, шпінелі  $AB_2O_4$  або ферогранати із загальною формулою  $M_3Fe_5O_{12}$ . Всі ці матеріали становлять великий інтерес для сучасної техніки.

#### 4.2.1. Основні магнітні характеристики металів

Основні відомості про магнітні властивості дають криві намагнічування, що подані на рис. 4.16. Крива 1 є початковою кривою намагнічування, крива 2 показує зміну магнітної індукції залежно від напруженості поля при подальшому намагнічуванні й розмагнічуванні. Площа, що обмежується цією кривою (називається *гістерезисною петлею*), – це так звані втрати на гістерезис, тобто енергія, що



з витрачається на намагнічування. Найважливішими є такі магнітні характеристики, що визначаються за кривою намагнічування.

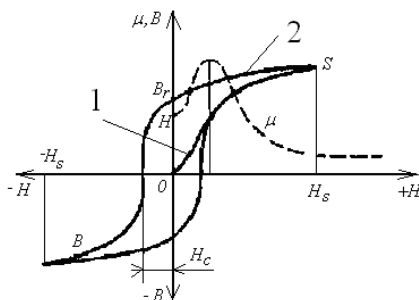


Рисунок 4.16 – Криві намагнічування (залежність магнітної індукції  $B$  від напруженості магнітного поля  $H$ ): 1 – первинна крива намагнічування; 2 – гістерезисна;  $\mu$  – магнітна проникність

*Коерцитивна сила  $H_c$*  – напруженість поля, що має бути прикладена до зразка для того, щоб його розмагнітити [вимірюється в ерстедах, Е, або А/м ( $1 \text{ А/м} = 4\pi \cdot 10^{-3} \text{ Е}$ )].

*Магнітна індукція* – густина магнітного потоку – визначається як сума зовнішнього  $H$  і внутрішнього  $M$  магнітних полів за формулою:

$$B = \mu_0(H + M), \quad (4.4)$$

де  $\mu_0$  – магнітна стала, що дорівнює  $4\pi \cdot 10^{-7} \text{ Гн/м}$ .

*Залишкова індукція  $B_r$*  – це магнітна індукція, що залишається в зразку після його намагнічування й зняття магнітного поля [вимірюється в гаусах, Гс, або теслах ( $1 \text{ Тл} = 10^4 \text{ Гс}$ )].

Як бачимо з ходу початкової кривої намагнічування, інтенсивність намагнічування змінюється зі зміною напруженості поля. Інтенсивність намагнічування пропорційна тангенсу кута нахилу дотичній до кривої початкового намагнічування й чисельно дорівнює відношенню  $B/H$ .

Інтенсивність намагнічування називається *магнітною проникністю* ( $\mu$ ); магнітна проникність у досить слабких полях називається *початковою магнітною проникністю*; розмірність магнітної проникності Гс/Е.

Криві намагнічування й форма петлі гістерезису (рис. 4.17) є найважливішими характеристиками феромагнетиків, діамагнетиків (магнітних матеріалів). Вони визначають основні магнітні властивості й застосування матеріалів. Із всіх матеріалів тільки три (*Fe, Ni, Co*) володіють феромагнетизмом, тобто здатністю значно згущувати магнітні лінії, що характеризується магнітною проникністю  $\mu$ , що дорівнює десяткам, сотням тисяч одиниць. Інші матеріали мають  $\mu = 1$ .

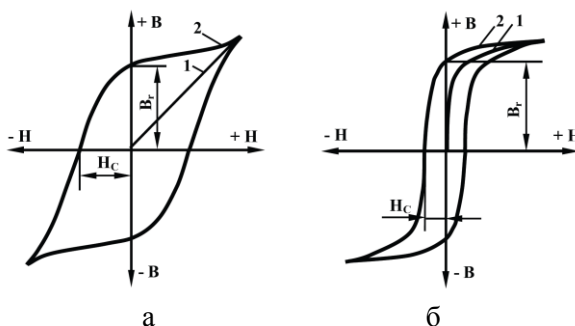
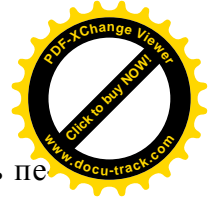
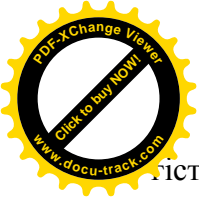


Рисунок 4.17 – Криві гістерезису магнітно-твердих (а) і магнітно-м'яких (б) матеріалів: 1 – первинна крива намагнічування; 2 – гістерезисна

Всі магнітні матеріали поділяють на 3 групи (рис. 4.17):

- *магнітно-тверді сплави, або феромагнетики* (рис. 4.17 а), – характеризуються головним чином великим значенням коерцитивної сили  $H_c$  і застосовуються для постійних магнітів;
- *магнітно-м'які сплави, або діамагнетики* (рис. 4.17 б), – мають мале значення  $H_c$ , невеликі втрати на



гістерезис і використовуються як сплави, що піддають перемагнічуванню (осердя трансформаторів);

- *немагнітні сплави*, або парамагнетики.

Особливу підгрупу становлять *сплави з високою початковою магнітною проникністю*, вони намагнічуються в слабких полях.

Легування підвищує магнітну твердість, тобто коерцитивну силу. При легуванні утворюються вторинні фази. Якщо кількість фаз вища за межу їх розчинності у твердому розчині, то вони підвищують коерцитивну силу. Чим вища дисперсність вторинних фаз, тим вища  $H_c$  сплаву.

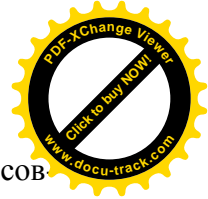
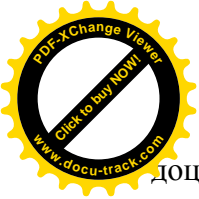
Напруження у ґратках, які викликані наклепом або фазовими перетвореннями, подрібнюванням зерна й іншими відхиленнями від рівноважного складу, спричиняють підвищення коерцитивної сили. Це означає, що зміни в сплаві, що викликають підвищення механічної твердості, сприяють збільшенню магнітної твердості (коерцитивної сили).

#### 4.2.2. Феромагнітні магнітно-тверді матеріали

Від матеріалів для постійних магнітів потрібне високе значення коерцитивної сили й залишкової індукції, а також їх сталість у часі. Інші магнітні характеристики для цієї групи сплавів практичного значення не мають.

Найбільш високі значення коерцитивної сили характерні для сталей або сплавів із найвищою фізичною твердістю. Висока твердість досягається гартуванням на мартенсит або дисперсійним твердінням.

Класифікація магнітно-твердих матеріалів може бути подана за різними ознаками: за хімічним складом, технологією виготовлення, за наявністю анізотропії основних магнітних параметрів (ізотропні, анізотропні), за деформованістю в холодному стані, за рівнем магнітних параметрів, за вмістом дефіцитних компонентів тощо. Найбільш

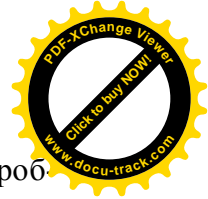
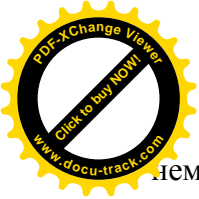


доцільною класифікація, запропонована С. В. Вонсовським, в основі якої лежать розходження в хімічному складі, природі висококоерцитивного стану й технології виготовлення. Відповідно до цієї класифікації магнітно-тверді матеріали поділяються на такі групи:

1. СТАЛІ, ЩО ЗАГАРТОВУЮТЬСЯ НА МАРТЕНСИТ, – вуглецеві сталі, леговані  $Cr$ ,  $W$ ,  $Co$ . Це найперші матеріали, що застосовувалися як магнітно-тверді матеріали. Магнітні властивості відносно невисокі. Висококоерцитивний стан забезпечується неоднорідною двофазною структурою після гартування на мартенсит (дрібнодисперсні пластинки цементиту, рівномірно розподілені у фериті) та обумовлений поєднанням магнітокристалічної і магнітострикційної анізотропії.

2. СПЛАВИ, ЩО ДИСПЕРСІЙНО ТВЕРДІЮТЬ, піддаються холодній або гарячій обробці тиском. До цієї групи відносять сплави систем  $Fe-Ni-Cu$ ,  $Fe-Ni-Cu-Co$ ,  $Fe-Co-V$ ,  $Fe-Co-Mo$ ,  $Fe-Cr-Co$  й ін. Магнітні властивості де-що вищі, ніж у матеріалів першої групи. Фізично ці сплави близькі до вуглецевих сплавів: оптимальних магнітних властивостей набувають шляхом створення дрібнодисперсної, як правило, нерівноважної при кімнатній температурі структури при виділенні надлишкової фази, що відрізняється від матриці намагніченістю насичення. Переважні типи анізотропії – магнітокристалічна й магнітострикційна.

3. СПЛАВИ, ЩО ДИФУЗІЙНО ТВЕРДІЮТЬ, на основі системи  $Fe-Ni-Al$  з домішками  $Co$ ,  $Cu$ ,  $Ti$ ,  $Nb$  й ін. Зовні механізм магнітного твердіння, тобто утворення висококоерцитивного стану цих сплавів, аналогічний механізму сплавів, що дисперсійно твердіють. Однак принципова відмінність полягає в тому, що в цих сплавах основну роль відіграє анізотропія форми виділень сильномагнітної фази, когерентно зв'язаних зі слабомагнітною, майже



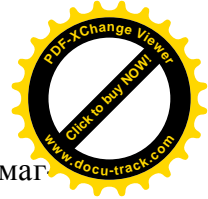
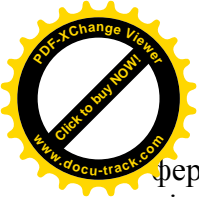
немагнітною матрицею. Фактично ці сплави в термообробленному стані є сукупністю однодомених анізотропних за формою частинок, розділених немагнітними прошарками, що й визначає механізм перемагнічування. Іншою відмінною рисою сплавів цієї групи є можливість наведення в деяких із них одноосової магнітної анізотропії за допомогою термомагнітної обробки, що досить істотно підвищує основні магнітні властивості.

4. ПРЕСОВАНІ МАГНІТИ З ПОРОШКІВ. Магнітно-тверді матеріали цієї групи розроблялися на основі дрібнодисперсних порошоків заліза й сплаву  $Fe-Co$  з однодоменими розмірами частинок переважно з анізотропією форми. Фізично ці матеріали моделювали структуру матеріалів, що дифузійно твердіють, поступаючись останнім за властивостями.

5. СПЛАВИ ЗА УЧАСТЮ БЛАГОРОДНИХ МЕТАЛІВ типу  $Pt-Co$ ,  $Pt-Fe$ ,  $Ag-Mn-Al$  й ін. Висококоерцитивний стан матеріалів цієї групи пов'язаний зі структурними напруженнями (магнітострикційна анізотропія), що виникають при переходах неупорядкованої фази в упорядковану (сплави  $Pt$  з  $Co$  й  $Fe$ ), або з магнітокристалічною анізотропією дрібнодисперсних виділень магнітної фази (сплав  $Ag-Mn-Al$ ). Основним фактором, що визначає галузь застосування матеріалів цієї групи, незважаючи на їх високу вартість, є висока пластичність, що допускає витяжку в тонкий дріт. Однак і в цьому разі застосування обмежується виготовленням понадмініатюрних магнітів.

6. ІНТЕРМЕТАЛІДНА СПОЛУКА  $Mn-Bi$ . Дуже висока магнітокристалічна анізотропія цієї сполуки забезпечує досить гарні магнітні властивості під час виготовлення магнітів із дрібнодисперсного (близького до однодоменого) порошку.

7. МАГНІТНО-ТВЕРДІ ФЕРИТИ БАРІЮ, СТРОНЦІЮ Й КОБАЛЬТУ. Природа висококоерцитивного стану цих

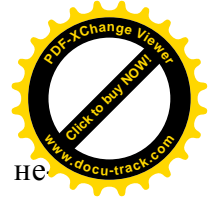
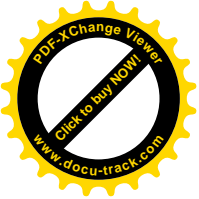


Феримагнітних матеріалів також обумовлена великою магнітокристалічною анізотропією й дрібнозернистою структурою, що забезпечується методами порошкової металургії. Ці матеріали вирізняються високою коерцитивною силою, порівняно невеликою залишковою магнітною індукцією й задовільним рівнем максимальної питомої магнітної енергії. Ці властивості відтворюються на феритах з одноосьовою анізотропією, які одержують текстурованням заготовок зовнішнім магнітним полем під час формоутворення.

**8. СПЛАВИ МЕТАЛІВ ГРУПИ ЗАЛІЗА З РІДКОЗЕМЕЛЬНИМИ МЕТАЛАМИ**, що є інтерметалідними сполуками з винятково високою кристалографічною анізотропією. Практичне застосування знайшли матеріали з одноосьовою анізотропією, виготовлені методами порошкової металургії.

**9. КОМПОЗИЦІЙНІ МАГНІТНО-ТВЕРДІ МАТЕРІАЛИ**, виготовлені на основі порошків магнітно-твердих матеріалів однієї із груп і полімерної зв'язки. Якщо застосовують як зв'язку пластмаси, то ці матеріали називаються магніто-пластами, при використанні зв'язки типу каучуку – магнітоеластами. Незважаючи на погіршення параметрів, ці матеріали мають переваги, пов'язані з технологічністю їх виготовлення, обробки, пластичністю, малою трудомісткістю виготовлення магнітів складної форми. Як наповнювачі, як правило, використовуються порошки магнітно-твердих феритів, рідше порошки сплавів, що дифузійно твердіють, і сплавів кобальту з рідкоземельними елементами.

**Сталі, що загартовуються на мартенсит.** На сьогодні виготовляються й застосовуються марки магнітно-твердої вуглецевої сталі, що наведені в ГОСТ 6862-71 «Дроти з легованої магнітно-твердої сталі». Відповідно до ГОСТу магнітно-тверді сталі поставляються у вигляді гарячекатаних або кованих круглих і квадратних дротів.



*Вуглецева сталь* застосовується для виготовлення не великих за розміром магнітів. Звичайно для цієї мети використовуються сталі У11–У12, які після гартування мають  $H_c = 4,77\text{--}5,17$  кА/м і  $B_r = 0,8\text{--}0,85$  Тл.

*Легування сталі* такими елементами, як *W, Cr, Co, Mo*, підвищує стійкість мартенситної структури.

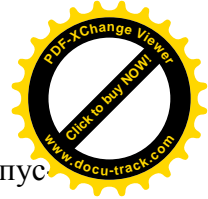
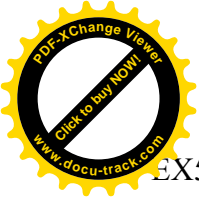
Застосовують сталі, леговані хромом (3,0 %) – EX3, вольфрамом (6,0 %), – EB6; одночасно хромом і кобальтом, – EX5K5, EX9K15M2 (табл. 4.5).

Таблиця 4.5 – Хімічний склад і магнітні властивості магнітно-твердих матеріалів

Марка сталі	Вміст елементів, %					Магнітні властивості		
	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>Mo</i>	<i>W</i>	$H_c$ , кА/м	$B_r$ , Тл	$H_c \cdot B_r$
EX	0,95–1,10	1,3–1,6	–	–	–	4,61	0,9	4,149
EX3	0,9–1,1	2,8–3,6	–	–	–	4,77	0,95	4,5315
EX7B6	0,68–0,78	0,3–0,5	–	–	5,7–6,2	4,93	1,0	4,93
EX5K5	0,9–1,05	5,5–5,6	5,5–6,5	–	–	8	0,85	6,8
Нестандартна	0,9–1,2	7–10	8–11	1,0–1,5	–	12	0,82	9,84
EX9K15M	0,9–1,05	8–10	13,5–16,5	1,2–1,7	–	13,5	0,8	10,8
Нестандартна	0,8–1,05	3,5–5,0	30–40	0,45	5–9	18	0,85	15,3

Легувальні елементи підвищують коерцитивну силу, залишкову індукцію й поліпшують температурну стабільність і стійкість постійного магніту до механічних ударів. Хромисті, вольфрамові й кобальтові сталі легко обробляються тиском і різанням, але мають відносно малу магнітну енергію, тому їх застосовують для невідповідальних магнітів масового виробництва. Коерцитивна сила легованих сталей становить 4,77–14,3 кА/м, залишкова індукція – 0,8–1 Тл. Найбільш високі магнітні властивості у сталях





EX5K5 й EX9K15M2 після нормалізації, високого відпускання, гартування й низького відпускання (при 100 °С).

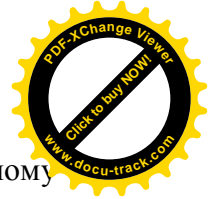
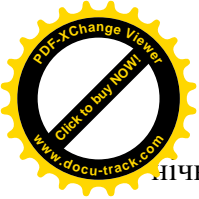
У табл. 4.6 наведені режими термічної обробки магнітно-твердих сталей. При нагріванні зразків перед нормалізацією й гартуванням повинні бути вжиті заходи щодо захисту їх від знеуглецювання.

Таблиця 4.6 – Термічна обробка й магнітні властивості магнітних сталей

Марка сталі	Термічна обробка, °С	Магнітні властивості (не менше)	
		$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м
EX3	Нормалізація при 1000–1050 °С, 10–15 хв, гартування від 800–840 °С, 10–20 хв у маслі, старіння 24 год, охол. на повітрі й відпускання при 100–120 °С, 4–5 год	0,95	4,77
EB6	Нормалізація при 1000–1050 °С, 10–15 хв, гартування від 800–840 °С, 10–20 хв у маслі, старіння 24 год, охол. на повітрі й відпускання при 100–120 °С, 4–5 год	1,0	4,77
EX5K5	Нормалізація при 1200 °С, 5–10 хв, відпускання при 700 °С 1 год, охол. повітря, гартування від 980–1000 °С, 10 хв, охол. масло або повітря, відпускання при 100–120 °С, 4–5 год	0,85	7,2
EX9K15M2	Нормалізація при 1200 °С, 5–10 хв, відпускання при 700 °С 1 год, охол. повітря, гартування від 980–1000 °С, 10 хв, охол. масло або повітря, відпускання при 100–120 °С, 4–5 год	0,8	12

Постійні магніти з мартенситних сталей мають меншу температурну й тимчасову стабільність порівняно з магнітами інших груп. Очевидно, що верхня межа температурного діапазону експлуатації повинна бути дещо нижча за температуру стабілізації, тобто 70–80 °С; магніти не повинні експлуатуватися при вібраціях, ударах; вплив зовнішніх полів, що розмагнічують, має бути усунутим (якщо не передбачене екранування магнітної системи).

На сьогодні застосування постійних магнітів із мартенситних сталей досить обмежене внаслідок низьких магнітних властивостей. Однак повністю від них не відмовляються, тому що вони порівняно дешеві, допускають меха-



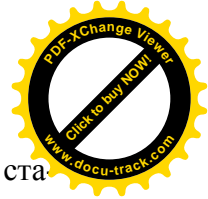
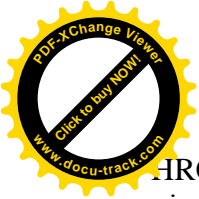
лічну обробку на металорізальних верстатах. В основному вони застосовуються в тих випадках, коли до магнітних систем не ставляться вимоги щодо габаритів і маси. Крім того, вони можуть застосовуватися як так звані «напівтверді» магнітні матеріали для виготовлення елементів магнітних систем, у яких магнітна індукція в робочому зазорі повинна перемикатися, тобто змінювати напрямок при подачі керуючого сигналу не занадто великої потужності.

**Сплави, що дисперсійно твердіють.** Розроблено велику кількість магнітно-твердих сплавів цієї групи. У першу чергу до них належать сплави *Fe-Ni-Cu* (куніфе), *Fe-Ni-Co* (куніко), *Fe-Co-Mo* (комоль), *Fe-Co-V* (вікалой), *Fe-Mn-Ni*, *Fe-Cr-Co* й ін. На цей час розроблені сучасні більш високоякісні матеріали, наприклад сплави системи ЮНДК, і тому більша частина цих матеріалів втратила своє значення й виготовляється в обмежених масштабах щодо технічних умов підприємств.

Дещо ширше застосовуються сплави *Fe-Co-V*, що виготовляються згідно з ГОСТ 10994-74, і розроблені сплави *Fe-Cr-Co*, що виготовляються згідно з ГОСТ 24897-81. Хімічний склад (за винятком домішкових елементів) і магнітні властивості цих сплавів наведені в табл. 4.7.

Подані марки матеріалів, що дисперсійно твердіють, часто називають пластично деформованими магнітно-твердими сплавами. Зокрема, вікалой до остаточної термічної обробки з пластичності наближається до міді, а після обробки – до сталі. Сплави отримують магнітні властивості тільки після холодної деформації до 70–90 % (прокатування, волочіння) і подальшого відпускання, в результаті вони стають магнітно-анізотропними.

У ГОСТ 24897-81 подані фізико-механічні властивості сплавів у термообробленому стані. Сплав 30X23K у гарячекатаному і холоднокатаному станах має  $\sigma_B = 350\text{--}450$  МПа,  $\delta \sim 1$  %, ударну в'язкість – 10 кДж/м<sup>2</sup>, твердість



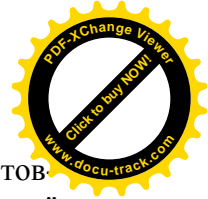
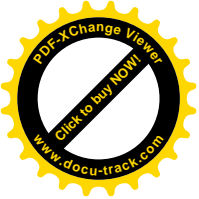
НРС 40–50. Таким чином, навіть у термообробленому стані ці сплави є міцними й досить пластичними матеріалами.

Таблиця 4.7 – Хімічний склад (%) сплавів систем  $Fe-Co-V$  (вікалої) і  $Fe-Cr-Co$

Марка	Хімічний склад					Магнітні властивості	
	<i>Cr</i>	<i>Co</i>	<i>V</i>	<i>Ni</i>	Інш. ел-ти	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м
52КЮФ	≤0,5	52,0–54,0	9,8–11,2	≤0,7	–	0,90–1,10	12–24
52К11Ф			10,0–11,5				
52К12Ф			11,6–12,5				
52К13Ф			12,6–13,5				
28Х10К	26,5–29,5	9,0–11,0	2,0–3,0	–	0,2–0,4 <i>Al</i> 0,3–0,6 <i>Ti</i>	0,80	20
23Х15К5ФА	22,0–24,0	14,5–15,5	4,0–6,0	–	–	1,25	42
30Х23К	29,0–32,0	21,5–23,5	0,4–1,0	–	0,3–0,8 <i>Si</i> 0,3–0,8 <i>Ti</i>	0,75	50

У додатку до ГОСТ 24897-81 наведені рекомендовані режими термічної обробки сплавів. Термообробка зводиться до гартування у воді (від температури 1300 °С для сплавів 30Х23К і 30Х23КА й від температури 1100–1250 °С для інших сплавів із витримкою при температурі гартування протягом 0,5–1 год) і п'яти-шестиступеневого відпускання в діапазоні температур 640–540 °С протягом 12–16 год (залежно від марки). Для марок із магнітною анізотропією наявність літери «А» означає, що перший ступінь відпускання при 640 °С протягом 1 год проводиться за наявності прикладеного вздовж бажаного напрямку анізотропії магнітного поля.

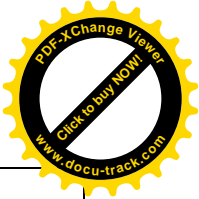
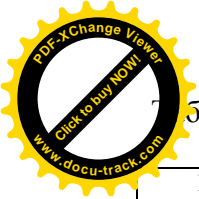
Як впливає з аналізу технологічного процесу виготовлення сплавів, що дисперсійно твердіють, остаточна структура сплавів досить стійка при нормальних умовах. Крім того, ці сплави корозійностійкі й зберігають структуру принаймні до температури 500 °С. Істотно вища порівняно з мартенситними сталями й магнітна стабільність.



Згідно з описаною технологією сплави вікалої виготовляються у вигляді листів і дроту. З урахуванням високої вартості сплавів (через великий вміст кобальту) застосування цих сплавів обмежене, виготовляються дуже дрібні магніти складної конфігурації, осердя активної частини гістерезисних двигунів і високоміцні стрічки й дроти. У цьому полягає їх перевага, тому що з інших магнітно-твердих матеріалів (за винятком ще більш дорогого сплаву *Pt-Co*) виготовити виріб такої форми неможливо через малу, а часто й нульову пластичність і невелику міцність.

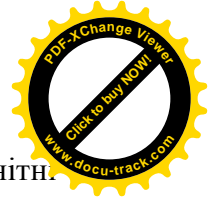
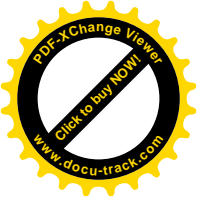
**Сплави, що дифузійно твердіють, – сплави системи ЮНДК.** Сплави системи *Fe-Ni-Al-Co*, що отримали у вітчизняній промисловості назву сплавів ЮНДК, серед магнітно-твердих матеріалів займають особливе місце. По-перше, тому, що властивості цих сплавів набагато кращі за властивості матеріалів, що використовувалися раніше. По-друге, ці сплави довго вважалися найбільш перспективними, оскільки існуючі моделі перемагнічування цих сплавів передбачали одержання максимальної питомої магнітної енергії (до 200 кДж/м<sup>3</sup>). По-третє, сплави ЮНДК є найбільш стабільними серед магнітно-твердих матеріалів, здатними працювати при найвищій температурі. Так, після спеціальної структурної й магнітної стабілізації магніти зі сплаву ЮНДК35Т5 здатні працювати не менш 2000 год при 600 °С і 80 год при 650 °С.

Незважаючи на появу більш енергоємних і більш високоерцитивних магнітно-твердих матеріалів і витиснення сплавів ЮНДК із деяких галузей застосування, незважаючи на дефіцитність кобальту й досить високу вартість магнітів із цих сплавів, вони залишаються одними з найважливіших магнітно-твердих матеріалів, незамінними при конструюванні магнітних систем замкнутого типу, насамперед у точному приладобудуванні.



Таблиця 4.9 – Хімічний склад (у відсотках), магнітні властивості й режими термічної обробки сплавів ЮНДК

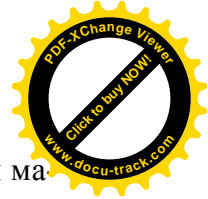
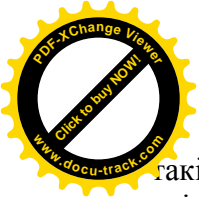
Марка	Хімічний склад						Магнітні властивості		Термічна обробка
	Al	Ni	Cu	Co	Ti	Інш. ел-ти	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м	
ЮНД4	13,0–14,0	24,0–25,0	3,0–4,0	–	0,2–0,3	–	0,50	40	Охол. від 1250 °С зі швидкістю 180–300 °С/хв
ЮНДК15	8,5–9,5	19,0–20,0	3,0–4,0	14,0–15,0	0,2–0,3	–	0,75	48	Охол. від 1280 °С до 700 °С зі швидкістю 60–300 °С/хв. Відпускання: 650 °С, 1 год, 590 °С 2 год
ЮНДК18	9,0–10,0	18,0–19,0	3,0–4,0	18,0–19,0	–	–	0,9	55	Охол. від 1280 °С у магнітному полі до 600 °С зі швидкістю 50–200 °С/хв. Відпускання: 620 °С, 2 год, 590 °С – 8 год
ЮН15ДК25БА	8,3–8,7	14,5–15,0	4,0–4,5	24,0–26,0	0,2–0,3	1,0–1,4 Nb	1,25	62	Охол. від 1280 °С у магнітному полі до 900 °С зі швидкістю 200 °С/хв і до 600 °С – зі швидкістю 25 °С/хв. Відпускання: 610 °С, 5 год, 590 °С – 8 год, 560 °С – 12 год
ЮНДК34Т5	6,8–7,2	14,0–14,5	3,0–4,0	34,0–35,0	5,0–5,5	–	0,75	92	Охол. від 1250°С у магнітному полі до 900°С зі швидкістю 200°С/хв. і до 600°С зі швидкістю 20–40°С/хв. Відпускання: 640°С, 2 год, 500°С–8 год
ЮНДК35Т5АА	7,0–7,5	14,0–14,5	2,5–3,0	34,5–35,5	5,0–5,5	–	1,05	115	Охол. від 1250 до 800 °С зі швидкістю 150 °С/хв витримка в ізотермічній ванні при 795±5 °С, 10 хв, у магнітному полі. Відпускання: 640 °С, 5 год, 560 °С – 20 год
ЮНДК40Т8АА	7,2–7,7	14,0–14,5	3,0–4,0	39,0–40,0	7,0–8,0	–	0,90	145	Охол. від 1210 до 900 °С зі швидкістю 250 °С/хв, витримка в ізотермічній ванні при 830 °С, 10–15 хв у магнітному полі. Відпускання: 675 °С, 0,5 год, 650 °С – 2 год, 590 °С – 16 год, 550 °С – 20 год



У табл. 4.8 наведені хімічний склад, основні магнітні параметри та рекомендовані режими термічної й термомагнітної обробки сплавів ЮНДК згідно з ГОСТ 17809-72.

Висококоерцитивний стан сплавів ЮНДК обумовлюється розпадом рівноважного при високій температурі твердого розчину на дві фази – сильномагнітну, близьку в безкобальтових сплавах до заліза, а у сплавах, що містять кобальт, близьку до розчину кобальту в залізі, і слабомагнітну, близьку до інтерметаліду нікель-алюміній. Однак такий висококоерцитивний стан реалізується тільки при розмірах виділень, що відповідають критичному розміру однодоменності, у розглянутому випадку при діаметрі виділень близько 200 Å. Такі розміри виділень забезпечуються при розпаді у дві стадії: охолодження від високої температури з певною швидкістю й подальше ступеневе відпускання. Швидкість охолодження не повинна бути занадто великою, щоб встиг відбутися розпад по всьому об'єму, і не повинна бути занадто малою, щоб виділення не вирости до розмірів, що перевищують розмір однодоменності. Конкретні режими охолодження, ступені відпускання залежать від хімічного складу сплаву. Отже, ретельне дотримання режимів нагрівання, охолодження й відпускання є необхідною умовою одержання оптимальних магнітних властивостей.

Можливість подальшого поліпшення властивостей пов'язана зі суміщенням одного із кристалографічних напрямків [100] з напрямком поля по всьому об'єму зразка. Із цією метою розроблена технологія виготовлення сплавів з так званою *стовпчастою кристалічною структурою*: зразок складається з порівняно невеликої кількості кристалів стовпчастої форми, що пронизують об'єм зразка на всю його висоту. Поперечні розміри кристалів 0,5–5 мм, а один із напрямків [100] орієнтований по довжині кристала. Після термомагнітної обробки уздовж довгих осей кристалів



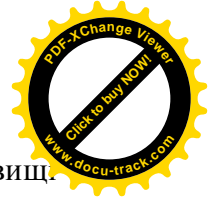
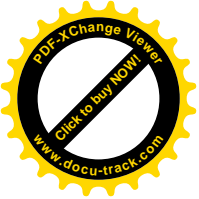
такі матеріали мають подвійну текстуру: кристалічну й магнітну.

На цей час розроблені й застосовуються два методи одержання заготовок магнітів із кристалічною текстурою:

- Метод пічної кристалізації – полягає в заливанні розплаву у форму, що розміщується в холодильнику. Отримана вилівка має кристалічну текстуру, спрямовану по осі форми. Використовуються також «оболонкові» форми, що застосовуються для лиття за виплавлюваними моделями. Цей спосіб дозволяє одержувати зразки довжиною 250–300 мм зі стовпчастою структурою по всій довжині вилівки. Недоліками методу є насамперед низька продуктивність і відносна його складність, що перешкоджає його широкому застосуванню.

- Метод позапічної кристалізації продуктивніший і дешевший. При цьому методі розплав заливають у попередньо розігріту до 1300–1350 °С багатогніздову вогнетривку (наприклад, шамотну) форму з тонкими перемичками, що забезпечують взаємний обігрів виливків у процесі кристалізації. Безпосередньо перед заливанням розігріта форма встановлюється на масивний сталевий холодильник, додатково теплоізолюється піском та обладнується заливальним отвором у вигляді лійки. При цьому методі одночасно одержують 10–100 заготовок магнітів (залежно від кількості гнізд у формі й від поперечних розмірів), що мають довжину стовпчастих кристалів 70–80 мм.

Сплави зі стовпчастою кристалічною структурою в позначенні марки маркуються літерою «А» (див. табл. 4.9). Ці сплави мають майже однакову коерцитивну силу порівняно зі сплавами такого самого складу, але тільки з магнітною текстурою. Однак залишкова індукція, максимальна питома магнітна енергія, коефіцієнт випуклості кривої розмагнічування істотно вищі.



Ще більш досконала структура, а отже, і дещо вищі магнітні властивості, отримують у монокристалічних сплавах. У позначенні марки маркуються літерами «АА» (табл. 4.9). Монокристалічні зразки вирощують методом зонної плавки на затравках у спеціальних установках у вакуумі або в захисному середовищі. Висока вартість технологічного процесу і його мала продуктивність обумовлюють досить обмежений випуск монокристалічних сплавів у промисловості.

Недоліком сплавів ЮНДК є їх висока твердість і крихкість. Унаслідок цього сплави можна обробляти тільки шліфуванням.

**Пресовані магніти з порошків.** До переваг порошкової металургії належать висока продуктивність і можливість автоматизації виробництва, майже повна відсутність втрат металу, а також одержання виробів високих класів точності, що не потребують (у більшості випадків) механічної обробки.

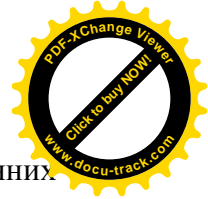
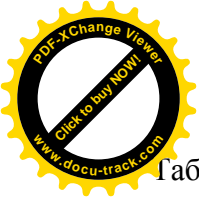
Необхідно зазначити, що необхідність виготовлення дорогих прес-форм і наявність спеціалізованого устаткування (пресів, печей із захисною атмосферою й ін.) приводить до того, що економічно вигідно застосовувати порошкові методи лише в умовах масового виробництва дрібних (вагою до кількох сотень грамів) магнітів або магнітів складної конфігурації.

Фізичні процеси утворення висококоерцитивного стану порошкових магнітів зі сплавів ЮНДК пояснюються тими самими причинами, що й для монокристалічних.

Марки матеріалів, що виготовляються цим методом, подані в ГОСТ 13596-68 і наведені в табл. 4.10.

Сплави ММК-1 – ММК-6 ізотропні, а сплави ММК-7 – ММК-11 анізотропні, тобто піддаються термомагнітній обробці.





Таблиця 4.10 – Магнітні властивості металокерамічних сплавів ЮНДК

Марка	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м	Магнітна енергія, кДж/м <sup>3</sup>
ММК-1	0,60	24	3,0
ММК-5	0,60	44	4,7
ММК-7	0,95	44	10,5
ММК-9	0,75	80	12,0

Можна вказати такий приблизний режим виробництва металокерамічних магнітів з *Fe-Ni-Al*-порошків:

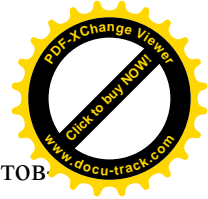
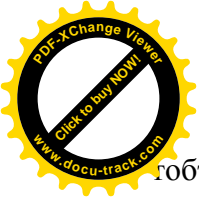
- а) попереднє пресування;
- б) напівспікання при температурі  $900 \pm 100$  °С із витримкою 2 год й охолодженням до 400 °С у водні;
- в) допресування;
- г) спікання при температурі  $1280 + 5$  °С із витримкою 4 год й охолодженням до 400 °С у водні.

До якості водню й конструкції печі при цьому ставляться дуже високі вимоги. Водень застосовують не технічний, а ретельно очищений і висушений. Печі повинні бути сконструйовані таким чином, щоб у робочій камері не утворювалися пари води й газу.

Виготовлені таким способом магніти піддають термічній, а висококобальтові сплави і термомагнітній обробкам.

Металокерамічні магніти мають, як правило, пористість 3–5 %, що викликає зниження магнітних властивостей на 10–20 %. Однак унаслідок ретельного відпрацювання технології можна одержати магніти без зниження властивостей.

Перевага металокерамічних магнітів над сплавами ЮНДК полягає в більшій механічній міцності: у 3–6 разів більша, ніж у литих сплавах. Зокрема, межа міцності при стисканні залежно від марки становить 1000–2000 МПа. Крім того, в деяких випадках можливе виготовлення магнітів разом із елементами арматури (наприклад, полюсними наконечниками, магнітопроводами й т. п.),



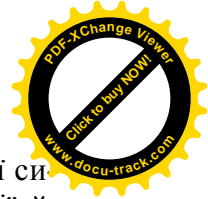
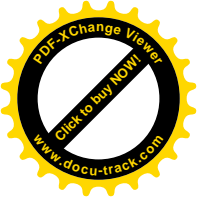
гобо повністю магнітних систем. Такі системи виготовляються шляхом пошарового заповнення прес-форми порошком заліза й порошкової суміші магнітно-твердого матеріалу, спільного пресування й спікання виробу.

**Сплави за участю благородних металів.** Зі всіх магнітно-твердих сплавів, що містять дорогоцінні метали, до цього часу не втратили свого значення лише сплави  $Pt-Co$ . Щоправда, з розробленням інтерметалідних сполук кобальту з рідкоземельними елементами й цей сплав усе більше втрачає своє практичне значення. Очевидно, причина полягає в надзвичайно високій вартості, хоча комплекс властивостей, що мають ці сплави, є унікальним.

Платинокобальтові сплави з оптимальними магнітними властивостями мають хімічний склад, близький до стехіометричного  $PtCo$ , або в масових частках – 77 %  $Pt$  й 23 %  $Co$ . Практично виготовляються сплави двох складів: ПЛК78 і ПЛК76 зі вмістом платини 78 % і 76 % відповідно. Сплави прекрасно деформуються, допускають майже будь-який ступінь витяжки, тому методами холодної обробки відразу одержують магніти кінцевої конфігурації. Використовують також технологію порошкової металургії. Готові за формою магніти піддають термічній обробці, під час якої відбувається магнітне впорядкування. Термообробку починають із приведення сплаву у вихідний розупорядкований стан при температурі 1000 °С протягом 3 год. Після різкого охолодження магніти відпускають при 660 °С упродовж 15–45 хв із подальшим повільним охолодженням. Магнітні властивості сплавів у термообробленому стані подані в табл. 4.11.

Таблиця 4.11 – Магнітні властивості сплавів  $Pt-Co$

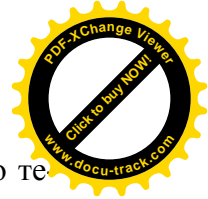
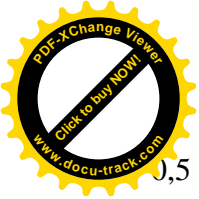
Марка	$B_r$ , Тл	$H_c$ , кА/м	Магнітна енергія, кДж/м <sup>3</sup>
ПЛК78	0,70–0,80	300–400	32,0–47,5
ПЛК76	0,65–0,75	240–350	28,0–45,0



Сплави  $Pt-Co$  мають високі значення коерцитивної сили при досить високих значеннях залишкової індукції й, отже, дуже високі значення максимальної питомої магнітної енергії. Таке поєднання основних магнітних параметрів обумовлює застосування цих магнітів у так званих відкритих магнітних колах, тобто магнітних системах без магнітопроводів, зокрема багатополюсних. Маючи порівняно невелику температуру Кюрі – 480 °С, сплавам  $Pt-Co$  властиві гарна структурна й магнітна стабільність. Температура експлуатації магнітів може досягати 200 °С. Високе значення коерцитивної сили майже виключає магнітне старіння.

Таким чином, сплави  $Pt-Co$  за поєднання своїх властивостей є майже ідеальними магнітно-твердими матеріалами для точних електровимірювальних приладів з рухливими магнітами, для багатополюсних роторів мініатюрних крокових двигунів (наприклад, наручних годинників) і т. п. Однак через уже згадувану високу вартість їх застосовують лише в спеціальних випадках, при цьому маса магнітів не перевищує декількох міліграмів.

**Інтерметалідна сполука  $Mn-Bi$ .** Технологія виробництва магнітів із мікропорошків  $Mn-Bi$  загалом полягає в такому. Механічним дробленням марганцевісмутового сплаву (23 %  $Mn$  й 77 %  $Bi$ ) одержують частинки монодисперсних розмірів (5–8 мкм). Потім порошок пропускають через магнітний сепаратор, що відокремлює феромагнітну фазу  $Mn-Bi$  від немагнітних частинок марганцю й вісмуту. Пресування порошку  $Mn-Bi$  відбувається при температурі близько 300 °С у магнітному полі напруженістю приблизно 20 000 Е (1,59 МА/м), що створює однакову орієнтацію осей легкого намагнічування окремих частинок. Магнітні властивості  $Mn-Bi$  порошку відповідають властивостям кращих металевих матеріалів для постійних магнітів. Особливо велике значення має коерцитивна сила ( $H_c$  до



0,5 МА/м). Однак ці властивості зберігаються лише до температур не нижче 20 °С. При зниженні температури властивості швидко падають (для відновлення необхідне повторне намагнічування), що істотно обмежує застосування цих матеріалів.

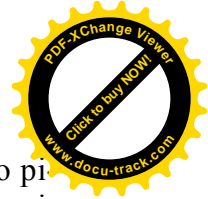
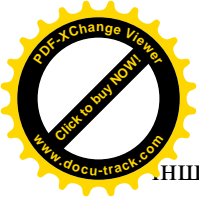
**Магнітно-тверді ферити.** Магнітно-тверді ферити або, як їх частіше називають, оксидні магніти, є феромагнетиками з великими значеннями константи кристалографічної анізотропії. Практичне застосування знайшли ферити барію й стронцію з гексагональною кристалічною структурою й ферит кобальту з кубічною структурою.

Наявність магнітних властивостей пояснюється некомпенсованим антиферомагнетизмом (феримагнетизмом), для якого характерним є низьке (порівняно з металевими магнітними матеріалами) значення залишкової індукції.

Магнітно-тверді ферити мають такі переваги перед магнітно-твердими матеріалами інших груп:

- відсутність у складі сполук дефіцитних елементів;
- можливість виготовлення феритів за безвідхідною технологією методами порошкової металургії, що дозволяє механізувати й автоматизувати процес, отже, забезпечити мінімальну собівартість магнітів;
- високі значення коерцитивної сили забезпечують можливість застосування магнітів у відкритих магнітних колах і можливість виготовлення багатополюсних магнітів без геометрично виражених полюсів;
- висока структурна й магнітна стабільність;
- високі значення питомого електричного опору, що дозволяє використовувати оксидні магніти в системах, що піддаються впливу височастотних електромагнітних полів.

Ці переваги оксидних магнітів привели не лише до поступового витиснення ними магнітно-твердих матеріалів



інших груп із традиційних галузей застосування, а й до різкого розширення галузей застосування постійних магнітів, широкого розроблення двигунів постійного струму на постійних магнітах, різних утримувальних пристроїв типу магнітних столів, магнітних фокусувальних систем на постійних магнітах, магнітних систем транспорту на магнітній подушці, магнітних іграшок і т. п.

Марки та властивості феритів барію й стронцію наведені в ГОСТ 24063-80 «Ферити магнітно-тверді. Марки й основні параметри» та ОСТ 11 707.023-81 «Ферити магнітно-тверді прецизійні. Марки й основні параметри».

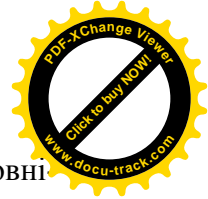
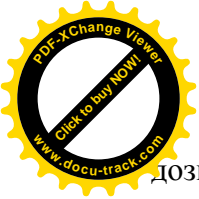
Промисловість випускає групи барієвих і стронцієвих магнітів: барієві ізотропні (БИ) та анізотропні (БА); стронцієві анізотропні – СА.

Хімічний склад феритів барію й стронцію відповідає стехіометричній формулі  $Me \cdot 6Fe_2O_3$ , де  $Me$  –  $Ba$  або  $Sr$ . З метою отримання певного поєднання магнітних параметрів тієї або іншої марки застосовуються також домішки оксидів алюмінію, кремнію, бору, вісмуту 0,1–3,0 % і рідкоземельних елементів 0,1–1,0 %.

У табл. 4.12 наведені основні магнітні параметри (для анізотропних марок уздовж напрямку анізотропії, для ізотропних марок уздовж напрямку пресування) деяких марок феритів барію й стронцію.

Технологія виготовлення барієвих і стронцієвих феритів є типовою керамічною технологією, різновидом технології порошкової металургії. Вихідною сировиною для феритів є оксид заліза та вуглекислі солі барію й стронцію. Всі легувальні компоненти використовуються у вигляді оксидів. Для виготовлення марок фериту барію широко застосовується також готовий порошок фериту барію за відповідними технічними умовами.

До недоліків барієвих магнітів потрібно віднести погані механічні властивості (високі крихкість і твердість, що



дозволяє обробляти їх тільки шліфуванням) і, найголовніше, велику залежність магнітних властивостей від температури. Крім того, вони характеризуються необоротністю властивостей при охолодженні, тобто після охолодження й подальшого нагрівання до первинної температури магнітні властивості не відновлюються.

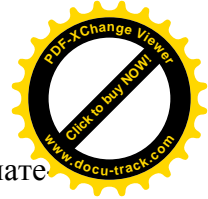
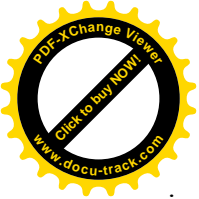
Таблиця 4.12 – Магнітні властивості магнітно-твердих феритів за ГОСТ 24063-80 й ОСТ 11 707.023-81\*

Марка	$B_r$ , Гл	Коерцитивна сила		Магнітна енергія, $W_{max}$ , кДж/м <sup>3</sup>
		За намагніченістью, $H_{CB}$ , кА/м	За індукцією, $H_{CM}$ , кА/м	
		не менш		
6БИ240	0,19	125	240	3,0
16БА190	0,30	185	190	8,0
22БА220	0,36	215	220	11,0
25БА170	0,38	165	170	12,5
28БА190	0,39	185	190	14,0
21СА320*	0,34	240	320	10,5
28СА250*	0,39	240	250	14,0

### 4.3. Магнітно-м'які матеріали

*Магнітно-м'які сплави* – феромагнітні сплави, що характеризуються вузькою петлею гістерезису (рис. 4.17 б) і тому малою коерцитивною силою. Хоча магнітно-м'які матеріали не обмежені конкретним значенням коерцитивної сили, допускають, що вона не перевищує 800–950 А/м.

Якщо висока магнітна твердість у магнітно-твердих матеріалів досягається отриманням нерівноважної, високодисперсної структури, то для одержання магнітної м'якості необхідне максимальне наближення до рівноважного стану, а також необхідно одержати крупне зерно, усунути джерела, що викликають викривлення ґраток і подрібнення блоків.

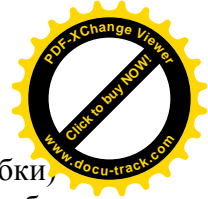
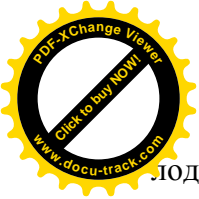


Крім низької коерцитивної сили, магнітно-м'які матеріали повинні мати ще й високу магнітну проникність у слабких, середніх або сильних полях, низькі втрати на перемагнічування й т. д.

Природно, що найбільш підходящими магнітно-м'якими матеріалами є чисті метали, у першу чергу чисте (технічно чисте) залізо. В окремих випадках застосовують сплави не лише на основі заліза, а й інших металів нікелю та кобальту.

Магнітні властивості магнітно-м'яких сплавів у постійному полі визначаються хімічним складом, структурою й текстурою сплаву після остаточної термічної обробки. У свою чергу, структура й текстура сплаву залежать від способу виготовлення. Деякі властивості (намагніченість насичення та температура Кюрі) порівняно слабо змінюються при невеликих змінах складу і, як правило, не залежать від умов виготовлення й термічної обробки. Навпаки, такі характеристики, як проникність, коерцитивна сила, втрати на гістерезис, сильно залежать від цих факторів і більше порівняно з іншими фізичними властивостями чутливі до зміни вмісту домішок або умов і режиму термічної обробки. Тому їх називають *структурно-чутливими властивостями*.

Структурно чутливі властивості залежать також від хімічного складу, вмісту домішок, неметалічних включень, температури випробувань, кристалічної структури, зокрема надструктури й наведеної анізотропії, орієнтації кристалів, дефектів кристалічних ґраток і напружень. Залежно від величини основних фізичних констант (констант анізотропії й магніострикції), що визначаються загальним вмістом сплаву, зазначені фактори можуть у різному ступені впливати на структурно-чутливі властивості. Саме тому під час виготовлення магнітно-м'яких сплавів можна шляхом різних технологічних операцій (виплавка, гаряча й хо-



одна прокатки, проміжна й остаточна термічна обробки), впливати на структуру, анізотропію (кристалографічну або наведену), тип і кількість фаз.

Розглянемо окремі види магнітно-м'яких матеріалів.

**Технічне залізо.** Технічне залізо – майже чисте залізо, у якому всі домішки, особливо вуглець, є шкідливими і тому їх вміст суворо обмежується.

Сталь випускається трьох марок (сортів за магнітними властивостями): Э (нижчий сорт), ЭА (середній сорт), ЭАА (вищий сорт), кожна з яких, у свою чергу, поділяється на сорти за магнітними характеристиками (табл. 4.13).

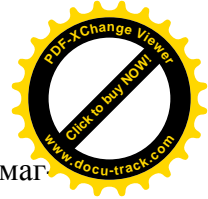
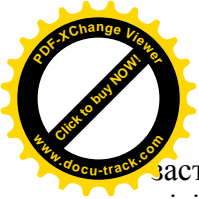
Таблиця 4.13 – Хімічний склад і магнітні властивості технічного заліза, % (не більше)

Марка	C	Mn	Si	S	P	Cu	Магнітні властивості	
							$H_c$ , А/м [Е]	$\mu_{max}$ , Гс/Е
А	0,025	0,035	0,03	0,025	0,015	0,15	–	–
Э	0,040	0,20	0,20	0,030	0,025	0,15	95,5 [1,2]	3500
ЭА							79,6 [1,0]	4000
ЭАА							63,6 [0,8]	4500

Магнітні властивості заліза (крім його чистоти) залежать ще від структурного стану. Наклеп різко погіршує магнітні властивості, збільшення зерна – поліпшує. У звичайних промислових сортах заліза коерцитивна сила дорівнює  $\approx 80$  А/м або дещо нижче, тоді як мінімальне значення коерцитивної сили 0,8 А/м отримане на дуже грубозернистому чистому залізі.

Для отримання крупного зерна й усунення наклепу метал піддають відпалу при високій температурі. ГОСТ 3836-47 рекомендує відпал при температурі 900 °С протягом 2 годин без доступу повітря з повільним охолодженням до 600 °С. Застосовуючи замість відпалу такого роду більш складні види термічної обробки, наприклад повторні відпали або рафінувальні відпали у водні, можна істотно поліпшити магнітні властивості заліза. Технічно чисте залізо





застосовують для виготовлення осердь, реле й електромагнітів постійного струму, магнітних екранів, полюсів електричних машин та інших деталей.

**Електротехнічні сталі.** Розрізняють такі групи магнітно-м'яких сталей:

- 1) електротехнічна тонколистова (ГОСТ 3836-83);
- 2) сортова (ГОСТ 11036-75);
- 3) кремениста (ГОСТ 21427-75).

До *електротехнічних тонколистових* сталей відносять вісім марок: 10895, 20895, 10880, 20880, 10864, 10848, 20848, 20832.

Перша цифра визначає тип сталі – ізотропна (1 – гарячекатана, 2 – холоднокатана); друга цифра – 0 – вміст кремнію, що дорівнює 0,3 %; третя цифра – 8 – нормовану характеристику (8 – коерцитивна сила); четверта й п'ята – значення коерцитивної сили ( $H_c = 95, 80, 64, 48, 32$  А/м).

Ці сталі піддають відпалу при температурі 950 °С, охолоджують на повітрі до температури 600 °С, із витримкою протягом 10 год. Після чого вони мають  $\sigma_b = 270$  МПа,  $\delta = 24$  %.

До *сортових* сталей відносять дванадцять марок, які поділяють на дві групи:

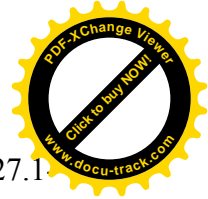
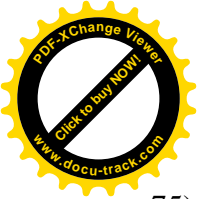
- для гарячої обробки тиском (10895, 10880, 10864, 20895, 20880, 20864);
- для механічної обробки (11895, 11880, 11864, 21895, 21880, 21864).

Друга цифра позначає коефіцієнт старіння: нуль – не нормується; одиниця –  $H_c < 10$  %.

Електротехнічні тонколистові й сортові сталі застосовують для вимірювальних приладів, осердь, електромагнітів, магнітних екранів.

*Кремениста* сталь буває трьох видів:

- гарячекатана ізотропна (ГОСТ 21427.3-75);
- холоднокатана ізотропна (ГОСТ 21427.2-75);



- холоднокатана з ребровою текстурою (ГОСТ 21427.1-75).

Сталь електротехнічну тонколистову підрозділяють і маркують:

а) за структурним станом і видом прокатування на класи (перша цифра марки): 1 – гарячекатана ізотропна, 2 – холоднокатана ізотропна, 3 – холоднокатана анізотропна з ребровою текстурою;

б) за вмістом кремнію (друга цифра марки): 0 – зі вмістом кремнію до 0,4 % включно (нелегована), 1 – більше 0,4 до 0,8 % включно, 2 – більше 0,8 до 1,8 % включно, 3 – більше 1,8 до 2,8 % включно, 4 – більше 2,8 до 3,8 % включно, 5 – більше 3,8 до 4,8 % включно;

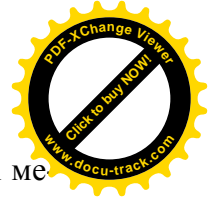
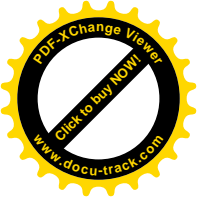
в) за основною нормованою характеристикою на групи (третья цифра в марці);

г) четверта цифра в марці – номер сталі у групі.

*Кремениста електротехнічна сталь* є основним магнітно-м'яким матеріалом масового застосування. Введенням до складу цієї сталі  $Si$  досягається підвищення питомого опору, що викликає зниження втрат на вихрові струми. Крім того, наявність у сталі  $Si$  приводить до збільшення  $\mu$ , зменшення  $H_c$  і до зниження втрат на гістерезис.

Позитивна дія  $Si$  на магнітні властивості технічно чистого заліза пояснюється рядом причин. Кремній переводить вуглець зі шкідливої для магнітних властивостей форми цементиту в графіт. Він діє як розкиснювач, зв'язує частину розчинених у металі газів, насамперед кисень, а також сприяє росту зерен і зменшує константи магнітної анізотропії й магнітострикції.

На рис. 4.18 наведена залежність максимальної проникності від вмісту кремнію. Найбільше значення  $\mu_{max}$  спостерігається при вмісті 6,5–6,8 %  $Si$ .



Сталь, що містить до 4 %  $Si$ , має досить задовільні механічні властивості, а за наявності вище 5 %  $Si$  вона стає дуже крихкою.

Кремній знижує індукцію насичення, що є небажаним. Кремній впливає також на густину, теплоємність і т. п.

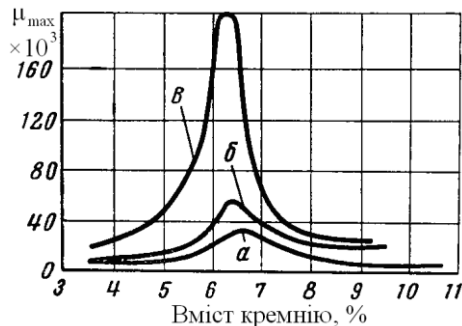


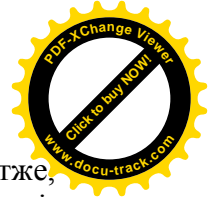
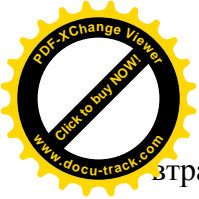
Рисунок 4.18 – Залежність максимальної проникності від вмісту кремнію: а – відпал при 1000 °C без магнітного поля; б – відпал при 1300 °C у водні без магнітного поля; в – відпал при 1300 °C у водні в магнітному полі

Електротехнічна сталь, крім кремнію, містить вуглець, сірку, марганець, фосфор, кисень та ін. Найбільш шкідливою домішкою є вуглець. Його вплив на магнітні властивості визначається не лише відсотковим вмістом, а й формою, у якій він перебуває (наприклад, у вигляді цементиту або у вигляді графіту), а також дисперсністю включень.

Форма й дисперсність включень вуглецю залежать від багатьох причин, у тому числі й від режиму термообробки. Щодо цього небажаним, наприклад, є швидке охолодження сталі з подальшим її старінням для стабілізації властивостей.

Вуглець дещо знижує втрати на вихрові струми, однак не настільки, щоб зменшити повні втрати.

Вплив сірки, кисню й марганцю на магнітні властивості електротехнічної сталі негативний. Фосфор зменшує



зтрати як на гістерезис, так і на вихрові струми й, отже, може використовуватися для легування сталі, проте він підвищує крихкість.

У технічно чистому залізі завжди є невелика кількість різних домішок, тому вплив кожної з них потрібно розглядати в сукупності з дією інших.

Для поліпшення властивостей сталі необхідно ретельно очищати її від домішок, зневуглецьовувати й піддавати особливій термообробці. Однак істотно поліпшити зазначеними методами властивості електротехнічних сталей, що випускають у промисловому масштабі, не вдається.

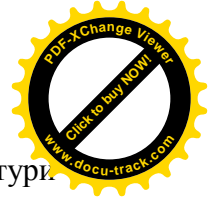
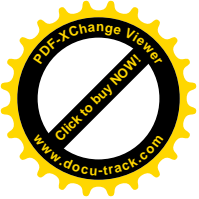
Властивості значно поліпшуються внаслідок утворення магнітної текстури в сталі при її холодній прокатці й подальшому відпалі.

Високі магнітні властивості виявляються в холоднокатаній електротехнічній сталі уздовж напрямку прокатки. У всіх інших напрямках властивості виявилися гірші. Істотно покращилися й механічні властивості: якість поверхні листа, хвилястість і штампованість. Високі властивості холоднокатаних сталей й їх магнітна анізотропія пояснюються утворенням у процесі прокатки й відпалу кристалографічної текстури.

За відсутності текстури спостерігається хаотичне розташування кристалів. Унаслідок цього матеріал надобуває ізотропних властивостей зі статистично постійною середньою намагніченістю у будь-якому напрямку.

Унаслідок холодної прокатки зерна в кристалографічному відношенні одержують переважну орієнтацію, що називається *текстурою прокатки*. Ступінь текстури залежить від температури прокатки, ступеня обтискання й товщини листа.

Однак деформація в холодному стані призводить до появи великих внутрішніх напружень й, отже, до росту коерцитивної сили. Ці напруження можна зняти відпалом.



При нагріванні холоднокатаної сталі до температури понад 900 °С спостерігається рекристалізація, що супроводжується бурхливим ростом зерен кристалітів й одночасною орієнтацією їх уздовж напрямку легкого намагнічування. Така текстура називається *ребровою текстурою рекристалізації* (рис. 4.19). Її інтенсивність досягає 80–90 %.

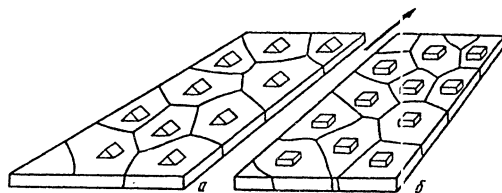
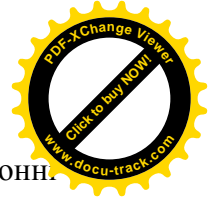
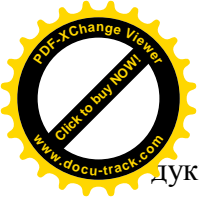


Рисунок 4.19 – Положення елементарних комірок кристалічних ґраток у листі з ребровою текстурою (текстурою Госса) (а) і кубічною текстурою (б) (стрілкою показаний напрямок прокатки)

Сталь для одержання грубозернистої структури піддають відпалу (краще проводити його у вакуумі, водні або дисоційованому аміаку) при температурі 1100–1200 °С. Для відновлення магнітних властивостей проводять відпал при температурі 750–900 °С. Якщо попередня холодна деформація була значною (45–60 %), то утворюється текстурована структура (ступінь текстурованості порядку 90 %); якщо деформація була менше 7–10 %, то утворюється так звана малотекстурована структура. Нарешті, якщо прокатку проводити тільки в гарячому стані, то текстури не буде – магнітні властивості уздовж і впоперек прокатки стають однаковими. Текстурована електротехнічна сталь називається *трансформаторною*, а нетекстурована – *динамною*. У табл. 4.14 подані деякі марки електротехнічних сталей та їх електромагнітні властивості.

Із цих сталей виготовляють магнітопроводи всіх видів і найскладніших форм: деталі реле, осердя, полюсні наконечники електромагнітів, елементи магнітоелектричних, ін-



дукційних й електромагнітних приладів, екрани, телефонні мембрани, магнітопроводи двигунів змінного і постійного струму малої й середньої потужності тощо.

Таблиця 4.14 – Електромагнітні властивості листової електротехнічної сталі

Марка сталі	Магнітна індукція <sup>1</sup> , В, Тл	Питомі втрати $P_{10/50}^*$	Марка сталі	Магнітна індукція <sup>1</sup> , В, Тл	Питомі втрати $P_{10/50}^*$
<i>Гарячекатана сталь</i>			<i>Холоднокатана малотекстурована сталь</i>		
Э11	15 300	3,3	Э1100	15 300	3,3
Э12	15 000	3,2	Э1200	15 300	2,8
Э13	15 000	2,8	Э1300	15 500	2,5
Э21	14 800	2,5	Э3200	14 800	1,5
Э22	14 800	2,2	<i>Холоднокатана текстурована сталь</i>		
Э31	14 600	2,0	Э310	17 500	1,1
Э32	14 600	1,8	Э320	18 000	0,95
Э42	14 500	1,4	Э330	18 500	0,08

\* - при перемагнічуванні до індукції 10 000 Гс  
1 - при напруженості магнітного поля 25 А/см

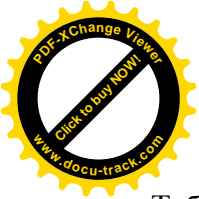
**Пермалюї.** Розвиток автоматики, радіозв'язку, електричних вимірів й інших галузей техніки вимагає створення матеріалів з більш високими магнітними властивостями в слабких полях, ніж в електротехнічних сталей.

До таких матеріалів належать насамперед пермалюї – сплави заліза з нікелем, леговані *Cr*, *Cu*, *Si* та деякими іншими елементами.

Виділяють чотири групи сплавів на залізонікелевій основі з високою магнітною проникністю (табл. 4.15):

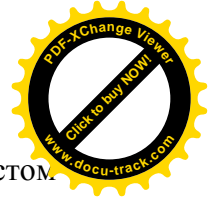
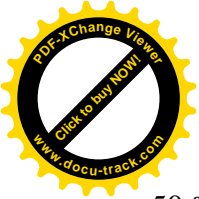
I. 45Н, 50Н – нелеговані низьконікелеві пермалюї зі вмістом відповідно 45 % *Ni* й 50 % *Ni*.

II. 50НП, 65НП, 34НКМП – сплави, що мають кристалографічну або магнітну текстуру й прямокутну петлю гістерезису.



Таблиця 4.15 – Режими термічної обробки залізонікелевих сплавів (пермалоїв), рекомендовані ГОСТ 10160-62 (властивості наведені для холоднокатаних стрічок товщиною 0,20-0,30 мм)

Марка сплаву	Температура, °С, і швидкість нагрівання	Час витримки, год	Режим охолодження	Магнітні властивості		
				Початкова проникність, $\mu_0$ , Гс/Е	Максимальна проникність, $\mu_{max}$ , Гс/Е	Коерцитивна сила, $H_c$ , А/м [Е]
45Н	1100–1150, по 400–500 град/год, середовище – вакуум	3–6	Охолодження до 600 °С зі швидкістю 100–200 °С/год.; з 600 до 200 °С повільне охолодження зі швидкістю не більше 400 °С/год	2 500	23 000	20 [0,25]
50НХС	1100–1150, по 400–500 град/год, середовище – вакуум	3–6	Охолодження до 400 °С зі швидкістю 100 °С/год, далі охолодження зразків на повітрі	3 000	28 000	9,5 [0,12]
76НХД	1100–1150, по 400–500 град/год, середовище – вакуум	3–6	Охолодження до 500 °С зі швидкістю 50 °С/год, далі до 300 °С зі швидкістю 10 °С/год, потім охолодження зі швидкістю не більше 400 °С/год	18 000	150 000	1,6 [0,02]



III. 50НХС – низьконікелевий пермалой зі вмістом 50 % *Ni*, легований *Cr* й *Si*.

IV. 79НМ, 80НХС, 76НХД – високонікелеві пермалої (79 % *Ni*, 80 % *Ni*, 76 % *Ni*), леговані відповідно *Mo* (3,8–4,1 %), *Cr* й *Si*, *Cr* й *Cu* (4,80–5,20 %).

Усі сплави містять у невеликих кількостях *Mn* (0,30–0,60 %) і *Si* (0,15–0,30 %).

*Сплав 45Н* має підвищену магнітну проникність і найвище значення індукції насичення зі всієї групи залізонікелевих сплавів (1,5 Тл). Стандарт рекомендує застосовувати цей сплав для осердь міжлампових і малогабаритних силових трансформаторів, дроселів, реле й деталей магнітних кіл, що працюють при підвищених індукціях без підмагнічування або з невеликим підмагнічуванням.

*Сплав 50Н* відрізняється від сплаву 45Н підвищеними магнітними властивостями й дещо більшою вартістю.

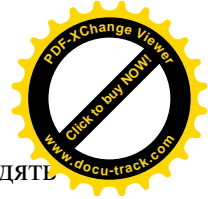
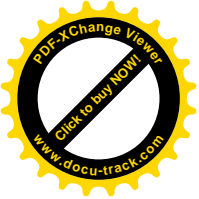
*Сплав 50НХС* має підвищену магнітну проникність і високий питомий електроопір. Він рекомендується для осердь імпульсних трансформаторів та апаратури зв'язку звукових і високих частот, що працюють без підмагнічування або з невеликим підмагнічуванням.

*Сплави 79НМ, 80НХС, 76НХД* мають високу проникність у слабких полях. Сплав марки 76НХД має підвищену температурну стабільність в інтервалі від -60 до +60 °С.

Сплави цієї групи рекомендуються для осердь малогабаритних трансформаторів, реле й магнітних екранів; при товщині 0,02 мм – для осердь імпульсних трансформаторів, магнітних підсилювачів і безконтактних реле.

Недоліками пермалоїв є їх відносно висока вартість, дефіцитність окремих компонентів, насамперед *Ni*, необхідність проведення складного відпалу після механічної обробки, а також велика залежність магнітних властивостей від механічних впливів.





Крім розглянутих марок пермалоїв, у техніці знаходять застосування й деякі інші залізонікелеві сплави.

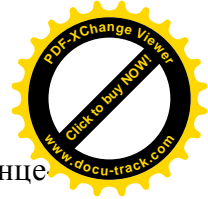
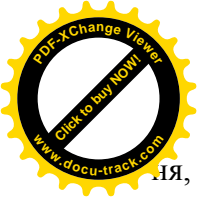
*Алсифер.* У системі  $Al-Si-Fe$  сплав, що містить 5,4 %  $Al$ , 9,6 %  $Si$  і 86 %  $Fe$ , має високу магнітну проникність [ $\mu_0=35\ 000$  Гс/Е,  $\mu_{max}=120\ 000$  Гс/Е,  $H_c=0,022$  Е (1,75 А/м)]. Його можна застосовувати для тих самих призначень, що й значно більш дорогий високонікелевий сплав пермалой. Однак сплав алсифер крихкий і з нього не можна виготовляти листи, тому його застосовують у вигляді порошків (для виготовлення магнітодіелектриків).

*Пермінвар.* Це сплави з постійною магнітною проникністю, зміна поля від 0 до 80–160 А/м не змінює в цих сплавів магнітної проникності, що іноді важливо. Як приклад наведемо деякі сплави: 45 %  $Ni$  і 25 %  $Co$ , решта  $Fe$  (45НК); або 45 %  $Ni$ , 25 %  $Co$ , 7,5%  $Mo$ , решта –  $Fe$  (45НKM). Початкова магнітна проникність цих сплавів 365 та 850 Гс/Е, а максимальна 1 800 та 4 000 Гс/Е відповідно.

*Пермендюр* — сплав (50 %  $Co$ , 1,8 %  $V$ , решта  $Fe$ ) з високою індукцією насичення. Застосовують для виготовлення приладів за необхідності сконцентрувати в невеликому просторі потужний потік силових ліній. Залізо має магнітне насичення 2,15 Тл, а сплав пермендюр – 2,38 Тл.

*Термалой* – сплав, індукція якого досить різко змінюється в інтервалі температур від -60 до +50 °С. Застосовують для автоматичного коректування похибок магнітоелектричних приладів. Така сильна зміна магнітних властивостей обумовлена тим, що точка Кюрі сплаву знаходиться поблизу (дещо вище) зазначеного інтервалу. Практичне застосування одержали сплави із 30 %  $Ni$ , решта  $Fe$  (*термалой*), із 30 %  $Cu$ , решта  $Fe$  (*кальмалой*).

**Магнітно-м'які ферити.** До магнітно-м'яких феритів належать в першу чергу нікельцинкові (Ф-2000) і марганецьцинкові (3000НМ). У табл. 4.16 подані орієнтовні характеристики цих груп феритів. Знаходять також застосуван-



ня, особливо в галузі високих частот, літійцинкові, свинцево-нікелеві й деякі інші типи феритів.

Таблиця 4.16 – Деякі властивості промислових магнітно-м'яких феритів

Ферити	$\mu_0$ , Гс/Е	$\mu_{max}$ , Гс/Е	$H_c$ , А/м (Е)
Низьконікелеві (40–50 % Ni)	10–2000	15–3500	955–8 (12–0,1)
Високонікелеві (79 % Ni)	1000–5000	3000–10000	28–12 (0,35–0,15)

Магнітно-м'які ферити на цей час застосовують як осердя різного роду трансформаторів, котушок індуктивності фільтрів, контурів, магнітних антен; статорів і роторів високочастотних моторчиків, деталей відхильних систем телевізійної апаратури й т. п. Усі ці галузі застосування належать до високочастотної й імпульсної техніки. У постійних полях і в полях промислової частоти магнітно-м'які ферити не застосовують.

Ферити можна отримати різними способами. Найбільш простим і найпоширенішим методом на сьогодні є метод окислів, у якому як вихідні матеріали використовуються окисли відповідних металів.

#### 4.4. Матеріали для нагрівальних елементів

Ці матеріали застосовуються для електронагрівальних елементів печей (рис. 4.20), побутових приладів, електричних апаратів теплової дії, елементів опору.

Матеріали для електронагрівачів поділяються на металеві (ніхроми, фехрالی, багатоконпонентні сплави та тугоплавкі метали) й неметалеві ( $MoSi_2$ ,  $SiC$ ).

**Металеві сплави.** До цих сплавів ставиться ряд вимог.

1. Висока жаростійкість, тобто взаємодія їх із компонентами атмосфер, у яких вони працюють, при високих температурах повинна бути якомога меншою.

2. Високий електричний опір, що дозволяє зосередити необхідну теплову потужність у малому обсязі.

3. Достатня крипостійкість, що обумовлює збереження геометрії нагрівачів у процесі експлуатації.

4. Задовільна пластичність у холодному стані, що забезпечує можливість виготовлення нагрівальних елементів потрібної геометрії.

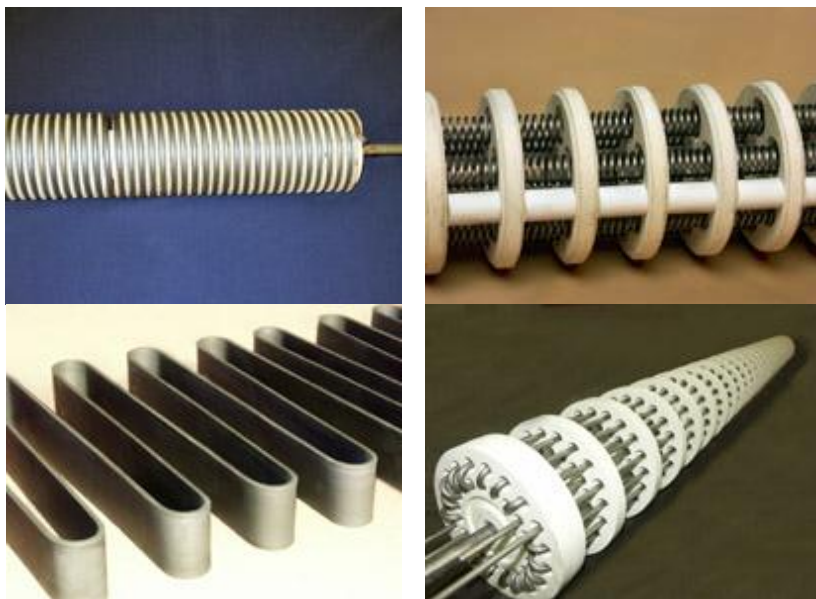
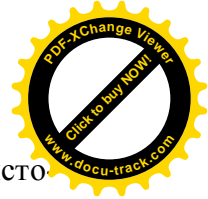
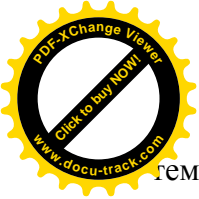


Рисунок 4.20 – Типові електронагрівачі промислових печей

До того ж для зниження матеріаломісткості електричних печей сплави повинні мати, крім високого питомого електричного опору, і високі випромінювальні властивості. Стабільність електричного опору нагрівального елемента в процесі експлуатації, а також невелике і постійне значення



температурного коефіцієнта опору дозволяють використувати сплави опору в ряді випадків без регулювальних трансформаторів. Завдяки невеликому температурному коефіцієнту лінійного розширення спрощуються розміщення і кріплення нагрівальних елементів. Для збереження форми нагрівального елемента в процесі роботи матеріал повинен бути достатньо жароміцним. Оскільки нагрівальний елемент працює у контакті з вогнетривкими матеріалами, він не повинен взаємодіяти з ними. Матеріал для нагрівальних елементів повинен мати задовільні технологічні характеристики (пластичність, зварюваність і т. п.) і невисоку вартість.

Найважливішими експлуатаційними характеристиками сплавів зазначеної групи є гранична робоча температура і величина питомого електричного опору.

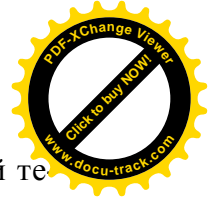
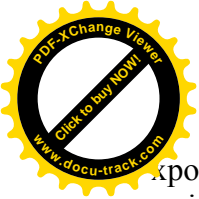
Перелічені вимоги найповніше задовольняють спеціально розроблені для нагрівальних елементів сплави опору, які можна розділити на три групи (табл. 4.16–4.18):

1. *Ніхроми* (сплави  $Ni-Cr$  і  $Ni-Cr-Fe$ ) відомі з початку ХХ століття і застосовуються до цього часу у промисловості, так і в побутових приладах.

Ніхроми мають високе значення питомого електричного опору при малому його температурному коефіцієнті, а також високу жаростійкість в окиснювальній атмосфері та в азоті. Вони пластичні як у початковому стані, так і в процесі експлуатації. Типовий режим пом'якшувальної термічної обробки для ніхромів: нагрівання до 1000–1050 °С, охолодження у воді або на повітрі.

Ніхроми не взаємодіють із керамічним футеруванням печей, однак руйнуються під дією контакту з азбестом при температурах вище 400 °С. Недолік ніхромів – високий вміст дефіцитного нікелю.

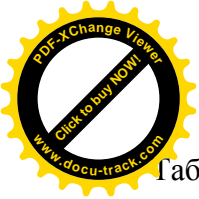
2. *Фехрالی* (сплави  $Fe-Cr-Al$ ) стали широко застосовуватися із 30-х років ХХ століття. Фехрالی дешевші за ні-



хромі, мають вищі температури експлуатації, більший термін служби при високих температурах і меншу питому густину сплаву, але поступаються їм за жаростійкістю, пластичністю (низька пластичність у початковому стані, що важливо при виготовленні нагрівальних елементів, а також різке зменшення пластичності сплаву під час експлуатації, що важливо під час роботи і ремонту нагрівальних елементів) та технологічності. При повільному охолодженні нижче 500 °С або витримці в інтервалі температур 450–500 °С сплави на основі системи  $Fe-Cr-Al$  окрихчуються (так звана 475-градусна крихкість). Для усунення крихкості застосовується гартування з 750–860 °С з охолодженням у воді. При високих температурах (вище 1100–1200 °С) фехралі мають низький опір повзучості, що призводить до провисання нагрівачів під власною вагою. Для запобігання провисання необхідно розміщувати нагрівачі на опорах по всій їх довжині.

Сплави на основі системи  $Fe-Cr-Al$  схильні до хімічної взаємодії з рядом оксидів і металів ( $Cu$ ,  $Zn$ ,  $Al$ ,  $Pb$ ). Для них не можна, як для ніхромів, використовувати кераміку з шамоту, що містить значну кількість домішок оксидів заліза. Для температур 1100–1300 °С придатна вогнетривка маса, що містить не менше 75 % глинозему, кремнезему (менше 25 %) та оксидів заліза (менше 1 %). Добре зарекомендував себе спосіб обмазування кераміки в місцях контакту з нагрівальними елементами високоглиноземистою масою.

3. *Багатокомпонентні сплави* (база  $Fe-Cr-Al$ , легувальні елементи:  $Mn$ ,  $Si$ ,  $Y$ ,  $La$ ,  $Ce$ ,  $Zr$ ,  $Ti$ ), відомі під назвами фірм виробників: Kanthal, Resistohm, Aluchrom та ін., мають близьку до фехралів ( $Fe-Cr-Al$ ) базу. Проте за рахунок легування різними елементами, а також технологічних особливостей виготовлення виробникам вдалося позбави-

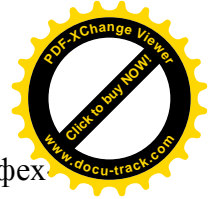
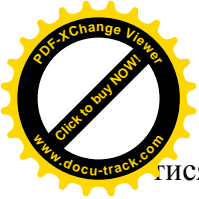


Таблиця 4.16 – Хімічний склад сплавів для електронагрівачів (ГОСТ 12766-67)

Марка сплаву	Вміст елементів, %								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Fe	S	P
X13Ю4	≤0,15	≤0,7	<1,0	12,0–15,0	≤0,6	3,5–5,5	Зал.	<0,025	≤0,035
0X23Ю5	≤0,06	≤0,5	<0,7	21,5–24,5	≤0,6	4,5–5,5	//–//	<0,020	≤0,025
0X23Ю5А	≤0,05	≤0,3	<0,6	21,5–23,5	≤0,6	4,6–5,3	//–//	<0,015	≤0,020
0X27Ю5А	≤0,05	≤0,3	<0,6	26,0–28,0	≤0,6	5,0–5,8	//–//	<0,015	≤0,020
X15Н60	≤0,15	≤1,5	0,4–1,5	15,0–18,0	55,0–61,0	<0,2	//–//	<0,020	≤0,030
X15Н60-Н	≤0,10	≤0,6	1,0–1,5	15,0–18,0	55,0–61,0	<0,2	//–//	<0,020	≤0,030
X20Н80	≤0,15	≤0,7	0,4–1,5	20,0–23,0	Зал.	<0,2	≤1,5	<0,020	≤0,030
X20Н80-Н	≤0,10	≤0,6	1,0–1,5	20,0–23,0	//–//	<0,2	≤1,2	<0,020	≤0,030

Таблиця 4.17 – Основне призначення сплавів й інтервал робочих температур в окиснювальних атмосферах ( $t_{п}$  і  $t_{о}$  – гранична й оптимальна робоча температури)

Марка сплаву	Роб. тем-ра, °C		Призначення сплавів
	$t_{п}$	$t_{о}$	
X13Ю4	1000	900	Дріт і стрічка для реостатів, нагрівальних елементів, побутових приладів та апаратів
0X23Ю5	1200	1150	Дріт і стрічка для промислових і лабораторних печей, побутових приладів та апаратів, свічок накаливання
0X23Ю5А	1200	1175	Те саме, але з більшим терміном служби
0X27Ю5А	1300	1250	Дріт і стрічка для високотемпературних промислових і лабораторних печей
X15Н60	1000	950	Дріт і стрічка для побутових приладів, апаратів, реостатів
X15Н60-Н	1100	1050	Дріт і стрічка для промислових і лабораторних печей, побутових приладів та апаратів
X20Н80	1100	1050	Дріт і стрічка для побутових приладів, апаратів, реостатів, мікродріт для малогабаритних опорів
X20Н80-Н	1200	1150	Дріт і стрічка для промислових і лабораторних печей, побутових приладів та апаратів



тися від основних недоліків, що властиві класичним фехралам: істотно підняти пластичність, запобігти сильному зростанню зерна і міжкристалічному руйнуванню сплавів при підвищених температурах і при цьому зберегти основні переваги цього класу сплавів.

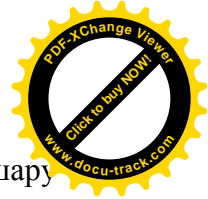
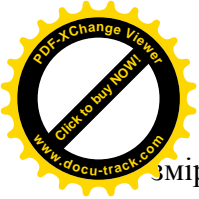
Таблиця 4.18 – Хімічний склад багатокомпонентних сплавів згідно з ГОСТ 12766.1-90 і ГОСТ 12766.2-90

Марка сплаву	Ni	Cr	Fe	Al	C	Інші легув. ел-ти
Резистом P135 (Resistohm P135)	–	20	зал.	4,5	менше 0,02	Si, Mn, Zr, Y й ін.
Резистом P140 (Resistohm P140)		22		5		
Резистом P145 (Resistohm P145)		23		6		

Гарні властивості цих матеріалів обумовлені, зокрема, тим, що на їх поверхні утворюється високоміцна плівка  $Al_2O_3$  світло-сірого кольору, яка є відмінним ізолятором і ефективніше запобігає корозії порівняно з оксидом хрому ( $Cr_2O_3$ ), що утворюється на поверхні ніхромів. Плівка оксиду хрому менш стійка, швидше відшаровується і випаровується (випаровування при 1100 °С), що призводить до скорочення терміну служби нагрівача.

Промислові камерні печі виготовляються на основі футерування з легковагих волокнистих вогнетривів, що в комплексі з нагрівачами із сучасного сплаву дозволяє скоротити час виходу на робочий режим, а також значно скоротити споживання електроенергії та експлуатаційні витрати порівняно з печами на основі цегляного футерування з нагрівачами з ніхрому.

Хоча хімічний склад зазначених сучасних сплавів і близький до класичних фехралів, проте матеріали мають ряд істотних відмінностей: мікролегування *Y, La, Ce, Zr, Ti, Si*, знижений вміст *C*, однорідність структури, менший ро-



змір зерна, висока якість поверхні, висока щільність шару захисної плівки  $Al_2O_3$ , що дозволяє отримати матеріал з високими експлуатаційними властивостями.

### **Основні переваги багатокomпонентних сплавів:**

*Порівняно з ніхромами:*

1. Висока робоча і максимальна температури застосування :  $t_{\max}=1200-1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{\text{пл.}}=1500\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

2. Термін служби більший у 2–3 рази під час роботи при температурах вище  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Приклад: при  $t=1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ , термін служби X20H80 у 2–3 рази нижчий, ніж «Резистом Р», атмосфера – повітря.

3. Густина нижча, ніж у ніхрому ( $7,1-7,2\text{ г/см}^3$  проти  $8,4\text{ г/см}^3$  у X20H80). Економія на матеріалі становить 17 % за масою.

4. Вищий питомий електроопір  $1,39-1,45\text{ Ом}\cdot\text{мм}^2/\text{м}$  проти 1,12 для X20H80, що приводить до економії на матеріалі.

5. Вище значення допустимої поверхневої потужності ( $4\text{ Вт/см}^2$  проти  $2\text{ Вт/см}^2$  для X20H80 при  $t=1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ ). Наведені в п. 3, 4, 5 переваги дозволяють економити на матеріалі для нагрівальних елементів 20–30 % за масою порівняно з X20H80.

6. Відмінна стійкість у повітряному середовищі, вакуумі, аргоні, сірковмісних середовищах та атмосферах, що містять  $CO$ , водяній парі.

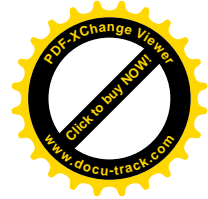
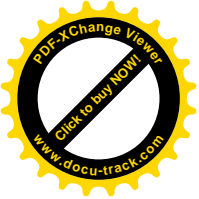
7. Висока стійкість до інтеркристалітного окиснення.

8. Високе значення межі повзучості, що зменшує ймовірність провисання елементів.

9. Хороші механічні властивості: висока межа текучості, хороша пластичність при кімнатній температурі (подовження більше 21 %).

10. Низьке стабільне значення температурного коефіцієнта електроопору. Невелика залежність електроопору від різних видів теплової дії і холодної деформації.





11. Ціна нижча, ніж ніхромів.

*На відміну від класичних фехралів:*

1. Істотно велика пластичність (подовження) при кімнатній температурі: більше 21 % проти 10–12 % у класичних фехралів.

2. Вища пластичність сплаву після експлуатації при високих температурах.

3. Понижене значення інтеркристалітного окиснення.

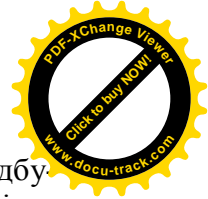
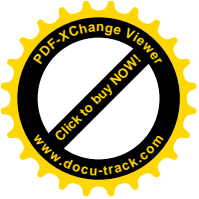
4. Зниження розміру зерна як у початковому стані, так і сповільнене зростання зерна під час експлуатації при високих температурах – стабільність функціональних властивостей.

5. Хороша зварюваність сплавів.

У табл. 4.16 і 4.18 поданий хімічний склад сплавів для нагрівачів. Сплави з індексами А та Н – найбільш високої якості, що забезпечується прецизійною технологією їх виготовлення. Їх легують мікродобавками рідкоземельних і деяких інших металів, що істотно впливають на процеси окиснювання при високих температурах. Призначення сплавів і робочі температури нагрівальних елементів наведені в табл. 4.17.

*Атмосфера печі.* У вуглецевмісних середовищах ( $CO-CO_2-CH_4-H_2-H_2O-N_2$ ) може відбуватися науглецювання сплавів, особливо в середовищах із високим вуглецевим потенціалом.

Сплави  $Fe-Cr-Al$  (0X23Ю5А та 0X27Ю5А) у цих середовищах більш стійкі, ніж  $Ni-Cr$ , тому що окисна плівка, що містить окисли алюмінію, перешкоджає науглецюванню. Окис хрому, що утворюється на ніхромах, проникний для вуглецю, внаслідок чого в металі утвориться значна кількість карбиду хрому. В атмосферах, що містять сірку й сірчисті сполуки, сплави  $Fe-Cr-Al$  також більш стійкі, ніж ніхроми.



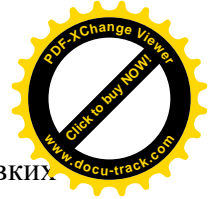
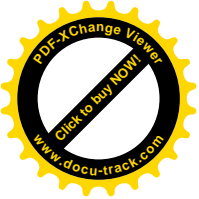
У вакуумі при високих температурах одночасно відбуваються процеси окиснювання й випаровування (сублімації), причому окиснювання проходить значно слабкіше, ніж при атмосферному тиску. Чим вища температура й нижчий тиск, тим інтенсивніше випаровування. Найбільш інтенсивно випаровуються компоненти, що характеризуються більш високою пружністю пари. У залізохромоалюмінієвих сплавів такими компонентами є *Al* і *Cr*, у ніхромів – *Cr* і *Si*.

Сплави прецизійні з високим електричним опором випускають у вигляді холоднотягнутої проволочки, холоднокатаної і плущеної стрічки, круглих каліброваних (холодно- і теплотягнутих) прутків, сортового прокату (гарячекатаного круглого перерізу і теплокатаного квадратного перерізу) згідно з ГОСТ 12766.1-90 – 12766.5-90.

Дріт, стрічка, сортовий прокат (крім прутків) із сплавів опору поставляються в термообробленому стані. Для проведення пом'якшувального відпалу рекомендується режим термообробки, наведений у табл. 4.19.

Таблиця 4.19 – Режими термічної обробки сплавів опору

Марка сплаву	Режим термічної обробки
X15Ю5, X23Ю5, X23Ю5Т, X27Ю5Т	Нагрівання до 750–860 °С, витримка 30 хв, охолодження у воді
X20Н80-Н	Нагрівання до 1050–1100 °С, витримка 20 хв, охолодження на повітрі
X15Н60-Н, X15Н60	Нагрівання до 950 °С, витримка 20 хв, охолодження у воді
ХН70Ю	Нагрівання до 1130 °С, витримка 20 хв, охолодження у воді
ХН60Ю3	Нагрівання до 1050–1100 °С, витримка 20 хв, охолодження у воді
ХН20ЮС	Нагрівання до 1050 °С, витримка 30 хв, охолодження у воді



**Тугоплавкі метали.** В електротермії з тугоплавких металів застосовуються в основному вольфрам, молібден, тантал і ніобій. Ці метали належать до елементів V і VI груп таблиці Д. І. Менделєєва, мономорфні, мають ОЦК-кристалічну ґратку з високою міцністю міжатомного зв'язку, наслідком чого є високі значення температури плавлення і механічної міцності.

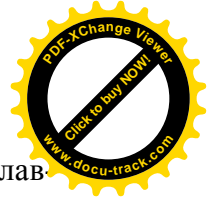
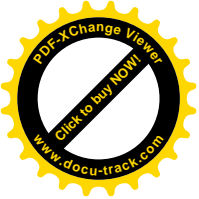
Тугоплавкі метали працездатні у вакуумі, відновному і нейтральному середовищах і, крім того, стійкі в деяких агресивних середовищах (кислотах, розплавах лужних металів і т. д.). В окиснювальному середовищі вони мають малу жаростійкість і можуть застосовуватися лише із захисними покриттями (див. розділ 1).

Таблиця 4.20 – Характеристики тугоплавких металів

Параметр	<i>W</i>	<i>Mo</i>	<i>Nb</i>	<i>Ta</i>
Температура плавлення, °C	3400±10	26224±10	2468±10	2996±10
Густина, кг/м <sup>3</sup>	19 300	10 200	8500	16600
Питомий електричний опір 10 <sup>-6</sup> Ом·м (при 293 °K / 2600 °K)	0,056/0,77	0,05/0,53	0,15/0,85	0,15/0,93

Таблиця 4.21 – Допустимі температури нагрівачів з тугоплавких металів, що працюють у печах у контактi з керамічним футеруванням

Матеріал футерування	Температура нагрівача, °C		
	<i>Mo</i>	<i>W</i>	<i>Nb</i>
<i>Al</i> <sub>2</sub> <i>O</i> <sub>3</sub> (корунд)	1800	1800–1900	1650
<i>Al</i> <sub>2</sub> <i>O</i> <sub>3</sub> зі вмістом <i>SiO</i> <sub>2</sub> : 12	1700	1700–1800	1400–1500
30	1500	1500	1400
55	1400	1400	1400
Шамот	1200	–	–
<i>ZrO</i> <sub>2</sub> (технічний, стабілізований <i>CaO</i> )	1800	1900	1450



Фізичні, а особливо механічні, властивості тугоплавких металів залежать від ступеня чистоти металу, складу домішок, способу виготовлення. Наслідком подібної залежності є значні розбіжності цих властивостей за даними різних дослідників. У табл. 4.20 наведені деякі характеристики тугоплавких металів. У табл. 4.21 подані допустимі температури нагрівачів, що працюють у контакт з керамічним футеруванням.

**Неметалеві матеріали.** Для виготовлення нагрівачів широкого застосування віднайшли неметалеві матеріали на основі карбіду кремнію, дисиліциду молібдену, хроміту лантану, діоксиду цирконію тощо.

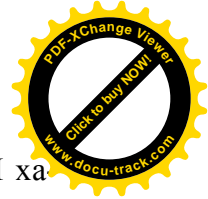
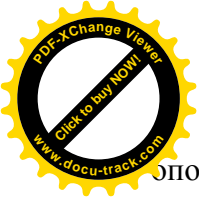
*Карбід кремнію і карбідокремнієві нагрівачі.* Карбід кремнію  $SiC$  (карборунд) до температури  $2093\text{ }^{\circ}C$  має кубічну форму кристалічної ґратки  $\beta-SiC$ , вище  $2093\text{--}2399\text{ }^{\circ}C$  вона переходить у гексагональну  $\alpha-SiC$ , яка при  $2400\text{--}2700\text{ }^{\circ}C$  розкладається (дисоціює), не розплавляючись, на  $Si$  і  $C$ . Карбід кремнію має показники, подані в табл. 4.22.

Випускаються два види технічного карбіду кремнію – чорний і зелений; чорний містить більше домішок і поступається зеленому за абразивними властивостями, за вогнетривкими властивостями відмінності між ними не встановлені. З карбіду кремнію виготовляють вогнетриви і нагрівальні елементи.

Таблиця 4.22 – Характеристики карборунду ( $SiC$ )

Температура плавлення, $^{\circ}C$	2820
Густина, $кг/м^3$	3200
Межа міцності на розтягування, МПа	35–42
Межа міцності при стисканні, МПа	576
Питомий електричний опір, Ом·м	1,0–2,0

Нагрівачі на основі  $SiC$  мають скорочене позначення КЕН (КЕН А, КЕН Б, КЕН БС, КЕН ВП й ін.). Вони широко застосовуються у високотемпературних електропечах



опору. Порівняно з нагрівачами зі сплавів опору КЕН характеризуються властивостями: вищою температурою застосування (до 1450–1600 °С на поверхні нагрівача), вищим питомим електричним опором, можливістю заміни нагрівачів, що вийшли з ладу, без тривалої зупинки печі.

До основних недоліків КЕН належать:

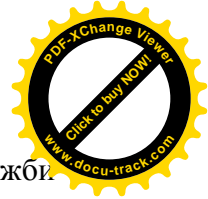
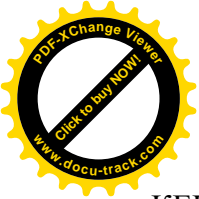
- низька механічна міцність,
- збільшення опору нагрівачів у процесі експлуатації за рахунок окиснення (старіння нагрівачів),
- нестабільність значень швидкості старіння і терміну служби.

Старіння КЕН викликає додаткові незручності під час їх експлуатації: силове устаткування печей (трансформатори, регулятори тиристорів) повинне забезпечувати можливість підвищення напруги; КЕН, що вийшли з ладу, повинні замінюватися на нагрівачі з вищим значенням опору порівняно з маркувальним опором нагрівачів.

Карбідкремнієві електронагрівачі містять карбід кремнію не менше 97 %, мають відкриту пористість не більше 24 для КЕН А і 28 % для КЕН БС і КЕН В.

Таблиця 4.23 – Рекомендовані значення максимальних температур розігрівання активної частини нагрівачів, °С, для різних атмосфер печі

Інертні гази (аргон, гелій та ін.)	1500
Азот	1470
Повітря	1470
Вуглекислий газ	1450
Кисень	1400
Оксид вуглецю	1300
Повітря вологе, точка роси +10 °С	1300
Повітря сухе, точка роси -50 °С	1250
Вакуум (залишковий тиск), Па:	
13,3	1200
0,66	1100



До основних чинників, що визначають термін служби КЕН, належать: температурно-часовий режим роботи електропечі, значення питомої поверхневої потужності, схема з'єднання нагрівачів, спосіб регулювання температури печі, склад пічної атмосфери, якість і надійність КЕН. У табл. 4.23 наведені рекомендовані значення максимальних температур розігрівання активної частини нагрівачів для різних атмосфер печі.

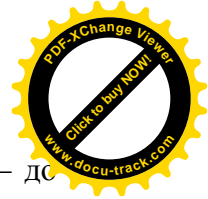
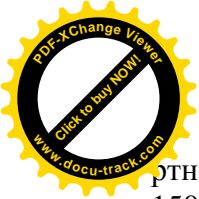
*Дисиліцид молібдену і нагрівачі на його основі.* Дисиліцид молібдену  $MoSi_2$  містить 63 % *Mo*; 36,7 % *Si*; 0,8 % *C*; 0,2 % *Fe*. У табл. 4.22 представлені основні характеристики дисиліциду молібдену.

Таблиця 4.22 – Характеристики дисиліциду молібдену

Температура плавлення, °C	2030±50
Густина, кг/м <sup>3</sup>	6300
Межа міцності при розтяганні (1320 °C), МПа	287
Межа міцності при стисканні (1530 °C), МПа	280
Питомий електричний опір при 20 °C, 10 <sup>-6</sup> Ом·м	0,22

Вище за 1700 °C вироби з  $MoSi_2$  швидко руйнуються.  $MoSi_2$  стійкий при нагріванні в сірчистому газі, в діоксиді азоту, вуглекислому газі; після окиснювального нагрівання не руйнується хлористим воднем; стійкий проти всіх розплавлених металів, які не утворюють міцних силіцидів; до 1000 °C не взаємодіє з *Sn*, *Pb*, *Na*, *Ag*,  $MoSi_2$ , нестійкий у середовищі аміаку; у вакуумі за відсутності захисного шару  $SiO_2$  інтенсивно взаємодіє з *Al*, *Cu*, *Fe*, *Cr*; може відновлювати при контакті в процесі нагрівання (з утворенням  $SiO_2$ ) менш міцні, ніж  $SiO_2$ , оксиди *CuO*, *PbO*,  $Fe_2O_3$ , *ZnO*, *MnO*,  $Cr_2O_3$ .

Нагрівачі на основі дисиліциду молібдену широко застосовуються у високотемпературних електропечах опору з різними атмосферами. Електронагрівачі надійно працюють в таких середовищах: на повітрі, окиснювальних і ін-



ртних газах – до 1700 °С; у відновних середовищах – до 1500 °С.

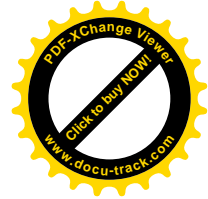
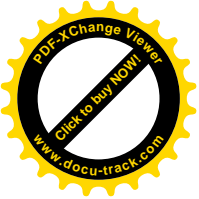
Найбільш сприятливим середовищем для  $MoSi_2$ -нагрівачів є: повітря,  $CO_2$ ,  $Ar$ ,  $N_2$ ,  $CO$ ,  $H_2$ , вуглеводні. Потрібно уникати контакту  $MoSi_2$  з  $Cl$ ,  $SO_3$ , сіркою, а також роботи при високому вакуумі. Для  $MoSi_2$  придатне будь-яке середовище, що не завдає шкідливої дії на кварцове скло.

Порівняно з карбідкремнієвими нагрівачі на основі дисиліциду молібдену мають ряд переваг: вищу робочу температуру на активній частині нагрівача (1650–1700 °С) за рахунок утворення захисної оксидної плівки зі склоподібного  $SiO_2$  та оксидів молібдену; здатність до швидкого розігрівання за рахунок зростання електричного опору з підвищенням температури; стабільність електричного опору протягом усього терміну служби нагрівачів, що дозволяє з'єднувати їх послідовно і замінювати нагрівачі, що вийшли з ладу, без урахування їх початкового електричного опору.

Відмітною особливістю нагрівачів на основі дисиліциду молібдену є здатність витримувати велике енергетичне навантаження при високих температурах. Це дозволяє концентрувати велику кількість енергії в малому об'ємі печі.

До недоліків нагрівачів на основі дисиліциду молібдену належать: низька механічна міцність; низька термостійкість; низький початковий електричний опір, що обумовлює необхідність використання потужного силового устаткування; висока початкова пластичність в інтервалі температур 1400–1650 °С.

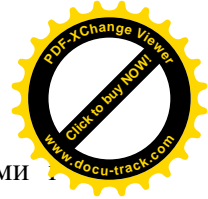
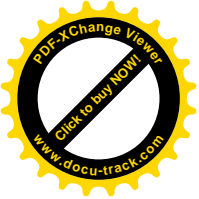
Нагрівачі на основі дисиліциду молібдену випускаються під назвою «Нагрівачі високотемпературні з силіциду молібдену типу СМ-1» згідно з ТУ 16-531.170-76.



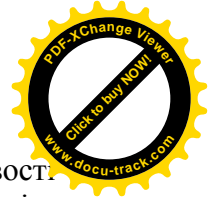
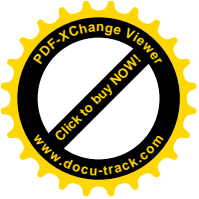
## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Які системи представляють сплави з низьким температурним коефіцієнтом лінійного розширення?
2. На які групи поділяються сплави залежно від значення ТКЛР?
3. Які сплави називаються інварними?
4. Яке призначення інварних сплавів?
5. Яке призначення сплавів суперінвар, ковар і платиніт?
6. Які сплави називаються елінварними?
7. Які системи представляють елінварні сплави?
8. Що таке температурний коефіцієнт модуля нормальної пружності і від чого він залежить?
9. На які групи поділяються сплави з малим і сталим термopружним коефіцієнтом залежно від структурного механізму зміцнення?
10. У чому полягає сутність ефекту пам'яті форми?
11. Які системи представляють сплави з ЕПФ?
12. Які причини явища ЕПФ?
13. Який мартенсит називається механомартенситом?
14. Залежно від того, який параметр є провідним для процесу повернення деформації, на які групи поділяють сплави з ЕПФ?
15. У чому полягає сутність одностороннього ЕПФ?
16. У чому полягає сутність двостороннього ЕПФ?
17. У чому полягає сутність надпружності у сплавах з ЕПФ?
18. У яких галузях застосовують сплави з ЕПФ? Наведіть приклади.
19. В чому полягають особливості застосування сплавів з ЕПФ у медицині?
20. Укажіть основні магнітні характеристики металів.
21. Класифікація магнітних матеріалів.

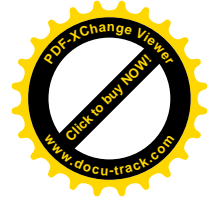
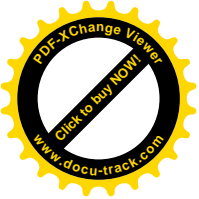




22. Які матеріали називаються магнітно-твердими магнітно-м'якими?
23. Які вимоги ставляться до магнітно-твердих матеріалів?
24. На які групи поділяються магнітно-тверді матеріали за класифікацією С. В. Вонсовського?
25. Які сталі використовуються як магнітно-тверді матеріали?
26. Які основні легувальні елементи магнітно-твердих сталей, що загартовуються на мартенсит, їх призначення?
27. Які особливості термічної обробки сталей, що загартовуються на мартенсит?
28. Які системи представляють сплави, що дисперсійно твердіють?
29. Особливості легування та термічної обробки сплавів, що дисперсійно твердіють.
30. Які системи представляють сплави, що дифузійно твердіють?
31. Які шляхи підвищення магнітних характеристик сплавів, що дифузійно твердіють?
32. Які переваги і недоліки магнітно-твердих матеріалів, що отримують методами порошкової металургії?
33. Які переваги і недоліки магнітно-твердих матеріалів, що містять благородні метали?
34. У чому полягає сутність отримання магнітів з інтерметалідної сполуки  $Mn-Bi$ ?
35. Які переваги і недоліки магнітно-твердих феритів?
36. Галузі застосування магнітно-твердих феритів.
37. Які матеріали називаються магнітно-м'якими?
38. Які вимоги ставляться до магнітно-м'яких матеріалів?



39. Які фактори впливають на магнітні властивості технічного заліза? В чому полягають особливості термічної обробки технічного заліза?
40. Які сталі використовують як магнітно-м'які матеріали?
41. У чому полягають особливості легування і термічної обробки електротехнічних сталей?
42. Що таке реброва текстура рекристалізації, які властивості вона забезпечує і яким чином її можна отримати?
43. Яка сталь називається трансформаторною і динамною?
44. Які сплави називають пермалоями? Їх призначення.
45. У чому полягає складність термічної обробки пермалоїв?
46. Який сплав називають алсифером?
47. Який сплав називають пермінваром?
48. Які галузі застосування магнітно-м'яких феритів?
49. Які матеріали застосовуються для виготовлення електронагрівачів?
50. Які основні металічні сплави застосовуються як матеріали з великим електроопором?
51. Які вимоги ставляться до металічних нагрівачів?
52. Які переваги мають багатокомпонентні сплави порівняно з ніхромами та фехралями?
53. Які тугоплавкі метали застосовують як нагрівачі? Переваги та недоліки.
54. Які неметалеві матеріали застосовують для виготовлення нагрівачів?
55. Недоліки та переваги використання сплавів КЕН?
56. Недоліки та переваги використання сплавів на основі дисиліциду молібдену?

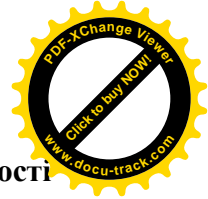
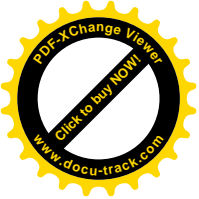


## РОЗДІЛ 5 МАТЕРІАЛИ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ

Технічний прогрес пов'язаний з безперервним зростанням споживання електроенергії. Обмеженість запасів органічного палива, подолання енергетичної кризи й висока вартість виробництва електроенергії обумовили необхідність використання атомної енергії й широкомасштабного будівництва атомних електростанцій (АЕС) у всіх розвинутих країнах світу.

За принципом дії АЕС і теплові електростанції (ТЕС) мало відрізняються одна від одної. На АЕС і ТЕС вода доводиться до кипіння і пара, що утворюється, подається на лопаті високошвидкісної турбіни, змушуючи її обертатися. Вал турбіни з'єднаний з валом генератора, який під час обертання виробляє електричну енергію. Відмінність АЕС і ТЕС полягає у способі нагрівання води до кипіння. Якщо в ТЕС для нагрівання води спалюється вугілля або мазут, то в АЕС для цієї мети використовують теплову енергію керованої ланцюгової реакції поділу урану.

Практично всі матеріали, з яких виготовляються різні конструктивні вузли й робочі частини атомних і термоядерних установок, піддаються дії випромінювання під час їх роботи. Оскільки тривалість роботи ядерних реакторів і проєктованих термоядерних апаратів повинна бути не менше 10 років (інакше вони будуть економічно не вигідними), то протягом цього самого часу повинні безперебійно «працювати» і матеріали конструкцій. Випромінювання реакторів, впливаючи на матеріали, змінює їх структуру, а отже, і їх міцнісні, електричні й інші властивості. Тому проблема вибору або створення нових конструкційних радіаційно-стійких матеріалів набуває принципового значення за подальшого прогресу людства в освоєнні нових джерел енергії.



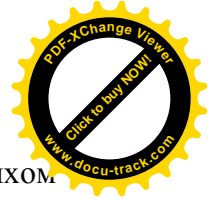
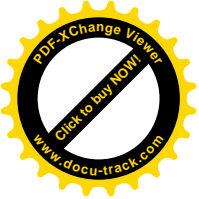
## 5.1. Вплив радіаційного опромінення на властивості металевих матеріалів

При опроміненні потоками частинок (нейтронів, протонів, електронів, альфа-частинок, осколків поділу) і твердим електромагнітним (гамма й рентгенівським) випромінюванням у матеріалах утворюються структурні пошкодження, що називаються *радіаційними дефектами*. Передана матеріалу твердих тіл енергія частинок або випромінювання частково витрачається на розрив міжатомних зв'язків. Для утворення, наприклад, найпростішого радіаційного дефекту – пари Френкеля (вакансії й міжвузлового атома) необхідна енергія, що перевищує граничну і становить 14–35 еВ. При опроміненні матеріалів частинками з енергією порядку мегаелектронвольта атомам, що зміщуються, передається енергія, на порядки вищі порівняно із граничною. Атом, що зміщується, прискорюється, а його кінетична енергія витрачається на іонізацію атомів, що розташовані уздовж траєкторії руху. У результаті утворюється каскад радіаційних дефектів.

Частинки й випромінювання можуть призводити до хімічних і ядерних реакцій (включаючи реакції поділу) у матеріалі тіл, а також появи в структурі матеріалів самих бомбардувальних частинок (іонне проникнення), що викликає появу домішок у матеріалі та є другою причиною виникнення радіаційних дефектів.

Фізичні процеси, що призводять до утворення радіаційних дефектів, становлять наукову основу радіаційного матеріалознавства, що вивчає сукупність методів, які дозволяють:

- створити матеріали (конструкційні, полімерні, напівпровідникові й ін.), стійкі до впливу ядерних випромінювань;



- надавати матеріалам необхідні властивості шляхом їх дозованого опромінення.

Радіаційні дефекти здатні змінювати об'ємні й поверхневі властивості матеріалів. Характер зміни властивостей залежить від довжини пробігу частинки або випромінювання. До поверхневих дефектів призводять опромінення електрозарядженими частинками, випромінювання низьких енергій; до об'ємних дефектів – опромінення швидкими нейтронами.

На рис. 5.1 зображена модель радіаційних ушкоджень, що виникають при зіткненні високоенергетичних нейтронів з атомами кристалічних ґраток. Зіткнення викликають зсуви атомів або каскад зсувів у ґратках залежно від кількості енергії, що передається нейтроном атому металу. Зазнавши удару нейтроном перший атом, подібно до більярдної кульки, ударяючи по інших атомах, викликає у ґратках додаткові зсуви. У результаті розвитку каскаду утворюються об'єми з високою концентрацією вакансій, по периферії оточені зонами з підвищеною щільністю міжвузлових атомів.

Число вакансій, що створюються однією частинкою, залежить від її виду й енергії, а також від властивостей речовини, що опромінюється (табл. 5.1). Одна частинка нейтрона, що має меншу енергію, ніж альфа-частинка й протон, створює незрівнянно більше структурних ушкоджень. Число вакансій, що утворювалися в алюмінії, більше, ніж у берилії, що визначається більшою енергією міжатомного зв'язку в останньому.

Ступінь зміни властивостей при опроміненні залежить від сумарного потоку  $\phi$ , а також від температур опромінення й рекристалізації металу. При опроміненні число дефектів у металі зростає зі збільшенням сумарного потоку. За характером впливу на механічні властивості опромінення нагадує холодну пластичну деформацію.

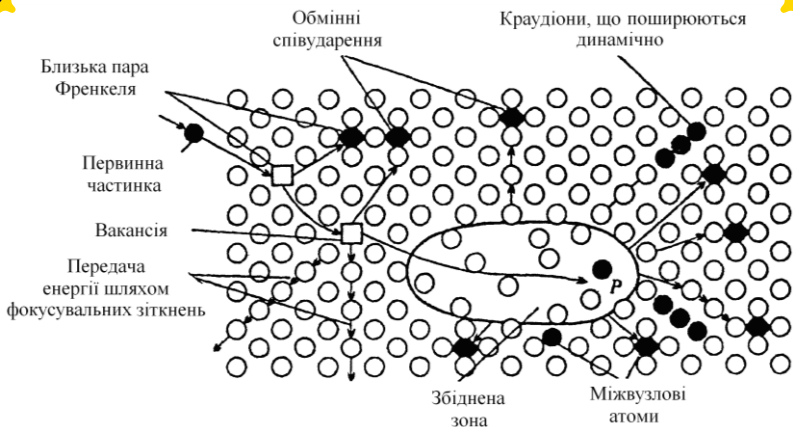
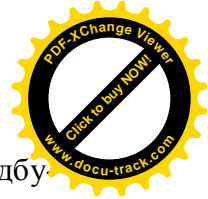
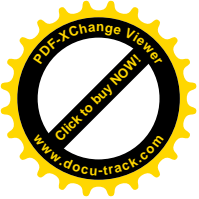


Рисунок 5.1 – Модель радіаційних ушкоджень, що виникають при зіткненні нейтронів з атомами кристалічних ґраток (модель Зеєгера)

Таблиця 5.1 – Число вакансій у металі, що створюються однією частинкою

Метал	Нейтрон ( $E = 3,2 \cdot 10^{-13}$ Дж)	$\alpha$ -частинка ( $E=1,6 \cdot 10^{-12}$ Дж)	Протон ( $E=1,6 \cdot 10^{-12}$ Дж)
Алюміній	6030	82	48
Берилій	454	59	32

При опроміненні великими потоками нейтрони не лише зміщують атоми матеріалу в міжвузля, а й збуджують їх, передаючи частину своєї енергії. При порушенні підсилюються коливання атома і його сусідів у вузлах ґраток, що супроводжується локальним підвищенням температури в невеликому об'ємі кристала. Нагрівання викликає радіаційний відпал. Вакансії й атоми міжвузля взаємодіють – анігілюють, що зменшує концентрацію дефектів. Одночасно йде процес утворення скупчень вакансій, які при дуже великих потоках перетворюються або в дислокаційні петлі, або в мікропори, що призводить до *розбухання*.



Крім того, у деяких матеріалах при опроміненні відбуваються ядерні реакції з утворенням гелію, що, у свою чергу, призводить до появи газових пухирців по межах зерен. Опромінення органічних матеріалів може призводити до руйнування зв'язків у молекулах й утворенню нових молекул з іншим хімічним складом і властивостями.

Опромінення при температурі нижче температури рекристалізації – *низькотемпературне опромінення* – впливає на структурні зміни й механічні властивості металів і сплавів так само, як при холодній пластичній деформації: матеріал зміцнюється, але втрачає пластичність. Максимальна міцність вуглецевих сталей при 20 °С досягається при опроміненні сумарним нейтронним потоком  $\varphi = 2 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ . Зміна тимчасового опору  $\sigma_B$ , межі текучості  $\sigma_{0,2}$  і пластичності при 20 °С аустенітної хромонікелевої сталі при збільшенні сумарного нейтронного потоку  $\varphi$  показана на рис. 5.2. При сумарному потоці нейтронів  $\varphi = 3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$  сталь набуває максимального зміцнення, причому  $\sigma_{0,2}$  зростає інтенсивніше  $\sigma_B$ , що призводить до зниження здатності до деформаційного зміцнення. При подальшому збільшенні сумарного потоку властивості не змінюються.

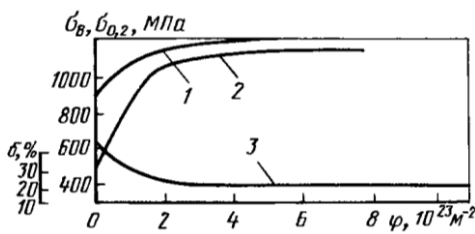


Рисунок 5.2 – Зміна механічних властивостей при 20 °С аустенітної сталі 12Х18Н10Т після низькотемпературного опромінення нейтронами: 1 –  $\sigma_B$ ; 2 –  $\sigma_{0,2}$ ; 3 –  $\delta$

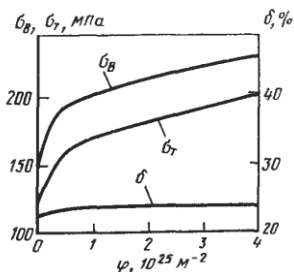
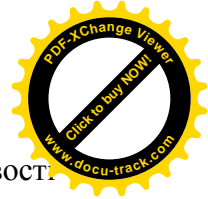
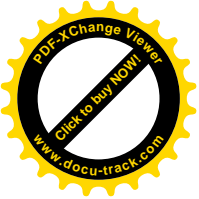


Рисунок 5.3 – Зміна механічних властивостей при 20 °С алюмінію після високотемпературного опромінення нейтронами

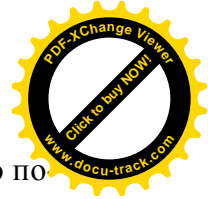
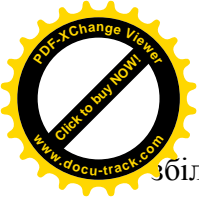


Дія низькотемпературного опромінення на властивості нагадує наклеп – холодну пластичну деформацію. Однак, незважаючи на таку аналогію, механізми впливу радіаційного ушкодження й наклепу на структуру матеріалу принципово різні, оскільки радіаційне ушкодження зв'язане переважно з утворенням точкових дефектів, тоді як деформаційне зміцнення пов'язане в основному з появою лінійних дефектів.

Опромінення при температурі вище температури рекристалізації – *високотемпературне опромінення* – супроводжується радіаційним відпалом, що сприяє відновленню структури й механічних властивостей. У цих умовах опромінення роль точкових радіаційних дефектів знижується. Вакансії й міжвузлові атоми частково анігілюють один з одним, частково взаємодіють із домішками, дислокаціями, межами поділу. Міжвузлові атоми й вакансії, що залишилися, поєднуються в кластери, які, у свою чергу, можуть перетворюватися відповідно в дислокаційні петлі міжвузлового або вакансійного типу. Перлітні сталі при температурі опромінення 250–450 °С мало змінюють властивості, а при температурі вище 450 °С властивості практично не змінюються, тому що рекристалізація проходить повністю. Аустенітні сталі стабільні при температурі вище 600 °С. Алюміній і магній, що мають низькі температури рекристалізації, радіаційностійкі при температурі вище 150 °С. Пластичність не змінюється, а міцність навіть збільшується (рис. 5.3).

Високотемпературне опромінення активізує дифузійні процеси й сприяє розпаду пересичених твердих розчинів – старінню. Цим пояснюється високотемпературна крихкість аустенітних хромонікелевих сталей. Активізацією дифузійних процесів також пояснюється зниження тривалої міцності при опроміненні. Падіння жароміцності зростає зі





збільшенням температури й інтенсивності нейтронного потоку.

При високотемпературному опроміненні великими потоками нейтронів в аустенітних сталях і сплавах на основі *Ni, Ti, Mo, Zr, Be* зароджуються й зростають вакансійні пори, а більш рухливі міжвузлові атоми йдуть на далекі стики (крайові дислокації, межі зерен та ін.), що призводить до помітного збільшення об'єму металу – *радіаційного розбухання*. Берилій, опромінений при температурі 800–900 °С нейтронним потоком  $\varphi = 10^{24} \text{ м}^{-2}$ , збільшує об'єм на 3–5 %. Об'єм аустенітних сталей, що опромінені при робочій температурі 450 °С, лінійно зростає зі збільшенням нейтронного потоку (рис. 5.4). При опроміненні потоком  $\varphi = 10^{27} \text{ м}^{-2}$  об'єм збільшується на 10 %. Найбільше розбухання таких сталей виявляється при робочих температурах цих сталей 350–650 °С. Розбухання викликає зміну форми й розмірів деталей, а також погіршення механічних властивостей. Воно підсилюється скупченням молекулярного водню у мікропорах, що утворюється при опроміненні, або водневмісних газів з великим внутрішнім тиском.

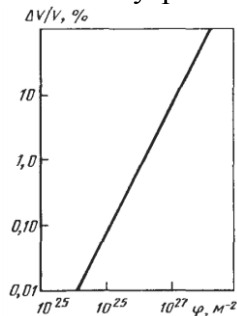
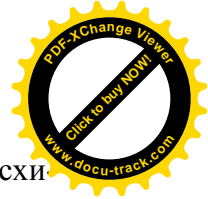
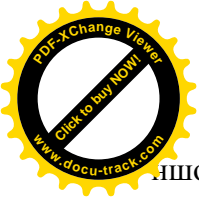


Рисунок 5.4 – Вплив опромінення при 450 °С на відносне збільшення об'єму аустенітної сталі 12Х18Н10Т

Легування хромонікелевих сталей *Ti, Mo, Nb* знижує їх розбухання. Високохромисті феритні й перлітні сталі з ме-



льшою розчинністю водню характеризуються меншою схильністю до розбухання.

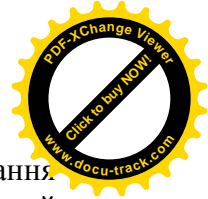
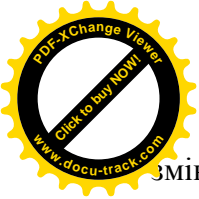
Вплив опромінення на полімерні матеріали призводить до розриву полімерних ланцюжків. Зсув обривків ланцюгів і вільних радикалів змінює властивості полімерів і сприяє їх руйнуванню.

Приклади зміни властивостей деяких матеріалів під дією нейтронного опромінення подані в табл. 5.2.

Таблиця 5.2 – Вплив нейтронного опромінення на різні матеріали

Інтегральний потік швидких нейтронів, нейтрон/см <sup>2</sup>	Матеріал	Вплив опромінення
$10^{14}$ – $10^{15}$	Політетрафторетилен, поліметилметакрилат і целюлоза	Зниження міцності при розтягуванні
$10^{16}$	Каучук	Зниження еластичності
$10^{17}$	Органічні рідини	Газовиділення
$10^{18}$ – $10^{19}$	Метали	Помітне зростання $\sigma_T$
$10^{18}$ – $10^{19}$	Полістирол	Зниження $\sigma_B$
$10^{20}$	Керамічні матеріали	Зменшення теплопровідності, щільності, кристалічності
	Усі пластмаси	Не придатні для використання як конструкційний матеріал
	Вуглецеві сталі	Значне зниження пластичності, подвоєння $\sigma_T$ , підвищення температури переходу від в'язкого руйнування до крихкого
$10^{20}$ – $10^{21}$	Корозійностійкі сталі	Трикратне збільшення $\sigma_T$
$10^{21}$	Алюмінієві сплави	Зниження пластичності без повного окрихчування

При опроміненні різко знижується *корозійна стійкість* металів і сплавів. Вода й водяна пара є теплоносіями у водному й водо-паровому трактах АЕС. Унаслідок радіолізу



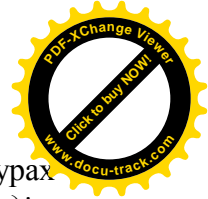
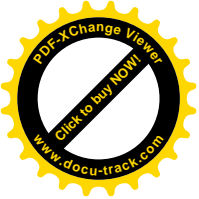
змінюється склад електроліту, відбувається руйнування молекул води з утворенням іонів та атомів кисню, водню й лужних гідроксид-іонів  $OH$ . Конструкційні реакторні матеріали, що піддаються опроміненню, працюють у контакті з водою й паром. Кисень, що утворюється, окиснює метал, а водень його наводнює і тим самим додатково окрихчує.

Радіоліз води, що приводить до збільшення концентрації гідроксид-іона, сприяє розчиненню поверхневих оксидних плівок, що у звичайних умовах захищають метал від корозії. Швидкість корозії сплавів на основі алюмінію у водному середовищі в умовах опромінення зростає в 2–3 рази. Аустенітні хромонікелеві сталі у вологій парі піддаються міжкристалічній корозії й корозійному розтріскуванню.

Крім зміни механічних властивостей (зміцнення й зниження пластичності) і вакансійного розбухання, радіаційне ушкодження сталей призводить до появи нових ефектів: радіаційної повзучості, високо- і низькотемпературного радіаційного окрихчування (ВТРО й НТРО).

*Радіаційна повзучість* сталей проявляється при температурі 300–500 °С, коли роль термічної повзучості ще нехтовно мала. Один із можливих механізмів радіаційної повзучості – механізм переповзання – ковзання дислокацій. Стала швидкість радіаційної повзучості пропорційна прикладеному напруженню й радіаційній дозі.

*Тривала міцність* радіаційно-стійких аустенітних і феритних сталей різна. Аустенітні сталі мають досить високу тривалу міцність при 670–700 °С за рахунок легування  $Mo$ ,  $Nb$ , мікродобавок  $B$  (0,003–0,008 %). Тривала міцність хромистої жароміцної сталі нижча, ніж аустенітних, що пов'язано з більш високою дифузійною рухливістю атомів у ОЦК-гратках. Легування  $Mo$ ,  $Nb$ ,  $V$  і  $B$  збільшує міцність лише при 600–650 °С.



Зміну властивостей сталей при низьких температурах при опроміненні називають *низькотемпературним радіаційним окрихчуванням* (НТРО). До НТРО схильні феритні та феритно-мартенситні сталі й у меншому ступені аустенітні корозійностійкі сталі, що пов'язано з особливостями дислокаційної структури й фазовими перетвореннями у фериті.

В області, де температура становить більше  $0,55 T_{пл}$  сталей, спостерігається високотемпературне радіаційне окрихчування (ВТРО). ВТРО проявляється в необоротному зменшенні відносного подовження (до 3–5 %) і переважному міжзеренному руйнуванні.

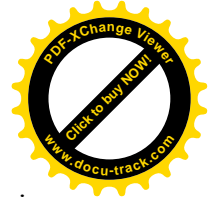
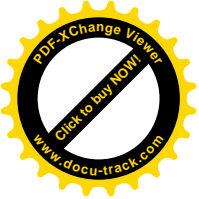
## 5.2. Склад і властивості радіаційно-стійких матеріалів

За своєю радіаційною стійкістю речовини й матеріали значно відрізняються. Це обумовлено відмінністю їх фізико-хімічних характеристик: елементного складу, фазового стану, хімічного й електронного станів молекул, дефектності структури. Радіаційна стійкість істотно залежить від радіаційного стану, виду випромінювання, потужності дози, температури навколишнього середовища, умов експлуатації й ін.

**Радіаційна стійкість матеріалів** – це здатність матеріалів зберігати властивості (механічні, електричні, оптичні й ін.) під впливом радіації.

До властивостей конструкційних матеріалів, що працюють в умовах радіаційного опромінення, ставляться такі вимоги:

- 1) висока механічна міцність і пластичність;
- 2) висока термічна стабільність (теплостійкість);
- 3) висока корозійна стійкість і сумісність із іншими матеріалами;



- 4) гарні характеристики теплопередачі;
- 5) низький переріз поглинання (захоплення) нейтронів;
- 6) велика радіаційна стабільність;
- 7) низька наведена радіоактивність;
- 8) високий переріз розсіювання нейтронів, велика втрата енергії нейтрона за одне зіткнення.

Перші чотири вимоги є загальними для конструкційних матеріалів, п'ята – восьма – специфічними властивостями, що обумовлені необхідністю економії нейтронів, ефективного їх уповільнення (для реакторів на теплових нейтронах), а також прагненням мати незначну негативну зміну механічних та інших властивостей під впливом радіаційного опромінення.

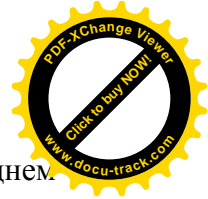
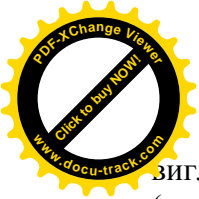
Здатність різних металів поглинати нейтрони коливається в дуже широких межах (табл. 5.3). Захищення від нейтронного опромінення буде здійснюватися найбільш ефективно екранами, що виготовлені із застосуванням елементів, що розміщені на правому боці табл. 5.3. Метали, що розміщені в лівій частині таблиці, можна використовувати як конструкційні матеріали для реакторів. *Mg* і *Al* через низьку температуру плавлення іноді виявляються непридатними й у цьому разі використовують *Be* і *Zr*.

Таблиця 5.3 – Ефективний переріз захоплення (*b*) і розсіювання теплових нейтронів (*r*), температура плавлення деяких металів ( $t_{пл}$ )

Властивості	<i>Be</i>	<i>Mg</i>	<i>Zr</i>	<i>Al</i>	<i>Fe</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>B</i>	<i>Cd</i>
<i>b</i> , барн*	0,01	0,063	0,18	0,23	2,53	4,6	6,1	720	2400
<i>r</i> , барн	7,0	4,0	8,0	1,4	11,0	17,5	4,0	–	–
$t_{пл}$ , °C	1283	640	1845	660	1539	1455	1725	2000	321

\* 1 барн –  $10^{-28}$  м<sup>2</sup>.

**Берилій.** Оскільки така властивість атомів, як попереочний переріз захоплення, не залежить від стану, у якому перебуває елемент, то берилій застосовують у металічному



зигляді й у вигляді сполук із киснем, вуглецем і воднем (оксиди, карбіди й гідриди берилію).

Технічний берилій – це крихкий метал із міцністю близько 300 МПа й подовженням 1–2 %. Його низька пластичність обумовлена недостатньою чистотою, тому що цей метал особливо чутливий до домішок. Корозійна стійкість берилію висока.

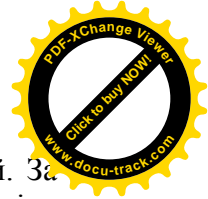
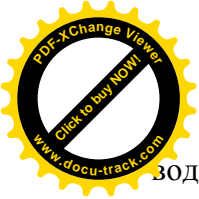
Через малу величину ефективного захоплення теплових нейтронів, високу температуру плавлення й високу корозійну стійкість берилій можна застосовувати для плакування стрижнів ядерного пального, однак надзвичайно висока вартість берилію обмежує його застосування.

Завдяки найнижчому з металів поперечному перерізу захоплення нейтронів і найвищому поперечному перерізу їх розсіювання берилій застосовується в атомній техніці для виготовлення відбивачів, сповільнювачів та оболонок тепловидільних елементів (ТВЕЛів). Із наявних у природі елементів тільки чотири – водень (дейтерій), вуглець, кисень і єдиний з металів – берилій – мають сприятливе поєднання ядерних характеристик. Тому звичайна й важка вода, графіт і берилій використовуються як сповільнювачі й відбивачі.

Крім специфічних ядерних характеристик, матеріали сповільнювачів, відбивачів та оболонок ТВЕЛів повинні мати високу теплопровідність, жароміцність, корозійну стійкість, опір повзучості. Берилій краще за інші матеріали, у тому числі й графіт, задовольняє ці вимоги.

Завдяки низькій поглинальній здатності берилій застосовують для виготовлення вікон рентгенівських трубок.

**Магній, його сплави й сполуки.** Сплави магнію є низькотемпературними (див. табл. 5.3) конструкційними матеріалами, корозійностійкими проти окиснювання на повітрі, у середовищі вуглекислого газу до температур приблизно 400 °С, але мають низький опір корозії в середовищі



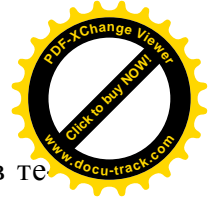
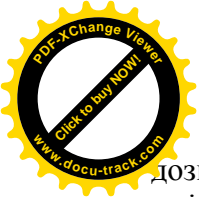
води, рідкометалічних натрію й евтектик натрій-калій. За ядерними властивостями  $Mg$  поступається лише берилію. Істотним недоліком  $Mg$  є високий термічний опір, теплопровідність магнію і його сплавів [63–171 Вт/(м·°С) при 20 °С], що у  $\approx 100$  разів нижча, ніж у сплавів алюмінію.

При температурах нижче 500 °С у середовищі вуглекислого газу сплави магнію показали гарну радіаційну стійкість. При флюенсі нейтронів (*флюенс* – добуток густини потоку нейтронів і часу опромінення) до  $10^{25}$  нейтр./м<sup>2</sup> ніяких істотних радіаційних дефектів (розбухання, радіаційної повзучості, зміни міцності й пластичності) у сплавах магнію не спостерігалось.

**Цирконій та його сплави.** Сплави цирконію одержали велике поширення завдяки високій механічній міцності при підвищених температурах, гарній корозійній стійкості у воді й парі, технологічності. За ядерними параметрами  $Zr$  є третім після  $Be$  й  $Mg$  елементом. Низька теплопровідність цирконію [18 Вт/(м·°С) при 20 °С] компенсується відносно низьким тепловим розширенням. Невисока корозійна стійкість при високих температурах і відносно висока вартість стримують застосування сплавів цирконію.

Цирконій має дві алотропічні модифікації  $\alpha$  із ґраткою ГПУ й  $\beta$  із ґраткою ОЦК. Температура переходу  $\alpha \leftrightarrow \beta$  дорівнює 862 °С. Механічні властивості цирконію коливаються залежно від чистоти, структурного стану й інших факторів у таких межах:  $\sigma_B = 200\text{--}400$  МПа,  $\sigma_{0,2} = 50\text{--}200$  МПа,  $\delta = 20\text{--}40$  %, твердість 30–60 НВ. Отже, цирконій – це досить м'який і неміцний метал. Легування цирконію значно зміцнює його.

Корозійна стійкість цирконію дуже залежить від його чистоти. Соті частки відсотка вуглецю й азоту знижують його корозійну стійкість. Однак деякі добавки нейтралізують шкідливий вплив домішок (так,  $Nb$  нейтралізує дію вуглецю, а  $Sn$  – азоту). Наявність фазового перетворення



дозволяє впливати на властивості цирконієвих сплавів термічною обробкою.

Цирконієві сплави – *циркалої* – мають порівняно зі сталями у 15 разів менший переріз захоплення нейтронів, низький коефіцієнт лінійного розширення, гарний опір повзучості й високу пластичність.

Цирконієві сплави завдяки своїм фізико-хімічним і механічним властивостям є основним конструкційним матеріалом для деталей активної зони й тепловидільних складань (ТВС) атомних енергетичних реакторів.

Створення цирконієвих сплавів для виготовлення конструктивних елементів активної зони реакторів атомних енергетичних станцій (АЕС) базується на легуванні цирконію елементами, що забезпечують необхідний комплекс властивостей цирконієвим сплавам. При цьому легувальні елементи повинні мати такі основні якості:

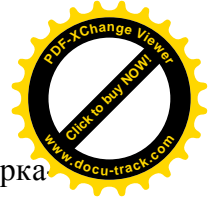
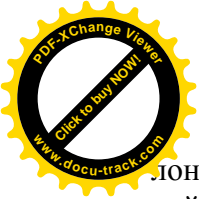
- невеликий переріз захоплення теплових нейтронів;
- позитивно впливати на корозійну стійкість виробів у умовах експлуатації в реакторі;
- забезпечувати необхідні механічні властивості й надійність виробів під час експлуатації;
- не утворювати відносно довгоіснуючих радіоактивних нуклідів із сильним  $\gamma$ -випромінюванням.

Розроблення промислових цирконієвих сплавів у світі проводилося за двома основними напрямками.

У СРСР – це створення цирконієвих сплавів легуванням ніобієм. Широке застосування одержали сплави цирконію з 1 % *Nb* (Н-1; Э110) для оболонок ТВЕЛів і з 2,5 % *Nb* (Н-2,5; Э1125) (табл. 5.4) для каналних труб, листа й інших виробів.

У США – це створення цирконієвих сплавів на основі легування *Sn* із домішками *Fe*, *Cr* і *Ni*. Це сплави циркалої, що містять 1,20–1,70 % *Sn* і домішки *Fe* до 1,24 % і *Cr* до 0,15 % (табл. 5.4). Найбільш широке застосування для обо-





Лоннок ТВЕЛів і каналних труб одержали сплави циркалої-2 і циркалої-4. Структура сплаву Zr1Nb після вакуумно-дугової переплавки наведена на рис. 5.5.

Таблиця 5.4 – Промислові цирконієві сплави

Марка	Основні легувальні елементи, % (мас.)					Країна-розробник
	<i>Nb</i>	<i>Sn</i>	<i>Fe</i>	<i>O</i>	решта	
Э110	1,0	–	–	0,05–0,12		СРСР, 1958
Э125 (Н-2,5)	2,5	–	–	–	–	Те саме
Э635	1,0	1,0–1,5	0,3–0,5	0,05–0,12	–	СРСР, 1971
Циркалої-2 (Zr-2)	–	1,2–1,8	0,07–0,2	–	≤ 0,008 <i>Ni</i> , 0,05–0,15 <i>Cr</i>	США, 1952
Циркалої-4 (Zr-4)	–	1,2–1,8	0,18–0,24	–	0,07–0,13 <i>Cr</i>	Те саме
ZIRLO	1,0	1,0	0,1	–	–	США, 1990
M4	–	0,5	0,6	0,12	0,3 <i>V</i>	Франція, 1997
M5	1,0	–	–	0,12	–	Те саме
NDA	0,1	1,0	0,27	–	0,16 <i>Cr</i>	Японія, 1990
MBA	0,5	0,8	0,2	–	0,1 <i>Cr</i>	Те саме

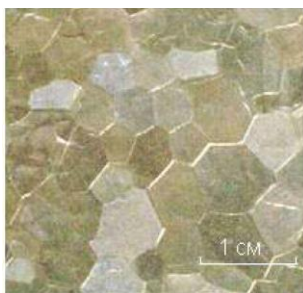
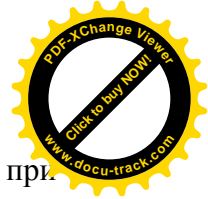
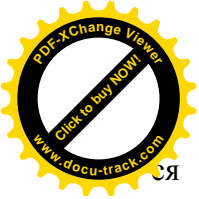


Рисунок 5.5 – Структура сплаву Zr1Nb (1 % *Nb*, очищений від домішок) після вакуумно-дугової переплавки

У потоці швидких нейтронів спостерігаються радіаційне зростання і радіаційна повзучість сплавів цирконію, що істотні в температурному інтервалі 180–530 °С. Зі збільшенням температури (від 300 до 400 °С) вплив нейтронного опромінення на повзучість зменшується, що пояснюєть-



ся швидким відпалом радіаційних дефектів, однак при цьому зростає й стає визначальною термічна повзучість.

Зміцнювальна обробка труб із циркалою-2, що забезпечує необхідний комплекс фізико-механічних властивостей, складається з холодної деформації на 19 %, автоклавовання при 400 °С протягом 72 год, а сплаву Н-2,5 – гартування у воді від 870 °С, холодної деформації на 11 % з подальшим відпалом при 500 °С протягом 24 год.

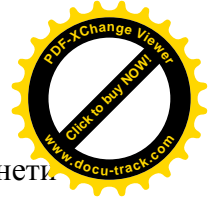
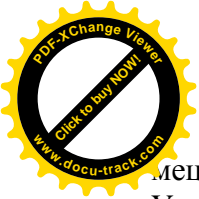
На сьогодні в Україні промислове виробництво металевого цирконію в об'ємах потреб країни відсутнє, у той час як усі необхідні технології рафінування, одержання цирконію реакторної чистоти й виробів із них відпрацьовані в ННЦ ХФТІ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона, ФТІМС НАН України. На сьогодні проводиться комплекс матеріалознавчих і технологічних досліджень, що спрямовані на обґрунтування створення виробництва цирконієвих сплавів і виробів на їх основі для ядерного палива реакторів із вітчизняної сировини.

### 5.3. Ядерне пальне (уран, плутоній, торій)

Існує 17 радіоактивних металів. Із них 6 – природного походження, 11 – штучно отримані хімічні елементи (табл. 5.5).

Тривалий час радіоактивні елементи становили інтерес тільки для вузького кола хіміків і мали обмежене використання. В наш час радіоактивні метали застосовують для одержання атомної енергії, у космічних дослідженнях і мікроенергетиці. Їх використовують для багатьох вимірювальних і калібрувальних приладів. Радіоактивні елементи є актуальною темою досліджень у ядерній фізиці.

**Уран та його сплави.** Уран – сріблясто-білий блискучий метал, зовні схожий на сталь. Відкритий у 1789 р. ні-



мецьким хіміком Клапротом і названий на честь планети Уран.

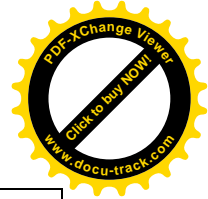
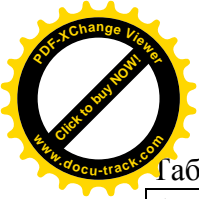
Таблиця 5.5 – Природні й штучні радіоактивні метали

№ пор.	Метали природного походження	Атомний номер	№ п/п	Метали штучного походження	Атомний номер
1	<i>Po</i> – полоній	84	1	<i>Np</i> – нептуній	93
2	<i>Ra</i> – радій	88	2	<i>Pu</i> – плутоній	94
3	<i>Ac</i> – актиній	89	3	<i>Am</i> – америцій	95
4	<i>Th</i> – торій	90	4	<i>Cm</i> – кюрій	96
5	<i>Pa</i> – протактиній	91	5	<i>Bk</i> – берклій	97
6	<i>U</i> – уран	92	6	<i>Cf</i> – каліфорній	98
			7	<i>Es</i> – ейнштейній	99
			8	<i>Fm</i> – фермій	100
			9	<i>Md</i> – менделєвій	101
			10	<i>No</i> – нобелій	102
			11	<i>Lr</i> – лоуренсій	103

*Структура й властивості урану.* Природний уран складається з ряду ізотопів із масовими числами: 234 (0,0056 %), 235 (0,718 %) і 236 (99,276 %). Ізотопи уран-234 і уран-235 є єдиними ізотопами, що діляться і трапляються в природі. Це визначило широке застосування природного урану як основного ядерного пального. При поділі ізотопу уран-234 виділяється величезна кількість енергії. Порівняння цих кількостей енергії з теплотворною здатністю вугілля (5000 кал/г) показує, що при повному згорянні 1 г урану виділяється тепло в кількості, еквівалентній спалюванню 4 т вугілля.

Найпоширеніший ізотоп уран-236 перетворюється при опроміненні нейтронами в плутоній ( $Pu^{239}$ ), що ділиться. Основні властивості урану наведені в табл. 5.5.

У земній корі міститься  $4 \cdot 10^{-4}$  % урану. Механічні властивості литого урану:  $\sigma_b = 457$  МПа;  $\delta = 5$  %.



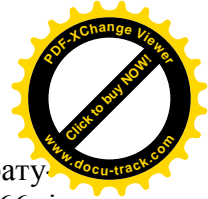
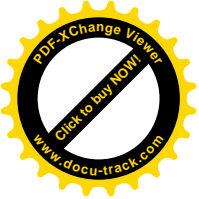
Таблиця 5.5 – Фізичні властивості урану

$t_{пл}, ^\circ C$	$t_{кип}, ^\circ C$	Тип кристалічних ґраток	Густина при 25 $^\circ C$ , г/см <sup>3</sup>
1132	3813	$\alpha$ -U до 668 $^\circ C$ – ромбічна $\beta$ -U 668-775 $^\circ C$ – тетрагональна $\gamma$ -U от 775 $^\circ C$ – ОЦК	19,07

Уран у компактному металевому вигляді одержують шляхом відновлення тетрафториду урану  $UF_4$  магнієм або кальцієм у герметичних посудинах (бомбах). У результаті відновлення важкий металевий уран осідає й відділяється, при цьому утворюється компактний метал (чорновий злиток) щодо високого ступеня чистоти (злиток містить 0,01 %  $N$ ; 0,015–0,075 %  $C$ ; 0,015 %  $Fe$ ; 0,0065 %  $Si$ ; 0,0025 %  $Mn$ ; 0,01 %  $Ni$ ; 0,0025 %  $Mg$ ; 0,0065 %  $Cr$  і 0,0001 %  $Ag$ ).

Описаним вище способом можна одержати досить великі чорнові злитки, що не потребують переплавлення перед подальшою обробкою. Однак у ряді випадків (наприклад, для одержання сплавів) проводиться повторне переплавлення чорнового металу на злитки для обробки тиском.

Плавку в основному здійснюють в індукційних печах із застосуванням тиглів з окису торію або окису берилію. Гарячу ковку злитків проводять при температурі 600  $^\circ C$ . Для одержання листових матеріалів застосовують гарячу прокатку при температурі 600  $^\circ C$  і подальшу теплову прокатку при 300  $^\circ C$ . Заготовки перед гарячою прокаткою нагрівають у соляних ваннах (суміш карбонатів калію й літію), перед тепловою прокаткою – у масляних ваннах. Пресування (видавлювання) урану проводять при температурі 800–850  $^\circ C$  із застосуванням технологічного захисного мідного покриття, яке після обробки видаляють травленням. Це покриття одночасно служить мастилом і убезпечує від налипання урану на матриці.



Уран значно знеміцнюється з підвищенням температури. Різке розходження у властивостях урану при 666 і 776 °С залежить від його модифікації, у якій він перебуває при температурі випробування.

Чистий уран використовують у вигляді стрижнів у ядерних реакторах. Як конструкційний матеріал чистий уран не застосовують. Для цілей ядерної техніки застосовують ряд сплавів урану.

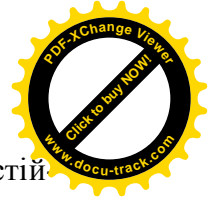
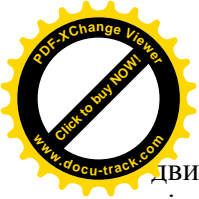
*Сплави урану.* Ніобій сумісний з ураном і добре протистоїть впливу опромінення. Під дією повільних і швидких нейтронів він із часом помітно зміцнюється, зберігаючи при цьому задовільну пластичність. Так, наприклад, до опромінення ніобій мав такі механічні властивості:  $\sigma_B = 480$  МПа;  $\delta = 21$  %;  $\psi = 27$  %, після опромінення  $\sigma_B = 563$  МПа;  $\delta = 8$  %;  $\psi = 48$  %. Гарну сумісність з ураном і низьке поглинання теплових нейтронів має також і цирконій.

Завдяки цим властивостям ніобій і цирконій у сплавах з ураном застосовують для оболонок і паливних стрижнів у ядерній енергетиці.

Ніобій використовують також як присадку до урану для підвищення його корозійної стійкості в перегрітій парі. У ядерній техніці отримали застосування сплави урану з 10–20 % Nb. Відповідно до діаграми стану U–Nb (рис. 5.6) при температурах вище 975 °С у системі утвориться безперервний ряд твердих розчинів. Нижче цієї температури відбувається розпад  $\gamma$ -твердого розчину на два твердих розчини.

Основа сплаву –  $\alpha$ -твердий розчин на основі урану, легований ніобієм – має більш високу корозійну стійкість, ніж чистий уран, що приводить до загального підвищення стійкості урану в робочих умовах ядерного реактора.

Значний інтерес становлять також сплави урану із цирконієм. Домішки цирконію в урані так само, як ніобію, пі-



двигують міцність уранових стрижнів і їх корозійну стійкість. Практичне застосування одержали сплави зі вмістом до 10–15 % Zr. Легування урану цирконієм приводить до його зміцнення й підвищення корозійної стійкості. Для паливних пластин і стрижнів використовують також потрібні сплави урану з ніобієм і цирконієм.

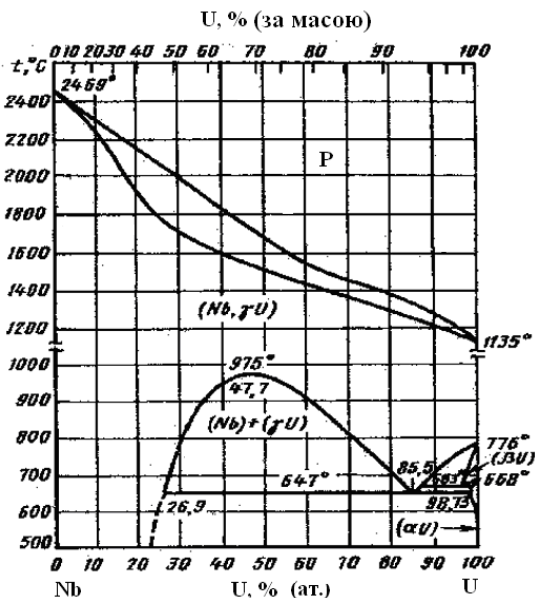
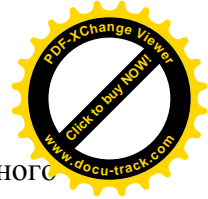
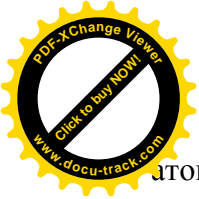


Рисунок 5.6 – Діаграма стану системи Nb–U

**Торій і його сплави.** Торій є ядерним паливом. Однак він ще й коштовний легувальний елемент, що надає ряду сплавів високої міцності і жароміцності. Торій був відкритий у 1828 р. Берцеліусом у Норвегії. Названий ім'ям бога грому в скандинавській міфології – Тора.

*Структура й властивості торію.* Ізотоп  $Th^{232}$  при опроміненні в реакторі внаслідок захоплення нейтронів перетворюється в ізотоп  $U^{233}$ , що поділяється, і є основним ядерним паливом. Таким чином, торій так само, як природний уран, може служити ядерним паливом для одержання



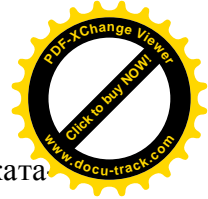
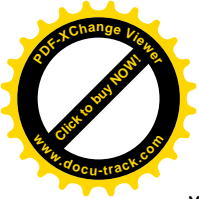
атомної енергії. У зв'язку із цим до торію як до ядерного палива проявляється великий інтерес. Це викликано також тим, що він має більшу поширеність у земній корі порівняно з ураном: вміст урану становить 0,0004 %, торію – 0,0012 %. Ці цифри показують, що торій не є рідкісним елементом і поширений у природі не менше, ніж свинець, молібден та інші промислові метали.

Вважають, що торій, що міститься в земній корі, може дати більшу кількість енергії, ніж уран і паливо, що добувається з надр землі, разом узяті.

Найважливіші фізичні властивості торію: температура плавлення  $t_{пл} = 1775 \text{ }^\circ\text{C}$ , температура кипіння  $t_{кип} = 3500\text{--}4200 \text{ }^\circ\text{C}$ , кристалічні ґратки: до  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$  – ГЦК ( $Th_\alpha$ ), від  $1400 \text{ }^\circ\text{C}$  до  $t_{пл}$  – ОЦК ( $Th_\beta$ ), густина при  $20 \text{ }^\circ\text{C}$  –  $11,66 \text{ г/см}^3$ . У земній корі міститься  $1,2 \cdot 10^{-3} \%$  торію.

Торій технічної чистоти в компактному виді одержують шляхом переплавлення в індукційних і електродугових печах продуктів відновлення тетрахлориду торію металевим кальцієм у герметичних ємностях (бомбах). У промислових сортах торію, виплавленого в електродугових печах, міститься до 0,18 % кисню; < 0,03 % C і N; < 0,02 % Al; < 0,05 % Fe і Zn. Найбільш чистий металевий торій одержують методом дисоціації йодиду торію ( $ThI_4$ ), що містить < 0,03 % кисню; 0,02 % C; 0,002 % N; < 0,005 % Al; < 0,013 % Fe; < 0,002 % Zn.

Злитки торію, виплавлені в дуговій електропечі, добре пресуються й прокатуються при температурі  $650\text{--}950 \text{ }^\circ\text{C}$ , із нього можуть бути виготовлені прутки, листи й інші напівфабрикати. У зв'язку з високою хімічною активністю торію його обробку виконують у захисній мідній оболонці. Торій високої чистоти, отриманий йодидним методом у вигляді листів, має низьку міцність і високу пластичність:  $\sigma_B = 121,6 \text{ МПа}$ ;  $\sigma_{0,2} = 48,5 \text{ МПа}$ ;  $\delta = 36 \%$ ;  $\psi = 62 \%$ .



Технічний метал, отриманий відновленням, прокатаний і відпалений, має тимчасовий опір розриву  $\sigma_B = 278,4$  МПа, умовну межу текучості  $\sigma_{0,2} = 213,0$  МПа, відносне подовження  $\delta = 52$  %.

На механічні властивості торію істотно впливають звичайні домішки (кисень, азот і вуглець). Найбільш сильний вплив на зміцнення торію має вуглець; кисень і азот мало впливають на властивості торію.

Торій у чистому вигляді як конструкційний матеріал у промисловості не застосовують. Для техніки становлять інтерес деякі його сплави.

**Плутоній.** Плутоній, незважаючи на низьку температуру плавлення ( $640$  °С), має шість алотропічних модифікацій (табл. 5.7).

Таблиця 5.7 – Кристалічна структура різних модифікацій, температури поліморфних перетворень і густина плутонію

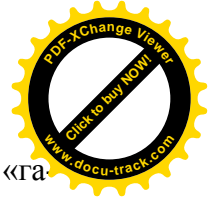
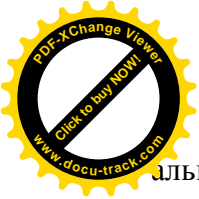
Модифікація	Густина, г/см <sup>3</sup>	Гратки	Температура поліморфних перетворень, °С
$\alpha$	19,86	Моноклінна	121
$\beta$	17,91	Моноклінна ОЦ	208
$\gamma$	17,14	Ромбічна гранецентрована	310
$\delta$	15,92	ГЦК	450
$\delta'$ ( $\eta$ )	16,0	ТОЦ	470
$\varepsilon$	16,51	ОЦК	–

Плутоній – єдиний метал, що має так багато алотропічних модифікацій.

Як відомо, всі метали при нагріванні розширюються,  $\delta$ - і  $\eta$ -модифікації плутонію, навпаки, при нагріванні стискаються.

Висока радіоактивність плутонію ускладнює його вивчення, тому що при цьому необхідно застосовувати спеці-





альні засоби захисту від випромінювань (у так званих «гарячих» камерах за допомогою приладів із дистанційним керуванням).

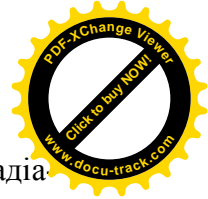
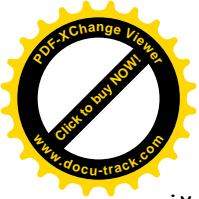
Механічні властивості литого плутонію:  $\sigma_b = 310\text{--}380$  МПа;  $\delta = 0,5\text{--}1,0$  %. Мікротвердість  $\alpha$ -Pu становить 2950 МПа;  $\beta$ -Pu – 1000 МПа;  $\gamma$ -Pu – 1100 МПа.

Плутоній як радіоактивний елемент застосовують в основному у військовій техніці для вироблення термоядерної зброї. Розпад (поділ) деяких з його ізотопів супроводжується виділенням величезної кількості енергії, що використовується при атомних вибухах. Однак плутоній має також велике значення для мирних цілей як паливо в енергетичних ядерних реакторах.

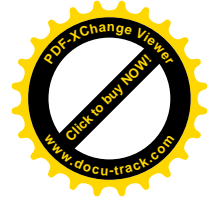
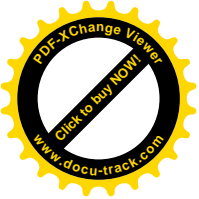
При опроміненні нейтронами найпоширенішого ізотопу уран-238 отримують плутоній  $Pu^{239}$ , що ділиться, застосування якого як побічного продукту спалювання урану в ядерних реакторах може збільшити світові запаси ядерної енергії більш ніж у 100 разів. Однак висока вартість вихідної сировини, низький вміст у ній металу і складність процесу відділення плутонію від урану, що його супроводжує, та продуктів поділу роблять плутоній досить дорогим і поки що мало доступним матеріалом для його використання в ядерній техніці.

## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Які дефекти називаються радіаційними?
2. Види радіаційних дефектів.
3. Унаслідок яких процесів відбувається розбухання матеріалу?
4. Яке опромінення називається низькотемпературним і яким чином воно впливає на фізико-механічні властивості металічних матеріалів?



5. Унаслідок якого опромінення відбувається радіаційний відпал і яким чином він впливає на фізико-механічні властивості металічних матеріалів?
6. Яким чином впливає радіаційне опромінення на корозійну стійкість металічних матеріалів?
7. Які процеси відбуваються у воді при її опроміненні?
8. Що таке радіаційна повзучість і від яких факторів вона залежить?
9. Що таке тривала міцність і від яких факторів вона залежить?
10. Що таке радіаційна стійкість матеріалів і від яких факторів вона залежить?
11. Які вимоги ставляться до радіаційно-стійких матеріалів?
12. Які метали характеризуються мінімальною величиною перерізу захоплення теплових нейтронів?
13. Які цінні властивості має берилій при застосуванні його в атомній енергетиці?
14. Чому магній має обмеження при застосуванні його як радіаційностійкого матеріалу?
15. Які сплави цирконію отримали застосування в атомній енергетиці?
16. Якими цінними властивостями характеризуються цирконій та його сплави?
17. Які метали застосовуються як ядерне паливо і чому?



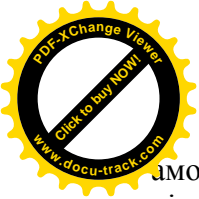
## РОЗДІЛ 6 АМОРФНІ СПЛАВИ

Аморфні металеві сплави, або металеві стекла (МС), є новими перспективними матеріалами. За хімічним складом вони складаються з металів та елементів аморфізаторов, як такі використовують неметали *B*, *C*, *Si*, *N* та інші кількістю до 30 % і метали. Відповідно аморфні металеві сплави поділяються на сплави «метал-неметал» і «метал-метал».

Структура аморфних сплавів подібна до структури замороженої рідини. Затвердіння відбувається настільки швидко (швидкість охолодження рідкого металу  $10^4$ – $10^6$  °C/c), що атоми речовини виявляються замороженими в тих положеннях, які вони займали, будучи в рідкому стані. Аморфна структура характеризується відсутністю дальнього порядку в розташуванні атомів, завдяки чому в ній немає кристалічної анізотропії, відсутні межі блоків, зерен та інші дефекти структури, типові для полікристалічних сплавів.

Наслідком такої аморфної структури є незвичайні магнітні, механічні, електричні властивості та корозійна стійкість аморфних металевих сплавів. Рівень електромагнітних втрат в аморфних сплавах із високою магнітною індукцією виявляється істотно нижчим, ніж у всіх відомих кристалічних сплавах. Ці матеріали проявляють виключно високі механічну твердість і міцність при розтягуванні, у ряді випадків мають близький до нуля коефіцієнт теплового розширення, а питомий електроопір їх у три-чотири рази вищий за його значення для заліза і його сплавів. Деякі з аморфних сплавів характеризуються високою корозійною стійкістю.

Твердіння з утворенням аморфної структури принципово можливе для всіх металів і сплавів. На рис. 6.1 показані елементи в періодичній системі, що є компонентами



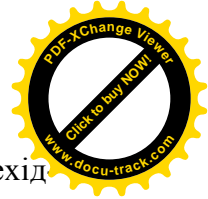
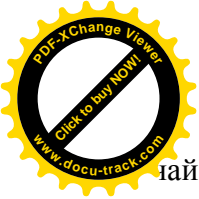
аморфних сплавів, що отримують методом гартування з рідкого стану. Елементи, символи яких поміщені в подвійні рамки, входять до складу сплавів типу *метал-металоїд*, а елементи, символи яких заштриховані, входять до складу сплавів типу *метал-метал*. Видно, що велика частина металевих елементів можуть бути компонентами сплавів, що аморфізуються.

Сплави типу *метал-металоїд* майже без винятку аморфізуються при сумарному вмісті металоїдів (*B, C, Si, Ge, Al*) 15–30 % (ат.). Сплави типу *метал-метал*, що містять як компоненти перехідні метали IIIa, IVa, Va, VIa, VIIa і Ib груп, аморфізуються в широкій області. Відомі сплави типу Юм-Розері: *Mg-Zn, Ca-Mg, Ca-Zn*, а також сплави, що містять РЗМ: *Gd-Co, Gd-Fe, La-Ga*.

		Метал -металоїд														
		Метал - метал														
IIa												IIIb	IVb	Vb	VIb	
Be												B	C	N	O	
Mg		IIIa	IVa	Va	VIa	VIIa	VIII				Ib	IIb	Al	Si	P	S
Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Cu	Zn	Ga	Ge	As	Se		
Sr	Y	Zr	Nb	Mo	Tc	Ru	Rh	Pd	Ag	Cd	In	Sn	Sb	Te		
Ba		Hf	Ta	W	Re	Os	Ir	Pt	Au	Hg	Tl	Pb	Bi	Po		
		La	Ce	Pr	Nd	Pm	Sm	Eu	Gd	Tb	Dy	Ho	Er	Tm	Yb	Lu
		Ac	Th	Pa	U	Np	Pu	Am	Cm	Bk	Cf			Mv		

Рисунок 6.1 – Елементи, що входять до складу сплавів, що аморфізуються при застосуванні різних методів гартування з рідкого стану

Для практичного застосування зазвичай використовують сплави перехідних металів (*Fe, Co, Mn, Cr, Ni* й ін.), до яких для утворення аморфної структури додають аморфотвірні елементи (*B, C, Si, P, S*). Такі аморфні сплави зазвичай

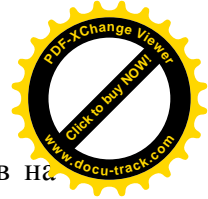
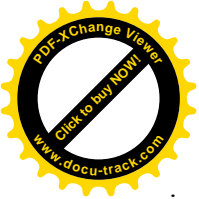


ай містять близько 80 % (ат.) одного або кількох перехідних металів і 20 % металоїдів, що додаються для утворення та стабілізації аморфної структури. Склад аморфних сплавів близький за формулою  $Me_{80}X_{20}$ , де  $M$  – один або декілька перехідних металів, а  $X$  – один або декілька аморфізаторів. Відомі аморфні сплави, склад яких відповідає наведеній формулі:  $Fe_{70}Cr_{10}P_{15}B_5$ ,  $Fe_{40}Ni_{40}Si_{14}B_6$ ,  $Fe_{80}P_{13}B_7$  й ін. Аморфізатори знижують температуру плавлення та забезпечують достатньо швидке охолодження розплаву нижче його температури склування так, що в результаті утворюється аморфна фаза. На термічну стабільність аморфних сплавів найбільше впливають  $Si$  та  $B$ , найбільшою міцністю характеризуються сплави з  $B$  і  $C$ , а корозійна стійкість залежить від концентрації  $Cr$  та  $P$ .

Аморфні сплави знаходяться в термодинамічно незрівноваженому стані. Через свою аморфну природу металеві стекла мають властивості, притаманні неметалічним стеклам: при нагріванні вище  $0,5 T_{пл}$  (близько 700 °К) у них проходять структурна релаксація, розсклування і кристалізація. Тривала експлуатація цих матеріалів протягом кількох років можлива лише при температурах, нижче зазначеної приблизно на 300 °К. Додавання до складу сплаву для підвищення термічної стабільності металевих стекел додаткових елементів – металів або металоїдів – підвищує температуру й енергію активації кристалізації. Підвищення енергії активації приводить до різкого підвищення термічної стабільності періоду збереження аморфної структури при помірних температурах.

Існують різні *методи отримання* аморфних сплавів:

1. Високошвидкісне іонно-плазмове та термічне розпилювання матеріалу з подальшою конденсацією парів на охолоджувану рідким азотом підкладку. Отримують шари завтовшки до 5 мм.



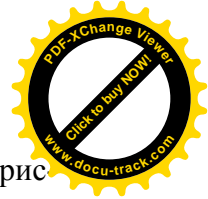
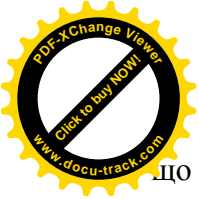
2. Хімічне й електролізне осадження іонів металів на підкладку.

3. Оплавлення тонких поверхневих шарів деталей лазерним променем, а також лазерна обробка суміші порошків із подальшим швидким відведенням теплоти від розплаву.

4. Гартування з рідкого стану. Це основний метод отримання МС.

Методи охолодження розплавів металів і сплавів з великими швидкостями, що дозволяють досягати великих ступенів переохолодження рідини та «заморожувати» рідкий стан, поєднуються під загальною назвою – методи гартування з рідкого стану, або *методи гартування з розплаву*. Ці методи застосовуються дуже широко, оскільки дозволяють отримати металеві аморфні порошки, тонкі проволоки та стрічку.

*Отримання аморфної стрічки.* Тонкі безперервні аморфні стрічки необхідні не лише для визначення фізичних властивостей аморфних металів. Такі стрічки з регламентованою формою мають дуже різноманітне практичне застосування. Тут можна виділити три основні методи: відцентрового гартування, гартування на диску і прокатування розплаву між двома валками. На рис. 6.2 наведені принципові схеми цих методів. Загальним для них є, по-перше, плавлення металу при електричному або індукційному нагріванні, і, по-друге, видавлювання розплаву зі сопла під дією газу та його твердіння при стиканні з поверхнею охолодженого тіла (холодильника), що обертається. Відмінність полягає в тому, що в методах відцентрового гартування та гартування на диску розплав охолоджується тільки з одного боку. Основною проблемою є отримання достатнього ступеня чистоти зовнішньої поверхні, що не стикається з холодильником. Метод прокатування розплаву дозволяє отримати хорошу якість обох поверхонь стрічки,



що особливо важливо для аморфних стрічок, які використовуються для головок магнітного запису. Для кожного методу є свої обмеження за розмірами стрічок, оскільки є відмінності і в перебігу процесу твердіння, і в апаратурному оформленні методів.

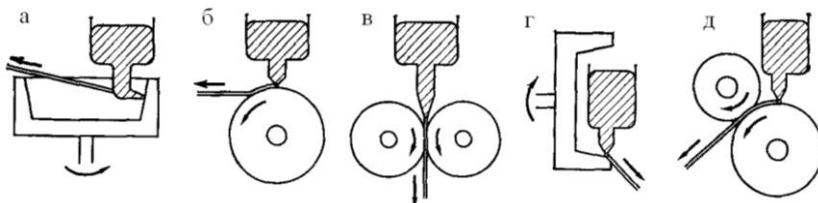
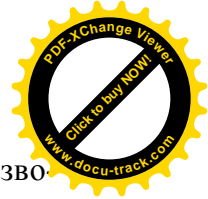
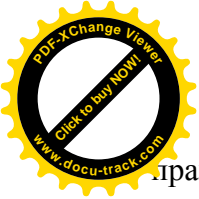


Рисунок 6.2 – Методи отримання тонкої стрічки шляхом гартування з розплаву: а – відцентрове гартування; б – гартування на диску; в – прокатування розплаву; г – відцентрове гартування; д – планетарне гартування на диску

Якщо при відцентровому гартуванні ширина стрічки становить менше 5 мм, то прокатуванням отримують стрічки шириною 10 мм і більше. Метод гартування на диску, для якого потрібна простіша апаратура, дозволяє в широких межах змінювати ширину стрічки залежно від розмірів плавильних тиглів. Цей метод дозволяє виготовляти як вузькі стрічки шириною 0,1–0,2 мм, так і широкі – до 100 мм, причому точність підтримки ширини може бути  $\pm 3$  мкм. Розробляються установки з максимальною місткістю тигля до 50 кг.

У всіх установках для гартування з рідкого стану метал швидко твердне, розтікаючись тонким шаром по поверхні холодильника, що обертається. При сталості складу сплаву швидкість охолодження залежить від товщини розплаву та характеристик холодильника. Товщина розплаву на холодильнику визначається швидкістю його обертання та швидкістю закінчення розплаву, тобто залежить від діаметра сопла і тиску газу на розплав. Велике значення має



правильний вибір кута подачі розплаву на диск, що дозволяє збільшити тривалість контакту металу з холодильником. Швидкість охолодження залежить також від властивостей самого розплаву: теплопровідності, теплоємності, в'язкості, густині.

Таким чином, максимальна товщина аморфної стрічки залежить від критичної швидкості охолодження сплаву та можливостей установки для гартування. Якщо швидкість охолодження, що реалізується в установці, менша за критичну, то аморфізація металу не відбудеться.

*Отримання дроту.* Для отримання тонкого аморфного дроту використовують різні методи витягування волокон із розплаву.

У першому методі (рис. 6.3 а) розплавлений метал протягується в трубці круглого перерізу через водний розчин солей. У другому (рис. 6.3 б) – струмінь розплавленого металу падає в рідину, що утримується відцентровою силою на внутрішній поверхні барабана, що обертається: затверділий дріт змотується потім із рідини, що обертається. Відомий метод, що полягає в отриманні аморфного дроту шляхом максимально швидкого витягування розплаву в скляному капілярі (рис. 6.3 в). Цей метод також називають методом Тейлора. Волокно отримують при протягуванні розплаву одночасно зі скляною трубкою, при цьому діаметр волокна становить 2–5 мкм. Головна трудність тут полягає у відокремленні волокна від скла, що покриває його. Тому цей метод має обмеження за складом сплавів.

*Отримання порошків.* Для вироблення порошків аморфних сплавів можна скористатися методами й устаткуванням, що використовуються для виготовлення звичайних металевих порошків.

На рис. 6.4 схематично показано декілька методів, що дозволяють у великих кількостях отримувати аморфні по-



рошки. Серед них у першу чергу потрібно зазначити методи розпилювання, що добре зарекомендували себе.

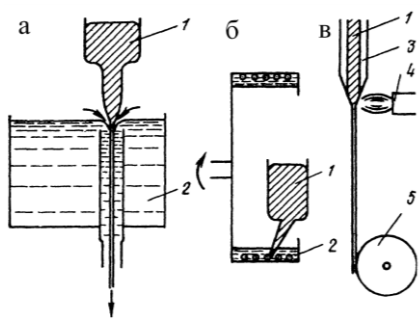


Рисунок 6.3 – Методи отримання тонкого дроту, загартованого з розплаву: а – протягування розплаву через охолоджувальну рідину (екструзія розплаву); б – витягування дроту з барабана, що обертається; в – витягування розплаву в скляному капілярі; 1 – розплав; 2 – охолоджувальна рідина; 3 – скло; 4 – форсунка; 5 – змотування дроту

Відоме виготовлення аморфних порошоків кавітаційним методом, що реалізується прокатуванням розплаву у валках, і методом розпилювання розплаву диском, що обертається. При кавітаційному методі (рис. 6.4 б) розплавлений метал видавлюється в зазор між двома валками (0,2–0,5 мм), виготовленими, наприклад, із графіту або нітриду бору. Відбувається кавітація – розплав викидається валками у вигляді порошку, який потрапляє на охолоджену плиту або в охолоджувальний водний розчин. Кавітація виникає в зазорі між валками, внаслідок чого зникають бульбашки газу, наявні в металі. Метод розпилювання диском, що обертається (рис. 6.4 в), у принципі аналогічний раніше описаному методу виготовлення тонкого дроту, однак тут розплавлений метал, потрапляючи в рідину, розбризкується за рахунок її турбулентного руху. За допомогою цього методу отримують порошок у вигляді гранул діаметром близько 100 мкм.

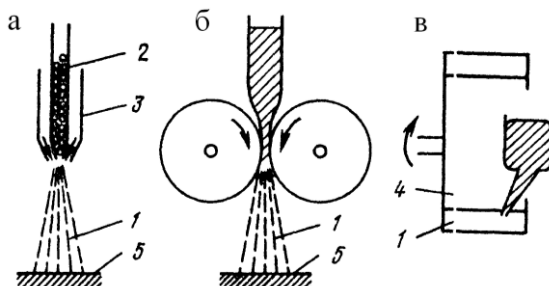
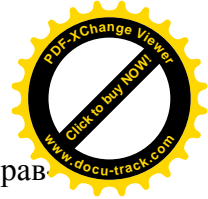
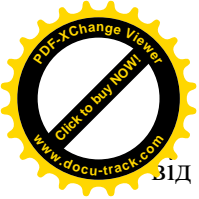


Рисунок 6.4 – Методи отримання аморфних порошоків: а – метод розпилювання (спрей-метод); б – метод кавітації; в – метод розпилювання розплаву диском, що обертається; 7 – порошок; 2 – початкова сировина; 3 – форсунка; 4 – охолоджувальна рідина; 5 – охолоджувана плита

Унікальний характер МС виявляється у фізико-механічних і хімічних властивостях. Відсутність властивої кристалам періодичності в структурі виявляється причиною високої міцності, магнітно-м'якої поведінки, вкрай низьких акустичних втрат і високого електроопору. Процеси втомного руйнування та намагнічування в МС і кристалічних металах у багатьох відношеннях дуже схожі. Хімічна однорідність обумовлює високу корозійну стійкість деяких МС у кислих середовищах, а також розчинах, що містять іони хлору. Майже необмежена взаємна розчинність елементів у склоподібному стані становить великий інтерес для вивчення процесів електронного перенесення при низьких температурах.

Унаслідок металевого характеру зв'язку багато властивостей металевих стеклок значно відрізняються від властивостей неметалічних стеклок. До них належать в'язкий характер руйнування, високі електро- і теплопровідність, оптичні характеристики.

Густина аморфних сплавів лише на 1–2 % менша за густину відповідних кристалічних тіл. Металеві стекла мають щільноупаковану структуру, що сильно відрізняється



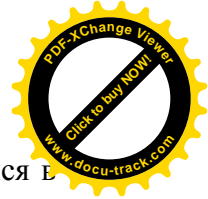
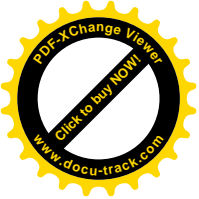
від більш пухкої структури неметалічних стекол із направленими зв'язками.

**Високоміцні аморфні матеріали.** Аморфні метали можна використовувати як матеріали, що мають високі характеристики міцності та пластичності. За своєю міцністю та пластичністю дріт з аморфного сплаву  $Fe_{75}Si_{10}B_{15}$  перевищує навіть сталевий рояльний дріт.

Міцність сплавів заліза з металоїдами знижується у ряді елементів  $B, C, Si, P, Ge$ . Сплави  $Fe-B$  мають найбільш високу міцність (наприклад, міцність сплаву  $Fe_{80}B_{20}$  становить 3500 МПа).

Разом з високою міцністю вони характеризуються хорошою пластичністю при стисканні (до 50 %) і вигинанні. При кімнатній температурі аморфні сплави піддаються холодному прокатуванню в тонку фольгу. Стрічка аморфного сплаву  $Ni_{49}Fe_{29}P_{14}B_6Al_2$  товщиною 25 мкм без утворення мікротріщин може бути зігнута навколо вістря бритвеного леза. Проте при їх розтягуванні відносне подовження становить не більше 1–2 %. Це пояснюється тим, що пластична деформація відбувається у вузьколокалізованих смугах зсуву (10–40 нм), а за межами цих смуг деформація практично не має розвитку, що і призводить до низьких значень макроскопічної пластичності при розтягуванні. Межа текучості аморфних сплавів  $Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$ ,  $Fe_{60}Cr_6Mo_6B_{28}$  становить відповідно 2400, 4500 МПа, тоді як межа текучості високоміцних сталей зазвичай становить не більше 2500 МПа.

Для аморфних сплавів характерна чітка лінійна залежність між твердістю та міцністю. Енергія руйнування й ударна в'язкість аморфних сплавів також значно перевищують ці характеристики для звичайних кристалічних матеріалів – сталей і сплавів, а тим більше неорганічних стекол. Характер зламу свідчить про в'язке руйнування металевих стекол.



Високоміцні нитки з МС можуть використовуватися в композиційних матеріалах, а стрічки – у вигляді намотки для зміцнення посудин високого тиску.

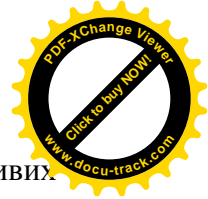
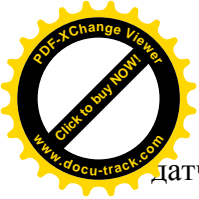
МС – перспективний матеріал для виготовлення пружних елементів. У зв'язку з цим заслуговує на увагу сплав  $Ti_{40}Be_{40}Zr_{10}$ , що має високі стійкість релаксації та запас пружної енергії. Пружини із цього сплаву на порядок перевищують пружини зі звичайних полікристалічних металів.

**Магнітно-м'які та магнітно-тверді аморфні сплави.** Аморфні магнітно-м'які сплави застосовують у виробках електронної техніки. За хімічним складом сплави поділяють на три системи: на основі  $Fe$ ,  $Fe-Ni$ ,  $Fe-Co$ . Розроблена велика кількість складів МС.

*МС на основі  $Fe$*  мають високу індукцію насичення (1,5–1,8 Тл), і в цьому відношенні вони поступаються лише електротехнічним сталям і  $Fe-Co$ -сплавам. Порівняно з електротехнічними сталями МС мають у декілька разів нижчі втрати. Перспективно використовувати МС у силових трансформаторах, проте для цього потрібно змінити технологію виготовлення трансформаторів (намотування стрічки на котушки трансформаторів, відпал у магнітному полі та в інертному середовищі, особливі умови герметизації і просочення осердя).

*МС на основі  $Co$*  мають магнітострикцію близьку до нуля. Основною перевагою цієї групи МС є їх високі магнітні властивості в полях з малою коерцитивною силою, що відповідають рівню цих властивостей у кращих пермалоях.

Стрічки з аморфних кобальтових сплавів застосовують в осердях малогабаритних високочастотних трансформаторів різного призначення, зокрема для джерел вторинного живлення і магнітних підсилювачів. Їх використовують у детекторах витоку струму, системах телекомунікацій і як



датчики, для магнітних екранів і температурно-чутливих датчиків, а також високочутливих модуляційних магнітних перетворювачів. Сплави використовують для магнітних головок, що використовуються для запису та відтворення інформації. Завдяки підвищеному опору стиранню, високим магнітним властивостям у полях низької напруженості сплави на основі кобальту за рядом параметрів перевищують магнітно-м'які матеріали, що традиційно використовувалися для цих цілей.

**Корозійностійкі матеріали.** Через особливості аморфної структури такі дефекти, як межі зерен і дислокації, що характерні для кристалів, у аморфних металах не існують. Більше того, в аморфних металах, що отримують гартуванням із рідкого стану, внаслідок високих швидкостей охолодження відсутні дефекти, властиві металам, що охолоджуються зі звичайними швидкостями, і обумовлені дифузійними процесами, а саме в аморфних сплавах немає ліквіації, включень, сегрегації та інших неоднорідностей. Отже, структура аморфних металів, хоч і є найбільш неупорядкованою серед усіх твердих структур, у хімічному відношенні близька до ідеально однорідної. Таким чином, можна стверджувати, що структура аморфних металів є найбільш однорідною твердою структурою, яку можна отримати на сьогодні. І тому надає аморфним сплавам високої корозійної стійкості.

Аморфні сплави на основі заліза та нікелю, що містять хром, мають незвичайно високий опір корозії в найрізноманітніших корозійно-агресивних середовищах.

На рис. 6.5 наведені швидкості корозії кристалічних зразків хромових сталей та аморфних сплавів  $Fe_{(80-x)}Cr_xP_{13}O_7$ , що визначені за втратою маси зразків у концентрованому розчині  $NaCl$ . Корозійна стійкість сплавів із вмістом хрому вище 8 % (ат.) на декілька порядків перевищує стійкість класичних корозійностійких сталей.

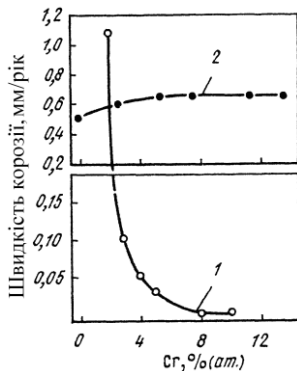


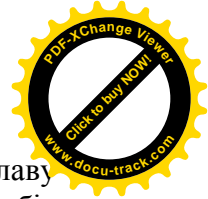
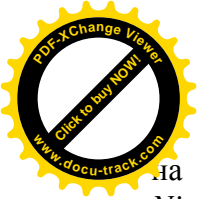
Рисунок 6.5 – Вплив вмісту хрому на швидкість корозії аморфного сплаву  $Fe_{(80-x)}Cr_xP_{13}O_7$  (1) і кристалічного  $Fe-Cr$  (2) в 1 н.  $NaCl$  при  $30\text{ }^\circ\text{C}$

Аморфні сплави практично не схильні до пітингової корозії, навіть у разі анодної поляризації в соляній кислоті.

Висока стійкість проти корозії обумовлена утворенням на поверхні пасивувальних плівок, що мають високі захисні властивості, високий ступінь однорідності й швидкість утворення. Крім хрому, підвищенню корозійної стійкості сприяє введення фосфору. У плівці високохромових кристалічних сталей завжди наявні мікропори, які з часом перетворюються в осередки корозії. На аморфних сплавах, що містять певну кількість  $Cr$  і  $P$ , пасивувальна плівка високого ступеня однорідності може утворитися навіть в 1 н.  $HCl$ . Утворення однорідної пасивувальної плівки забезпечується хімічною та структурною однорідністю аморфної фази, позбавленої кристалічних дефектів (надлишкової фази, сегрегаційних утворень, межі зерен).

Аморфні метали часто називають матеріалами майбутнього, що обумовлено унікальністю їх властивостей, які не зустрічаються у звичайних кристалічних металів (табл. 6.1).

Аморфізація поверхневих шарів виробів лазерною обробкою з метою підвищення їх твердості може скласти конкуренцію традиційним методам поверхневого зміцнення. Цим методом, зокрема, на порядок (HV 1050) підвище-



на поверхнева твердість монокристалічного сплаву  $Ni_{60}Nb_{40}$  і досягнута твердість HV 1200 на поверхні виробів із чавуну складу: 3,20 % C; 2,60 % Si; 0,64 % Mn, 0,06 % P.

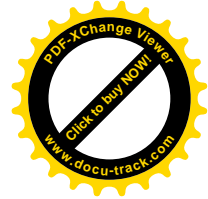
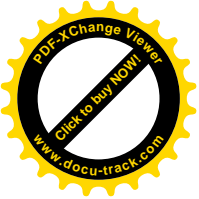
Таблиця 6.1 – Властивості та основні галузі застосування аморфних металевих матеріалів

Властивості	Застосування	Склад сплаву
Висока міцність, висока в'язкість	Дріт, армувальні матеріали, пружини, різальний інструмент	$Fe_{75}Si_{10}B_{15}$
Висока корозійна стійкість	Електродні матеріали, фільтри для роботи в розчинах кислот, морській воді, стічних водах	$Fe_{45}Cr_{25}Mo_{10}P_{13}C_7$
Висока магнітна індукція насичення, низькі втрати	Осердя трансформаторів, перетворювачі, дроселі	$Fe_{81}B_{13}Si_4C_2$
Висока магнітна проникність, низька коерцитивна сила	Магнітні головки й екрани, магнітometri, сигнальні пристрої	$Fe_5Co_{70}Si_{10}B_{15}$
Сталість модулів пружності та температурного коефіцієнта лінійного розширення	Інварні й елінварні матеріали	$Fe_{83}B_{17}$

Широкому впровадженню аморфних металів перешкоджають висока собівартість, порівняно низька термічна стійкість, а також малі розміри отримуваних стрічок, дроту, гранул. Крім того, застосування аморфних сплавів у конструкціях обмежене через їх низьку зварюваність.

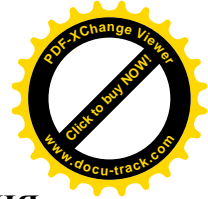
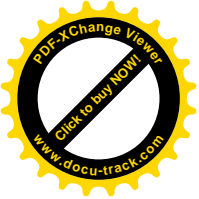
### ПИТАННЯ ДЛЯ САМОПЕРЕВІРКИ

1. Які умови утворення аморфної структури?
2. Які системи сплавів здатні до аморфізації?
3. Які властивості мають аморфні сплави?
4. Які існують методи отримання аморфних сплавів?



5. У чому полягає метод гартування з розплаву?
6. У чому полягають методи отримання аморфної тонкої стрічки?
7. У чому полягають методи отримання аморфного дроту?
8. У чому полягають методи отримання аморфних порошків?
9. Яким чином аморфізація сплаву впливає на його міцність?
10. Яким чином аморфізація сплаву впливає на його магнітні властивості?
11. Основні групи аморфних магнітно-твердих і магнітно-м'яких сплавів.
12. Фактори, що впливають на корозійну стійкість аморфних сплавів.
13. Яким чином аморфізація сплаву впливає на його корозійну стійкість?
14. Галузі застосування аморфних металевих матеріалів.





## ВИКОНАННЯ ОБОВ'ЯЗКОВОГО ДОМАШНЬОГО ЗАВДАННЯ

### ЗАВДАННЯ

Рекомендується такий порядок роботи над завданням (табл. 1).

1. Провести аналіз умов роботи деталі або інструменту. Виходячи з цього сформулювати вимоги, що ставляться до матеріалу.

2. Дати характеристику запропонованої марки: хімічний склад згідно з ДСТУ, критичні точки тощо. Пояснити вплив легувальних елементів у вибраній марці сплаву.

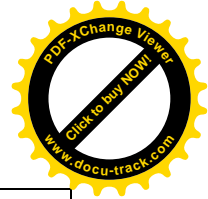
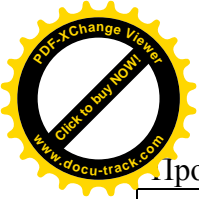
3. Графічно зобразити та обґрунтувати режими термічної (або/і хіміко-термічної) обробки виробу для отримання необхідних властивостей (температуру нагрівання, час витримки, охолоджувальне середовище тощо).

4. Описати мікроструктуру і вказати механічні властивості сплаву після остаточної термічної обробки.

5. Зробити висновки.

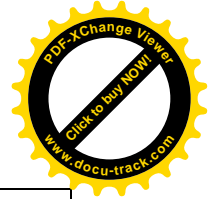
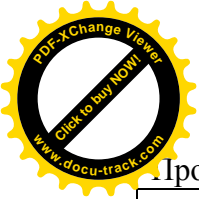
Таблиця 1 – Варіанти обов'язкового домашнього завдання

<b>Варіант</b>	<b>Виріб і його умови роботи</b>
<b>1</b>	<b>2</b>
1	Клапан двигуна внутрішнього згоряння, що працює при 780 °С
2	Деталі парових турбін, що працюють при 500 °С; $\sigma_{10\,000} = 200$ МПа, $\sigma_{100\,000} = 90$ МПа
3	Деталі парових турбін, що працюють при 500 °С; $\sigma_{100\,000} = 290$ МПа
4	Диски компресорів, що працюють при 550 °С; $\sigma_{10\,000} = 384$ МПа
5	Вал, робоча температура 600 °С; $\sigma_{100\,000} = 200$ МПа
6	Пічна арматура, робоча температура 1000 °С



Продовження таблиці 1

1	2
7	Трубопроводи установок надвисокого тиску, робоча температура 650 °С; $\sigma_{10\,000} = 150$ МПа, $\sigma_{100\,000} = 125$ МПа
8	Диски турбін, робоча температура 650 °С; $\sigma_{10\,000} = 190$ МПа, $\sigma_{100\,000} = 140$ МПа
9	Клапани впуску авіадвигунів, робоча температура 550 °С; $\sigma_{10\,000} = 120$ МПа, $\sigma_{100\,000} = 85$ МПа
10	Паронагрівальні труби котлів високого тиску, робоча температура 620 °С
11	Валик водяного насоса двигуна внутрішнього згоряння, працює в умовах слабкої агресивності
12	Хірургічний інструмент
13	Вироби хімічної апаратури, що працюють в умовах сірчаної кислоти концентрації 20 % при 20 °С
14	Вироби хімічної апаратури, що працюють в умовах азотної кислоти концентрації 65 % при 50 °С
15	Сильфон клапана запірною; умови роботи – рідкі та газоподібні середовища, в тому числі хлорвмісні
16	Бак пральної машини
17	Зварне устаткування під час виробництва сірчаної кислоти
18	Зварні конструкції, що працюють в умовах дії киплячої фосфорної кислоти
19	Устаткування, що працює в умовах азотної кислоти (до 70 % концентрації) при температурі кипіння
20	Зварний корпус, що працює під тиском при температурі -50 °С



Продовження таблиці 1

1	2
21	Великогабаритне зварне устаткування для отримання зріджених газів, що працює при температурі до $-253\text{ }^{\circ}\text{C}$
22	Високонавантажені деталі, зокрема деталі вузлів ущільнювачів арматури (клапани), що працюють при температурах до $77\text{ }^{\circ}\text{K}$
23	Місткості для транспортування рідкого кисню
24	Крильчатки вентилятора компресора реактивного двигуна
25	Пружина, що працює до $4\text{ }^{\circ}\text{K}$
26	Постійний магніт електродвигуна, $H_C = 580\text{ E}$ , $B_r = 12800\text{ Гс}$
27	Осердя малогабаритного трансформатора, $\mu_a = 20 \cdot 10^{-3}\text{ Гс/E}$ , $\mu_m = 120 \cdot 10^{-3}\text{ Гс/E}$ , $H_C = 0,03\text{ E}$
28	Електронагрівач промислової печі, максимальна робоча температура $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ , для роботи у відновлюваній атмосфері ( $H_2$ )
29	Маятник точного годинника, що використовується в метрології, температурний коефіцієнт лінійного розширення $\alpha = 1,5 \cdot 10^{-6}\text{ град}^{-1}$
30	Пружний чутливий елемент (мембрана), що зберігає свої високі пружні властивості (модуль нормальної пружності $E = 18\text{--}20 \cdot 10^3\text{ кгс/мм}^2$ ) до $250\text{ }^{\circ}\text{C}$

ПРИКЛАД ВИКОНАННЯ ОBOB'ЯЗKOBOTO  
ДОМАШНЬОГО ЗАВДАННЯ

Деталлю завдання є колесо робоче відцентрового насоса для перекачування нафти.

Відцентрові насоси (рис. 1) є одним із найпоширеніших різновидів динамічних гідравлічних машин. Вони ши-

роко застосовуються: у системах водопостачання, водовідведення, в теплоенергетиці, хімічній промисловості, атомній промисловості, авіаційній і ракетній техніці та ін.

На робочому колесі є лопатки (лопати), що мають складну форму. Рідина підходить до робочого колеса уздовж осі його обертання, потім прямує в міжлопатковий канал і потрапляє у відвід. Відвід призначений для збору рідини, що виходить із робочого колеса, і перетворення кінетичної енергії потоку рідини в потенційну енергію, зокрема в енергію тиску. Зазначене вище перетворення енергії повинне відбуватися з мінімальними гідравлічними втратами, що досягається спеціальною формою відводу.

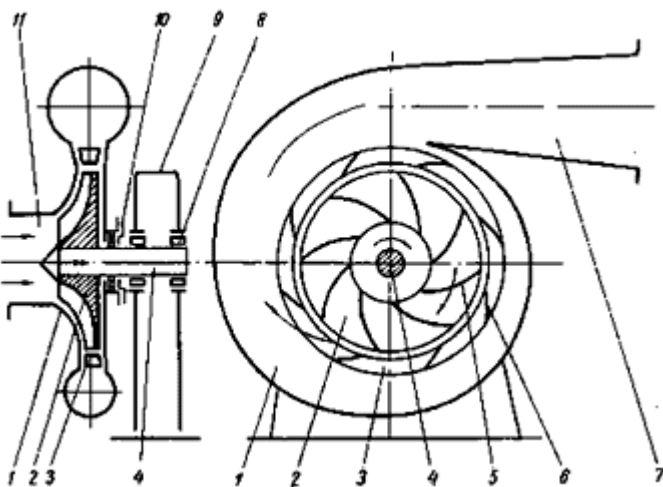
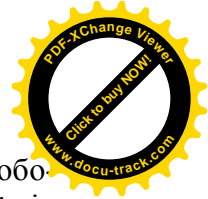
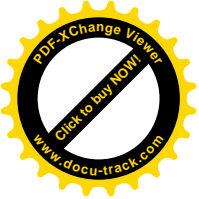


Рисунок 1 – Принципова схема відцентрового насоса: 1 – робоча камера; 2 – робоче колесо; 3 – напрямний апарат; 4 – вал; 5 – лопатка робочого колеса; 6 – лопатка напрямного апарата; 7 – нагнітальний патрубок; 8 – підшипник; 9 – корпус насоса (опорна стійка); 10 – гідравлічне ущільнення торця вала (сальник); 11 – всмоктувальний патрубок



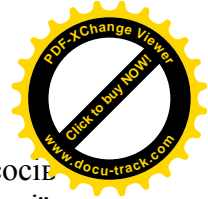
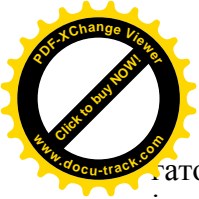
Найважливішою деталлю відцентрового насоса є робоче колесо, призначене для передачі механічної енергії від двигуна до потоку рідини в проточній частині насоса. Проточна частина колеса визначається відповідним гідродинамічним розрахунком. Колесо схильне до дії значних сил реакції потоку, відцентрових сил і в разі посадки на вал з натягом – дії сил у місці посадки. Проектування робочого колеса повинне бути підпорядковане, крім виконання вимог гідродинаміки проточної частини і механічної міцності, створенню форми, найбільш сприятливої з погляду лиття і механічної обробки. Тому матеріал робочих коліс насосів повинен відповідати складному поєднанню вимог.

Вимоги, що ставляться до матеріалу колеса робочого відцентрового насоса:

1. Механічні властивості матеріалу повинні забезпечувати міцність колеса не лише в умовах нормальної експлуатації, а й при спеціальних режимах, що можливі під час роботи. Матеріал повинен витримувати короточасне високе напруження, пов'язане з температурними змінами або іншими причинами.

2. У деяких випадках доводиться зважати на можливість потрапляння сторонніх тіл до насоса, які при достатньо пластичному матеріалі приводять до виникнення лише вм'ятин, не викликаючи тріщин і руйнування колеса. Тому матеріал повинен бути не лише міцним, а й пластичним. Унаслідок малих зазорів між колесом і ущільнювальними кільцями можливе також короточасне зачіпання колеса об кільце в умовах великої відносної швидкості переміщення. Тому матеріал колеса повинен володіти хорошими антифрикційними якостями в парі з матеріалом ущільнювального кільця.

3. Великі швидкості потоку в самому колесі й у зазорах ущільнення створюють важкі умови для роботи матеріалу в корозійному та ерозійному відношенні. Перші колеса ба-



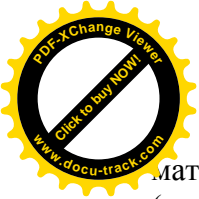
ратоступеневих насосів і колеса одноступеневих насосів іноді короткочасно працюють в умовах часткової кавітації, що супроводжується ерозійною і корозійною діями на матеріал колеса. Тому матеріал колеса повинен володіти високою ерозійною, кавітаційною, корозійною стійкістю, а у разі підвищених температур – жаростійкістю.

У результаті корозії зменшуються розміри деталі, її міцність, втрачаються герметичність, обтічність, форма та інші найважливіші конструктивні властивості. Продукти, що утворюються внаслідок корозії, забруднюють середовище, знижують якість продукції, погіршують параметри роботи вузла, до складу якого входить колесо, й у ряді випадків можуть порушити його нормальну роботу і призвести до аварії.

Як відомо, на швидкість та механізм корозійних процесів впливають зовнішні чинники – температура, тиск середовища, напруження, швидкість потоку рідини або газу, наявність тертя, кавітації, опромінювання тощо. Ефект корозії (розчинення металу) спостерігається переважно на анодних ділянках поверхні. Схильність металів та сплавів до розчинення в електролітах визначається їх термодинамічною стійкістю, а також можливістю пасивації, тобто переходу в стан відносно високої корозійної стійкості, пов'язаний із гальмуванням анодного процесу.

Легування корозійностійких сталей та сплавів має на меті досягнення високої корозійної стійкості в робочому середовищі й забезпечення заданого комплексу фізико-механічних характеристик.

Як зазначено вище, матеріал, призначений для виготовлення колеса робочого, повинен бути жаростійким. Жаростійкість характеризує опір металів та сплавів корозії при високих температурах. Сталі та сплави, що призначені для роботи при підвищених і високих температурах, повинні



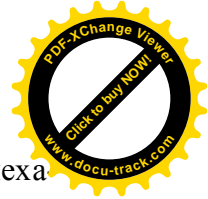
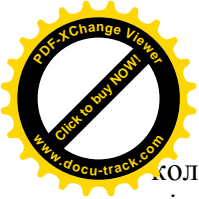
мати достатній опір хімічній дії агресивного середовища (жаростійкість) протягом заданого ресурсу експлуатації.

Склад середовища також істотно впливає на жаростійкість сплаву. Наявність у середовищі агресивних компонентів (наприклад, сполук, що містять сірку, ванадій, галогени, лужні метали тощо) викликає утворення легкоплавких або легких сполук, руйнує захисні окисні плівки, сприяє розвитку локальних видів корозії. Крім того, при перекачуванні нафти або газу на сплав впливають швидкісні потоки середовища, що перекачуються. Під впливом швидкісних газових потоків посилюються як процеси повзучості, так і процес корозійно-ерозійного руйнування поверхні, що пов'язане з посиленням вибіркості корозії, ерозійним руйнуванням окисних плівок, деформацією та додатковим розігріванням тонких поверхневих шарів під час тертя середовища об поверхню та іншими ефектами. Внаслідок цього знижується експлуатаційна стійкість деталі.

4. У насосах, що працюють у гарячому середовищі, при різкому зниженні його температури лопаті колеса остигають швидше за вал, унаслідок чого в місці посадки виникає значне температурне напруження, і, крім того, може відбутися знеміцнення матеріалу колеса. Тому однією з основних вимог до таких коліс є достатня жароміцність.

Значно впливає на жароміцність режим роботи сплаву – характер зміни температури та навантаження в часі. За наявності теплозмін матеріали піддаються термічній утомі, що може різко (у декілька разів) збільшити швидкість повзучості.

5. У переважній кількості випадків колеса насосів отримують литвом. Складна конструктивна форма виливки колеса, що перешкоджає верстатній механічній обробці внутрішніх поверхонь, які повинні бути в той же час чистими, щоб уникнути зниження гідравлічного к. к. д., ставить високі вимоги до ливарних властивостей матеріалу



колеса і технологічних умов лиття. Висока точність механічної обробки в місцях посадки на вал і в місцях спряження з ущільненнями вимагає від матеріалу колеса хорошої оброблюваності різанням. Таким чином, до матеріалу колеса ставиться вимога високої технологічності.

Для виготовлення колеса робочого, що працює в умовах агресивного середовища при підвищених температурах, застосуємо сталь 12X18H12M3TЛ, яка відповідає всім необхідним вимогам. Вона належить до аустенітного класу сталей, є корозійностійкою, жароміцною та неохильна до міжкристалітної корозії. Хімічний склад згідно з ГОСТ 977-88 поданий у табл. 2.

Таблиця 2 – Масова частка елементів, %

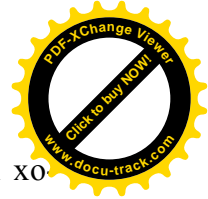
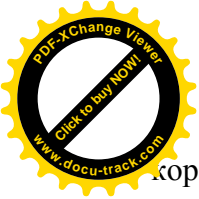
<i>C</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Ti</i>
не більше								
0,12	0,030	0,035	0,20– 1,00	1,00– 2,00	16,0– 19,0	11,0– 13,0	3,0– 4,0	0,7

Легувальні компоненти, що розчиняються в окремих фазах сталі, змінюють температуру алотропічного перетворення заліза. Легувальні елементи (*Mn*, *Ni*) знижують температуру  $A_3$  і підвищують температуру  $A_4$ . Це аустенітотвірні елементи, просторові ґратки яких збігаються з гранецентровою кубічною просторовою ґраткою аустеніту. Наявність у сталі цих елементів відносить її до групи аустенітних, і перетворення  $\gamma \rightarrow \alpha$  пригнічується.

*Cr*, *Mo*, *Ti*, *Si* є феритотвірними легувальними елементами. Проте їх вплив менший, ніж *Mn*, *Ni*, тому основне їх призначення – зміцнення твердого розчину та надання сталі корозійної стійкості, жаростійкості та покращання технологічних властивостей.

Основною перевагою сталей аустенітного класу є їх високі службові характеристики (міцність, пластичність,

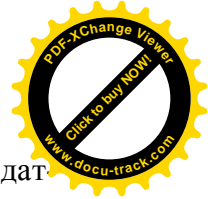
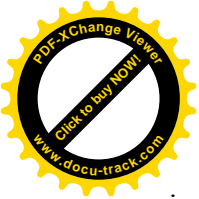




корозійна стійкість у більшості робочих середовищ) і хороша технологічність.

Під час виготовлення деталей із таких сталей прагнуть отримати максимально стабільну аустенітну структуру, уникнути або уповільнити виділення інших фаз (карбіди, карбонітриди, фази Лавеса,  $\sigma$ -фази тощо), що надає їм необхідного рівня тривалої міцності та пластичності протягом усього ресурсу експлуатації. Важливо для цих сталей забезпечити також високі технологічні властивості. Ці цілі досягаються підвищеним вмістом нікелю, що додає сталі глибоко стабільної аустенітної структури, і низьким вмістом вуглецю та підвищеним співвідношенням  $Ti / C > 10$ , що забезпечує в початковому стані наявність карбідів  $TiC$  і карбонітридів  $Ti(C, N)$ , які перешкоджають утворенню карбідних фаз типу  $Me_{23}C_6$  під час експлуатації. Підвищена жароміцність таких сталей пояснюється високою легованістю  $\gamma$ -твердого розчину такими елементами, як хром, молібден, титан. Наявність стабільних карбонітридних фаз і високолегованого аустеніту обумовлює високі температури рекристалізації сталей цього типу, що додає сталі підвищеної жаростійкості.

Основним легувальним елементом є хром. Сприятливо впливає на жаростійкість і жароміцність, що надає хром, є основною причиною, за якою хром вводиться у всі сталі, призначені для тривалого використання при високих температурах в умовах постійного контакту поверхні металу з агресивним середовищем (природний газ і нафта) різного ступеня забрудненості агресивними домішками ванадію, сірки та інших компонентів. Хром є дуже ефективним зміцнювачем твердого розчину і робить основний внесок у зміцнення матриці через утворення карбідів та участь в утворенні ряду інших зміцнювальних фаз. Крім того, хром є основним елементом, що забезпечує захист сталей та сплавів на основі заліза від окиснення і корозії.



Вплив хрому на корозійну стійкість пояснюється здатністю утворювати на поверхні сталі стійку захисну пасивувальну плівку оксидів. Ця плівка, незважаючи на дуже незначну товщину, захищає метал від корозії. Утворення захисної плівки на поверхні сталі супроводжується підвищенням електродного потенціалу (рис. 2). Зміна електродного потенціалу  $i$ , отже, корозійної стійкості сталі відбувається зі збільшенням вмісту хрому не поступово, а стрибкоподібно – при вмісті хрому більше 12 %. Тому мінімальний вміст хрому в нержавіючій сталі повинен бути приблизно 12 %.

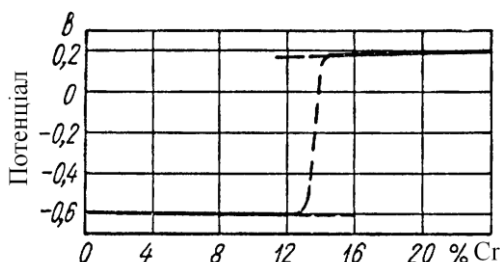
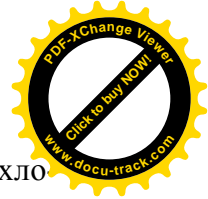
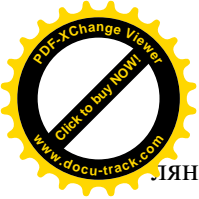


Рисунок 2 – Залежність електродного потенціалу від вмісту хрому в сталі

Оскільки корозійна стійкість хромової сталі залежить від пасивувальної властивості хрому, то ця сталь має стійкість лише в таких середовищах, які сприяють утворенню захисних плівок. Якщо ж середовище перешкоджає утворенню плівки або іони агресивного середовища (наприклад, іони хлору) настільки малі, що можуть проникати через пори плівки, то хромовая сталь руйнується. Так, в азотній кислоті будь-якої концентрації і концентрованій сірчаній кислоті, на повітрі, в парі води, у більшості органічних середовищ, що не характеризуються відновлювальними властивостями, хромовая сталь має хорошу стійкість. В той же час хромовая сталь не має достатньої стійкості у со-



ляній і в слабкій сірчаній кислоті, а також у розчинах хлористих солей.

Зі збільшенням вмісту вуглецю корозійна стійкість хромової нержавіючої сталі падає. Це пояснюється тим, що корозійна стійкість сталі визначається кількістю хрому, що знаходиться у твердому розчині. Вуглець, утворюючи з хромом карбіди, збіднює твердий розчин, що може привести до зниження концентрації хрому в твердому розчині, нижчої за поріг стійкості (12 % Cr).

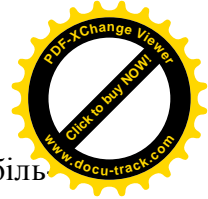
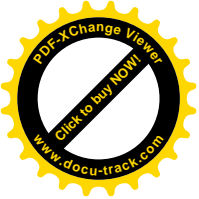
Крім того, між карбідами хрому та твердим розчином можлива корозія внаслідок утворення електрохімічної пари, що і відбувається при підвищених концентраціях вуглецю, коли утворюються складні карбіди  $(Fe, Cr)_7C_3$ , що мають електродний потенціал, який значно відрізняється за величиною від потенціалу твердого розчину.

За малих концентрацій вуглецю утворюється карбід  $(Fe, Cr)_4C$ , який має потенціал, близький до потенціалу твердого розчину, і електрохімічної пари не утворюється.

Таким чином, чим вищий вміст вуглецю, тим більша концентрація хрому потрібна для збереження корозійної стійкості, і навпаки, корозійна стійкість сталі при постійному вмісті хрому буде тим вищою, чим нижча концентрація вуглецю.

Жароміцна сталь повинна добре чинити опір повзучості та мати високу короточасну і тривалу міцність при високій температурі. Жароміцність залежить від міжатомних зв'язків сплаву. У сплавах на одній і тій самій основі можна значно збільшити жароміцність легуванням, оскільки при цьому зростає міцність міжатомних зв'язків і підвищується температура рекристалізації.

Жароміцні властивості сталі (тривала міцність, межа повзучості) значною мірою залежать також від мікроструктури, термічної обробки, розміру зерна, наявності легкоплавких домішок тощо.



Так, аустенітна сталь порівняно з феритною має більшу жароміцність. Це пов'язане з тим, що аустенітна сталь має вищу температуру рекристалізації. Тому введення до складу сталі нікелю, а також марганцю сприяє утворенню аустенітної структури і підвищує її жароміцність.

Хром – обов'язковий елемент жароміцної сталі, він зміцнює твердий розчин і підвищує жаростійкість сталі.

Елементи з високою температурою плавлення, такі як вольфрам і молібден, підвищують температуру рекристалізації сталі і тим самим запобігають її знеміцненню при високій температурі.

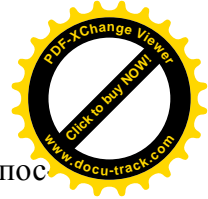
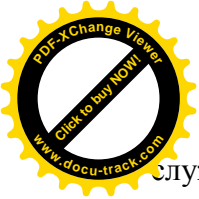
Крім того, присадка цих елементів сприяє стабілізації структури при відпусканні, усуваючи так звану відпускну крихкість, що спостерігається у хромової сталі без молібдену.

Кремній вводять до складу жароміцної сталі для підвищення її окалинотійкості. Проте за наявності в сталі кремнію необхідна наявність молібдену, оскільки кремній додає сталі схильність до відпускнуї крихкості. Вміст кремнію не повинен перевищувати 2 %, інакше молібден не сприятиме усуненню крихкості.

Висока жароміцність сталі значно залежить від режиму її термічної обробки.

Високохромиста сталь 12X18H12M3ТЛ, крім більш високого рівня міцності (табл. 3), ніж у низьколегованих сталей, має і високий опір корозії. Остання властивість вигідно вирізняє зазначену сталь від низьколегованих або високолегованих, але нікельвмісних сталей, які поступаються хромовим в умовах застосування високосірчастого мазуту або нафти.

Аустенітні сталі утворюють особливий клас матеріалів. За своїми жароміцними властивостями вони наближаються до сплавів на основі нікелю і в деяких випадках можуть



Служити їх заміниками, а за стійкістю до корозії не поступаються їм.

Таблиця 3 – Механічні властивості сталі 12Х18Н12М3ТЛ після гартування

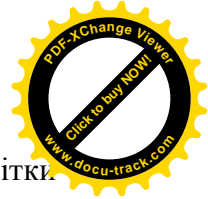
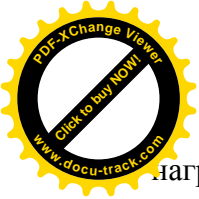
Межа міцності, $\sigma_{\epsilon}$ , МПа	Межа текучості, $\sigma_{0,2}$ , МПа	Відносне подовження, $\delta$ , %	Відносне звуження, $\psi$ , %	Ударна в'язкість, $a_n$ , МДж/м <sup>2</sup>
450	200	25	32	0,6

Хромонікелеві аустенітні сталі та сплави на основі заліза, до яких належить сталь 12Х18Н12М3ТЛ, леговані нікелем і аустенітотвірними елементами у кількостях, що забезпечують отримання стійкого аустеніту у всьому температурному інтервалі, починаючи від температур твердіння і закінчуючи глибоким холодом (-70 °С). Цей клас матеріалів має обмежений вміст вуглецю. Унаслідок обмежень за вуглецем для отримання стійкої  $\gamma$ - гратки твердого розчину сталі містять значну кількість нікелю, збалансовану зі вмістом елементів, що стабілізують структуру фериту.

Нікель впливає в одному напрямку на технологічність і жароміцність. Чим вищий вміст нікелю, тим вища жароміцність залізонікельхромового аустеніту. З іншого боку, чим вищий вміст нікелю, тим технологічніший сплав у металургійному виробництві; отже, багату нікелем основу сплаву можна легувати додатково складнішим комплексом і додавати легувальні елементи у більшій кількості.

Наявність у сталі нікелю та марганцю знижує схильність аустенітного зерна до зростання при нагріванні під гартування.

Молибден, наявний у сталі в невеликій кількості, сприятливо впливає на жароміцність і технологічні властивості. Він сприяє збереженню дрібного аустенітного зерна при



нагріванні під гартування і попередженню утворення сіткої карбіду.

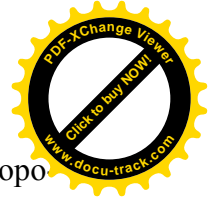
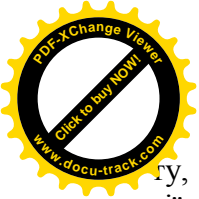
В аустенітних сталях утворюється велика кількість зміцнювальних фаз. У сталі 12X18H12M3ТЛ карбіди утворюють  $Cr$ ,  $Ti$ ,  $Mo$ ,  $Fe$ . У сталі утворюються один або декілька карбідів типу  $MeC$ . Ці первинні карбіди переходять у твердий розчин при температурах вище  $1200\text{ }^{\circ}C$ . У структурі монокарбіди  $MeC$  виділяються найчастіше по межах зерен у вигляді великих включень неправильної форми. Карбіди глобулярного вигляду забезпечують добру пластичність. Є відомості про те, що в окремих випадках утворюється складний карбід  $Me_6C$ .

Наявність великих кількостей хрому приводить до того, що в сталях і залізних сплавах завжди після повного циклу термічної обробки наявний карбід хрому  $Me_{23}C_6$ . З інтерметалідних фаз необхідно відзначити такі:  $\gamma-Ni_3(Cr, Ti)$ ;  $\beta-Ni_3Ti$ ;  $\eta-Ni_3Ti$ ;  $\delta$ -орторомбічна  $Ni_3Mo$ ;  $\sigma$ -фаза; фази Лавеса типу  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$  або тверді розчини цих фаз типу  $Fe_2(Mo, W)$ .

Усі легувальні елементи зменшують схильність аустенітного зерна до зростання. У сталі наявні  $Cr$ ,  $Mo$ ,  $Ti$ ,  $Ni$ ,  $Mn$  і утворюють між собою інтерметалідні сполуки, а також із вуглецем, що міститься у сталі, карбіди. Надмірні фази, не розчинені в аустеніті, перешкоджають зростанню аустенітного зерна (пояснення згідно з теорією бар'єрів). Тому сталь 12X18H12M3ТЛ зберігає дрібнозернисту структуру до високих (більше  $1000\text{ }^{\circ}C$ ) температур нагрівання, що дуже важливо для ливарних сталей, які піддаються тривалому гомогенізуючому відпалу при високих температурах.

### **Термічна обробка колеса робочого**

Остаточна термічна обробка призначена для формування необхідних експлуатаційних властивостей деталі. Її метою є отримання однорідного високолегованого аустені-



гу, що зменшує схильність сталі до міжкристалітної корозії, яка виникає під час експлуатації готового виробу.

Як остаточну термічну обробку аустенітних сталей застосовують гартування або стабілізувальний відпал.

Сталь 12Х18Н12М3ТЛ є стабілізованою титаном, тому її загартовують із двофазної області аустеніту і спеціальних карбідів  $TiC$ , із температур, які зазвичай становлять 1000–1100 °С (рис. 3). Вищі температури недоцільні внаслідок можливого зростання зерна і початку розчинення спеціальних карбідів.

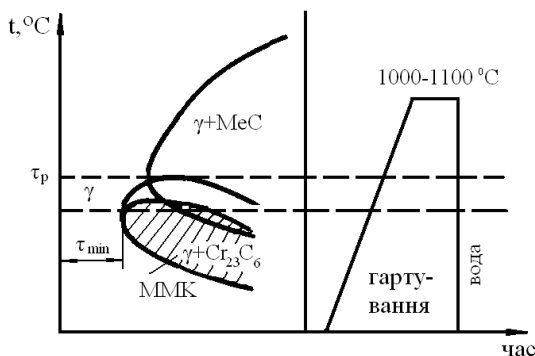
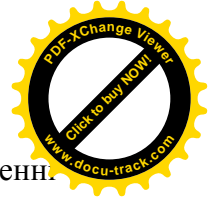
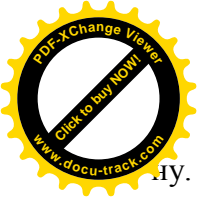


Рисунок 3 – Особливості термічної обробки сталі 12Х18Н12М3ТЛ

Під гартування сталь нагрівають до високої температури, щоб перевести надмірні фази (карбіди та інтерметаліди типу  $Ni_3Ti$  та ін.) у твердий розчин. Швидке охолодження у воді фіксує пересичений твердий розчин. Пересичення твердого розчину легувальними елементами призводить до значного спотворення кристалічної ґратки, зростання напруження і дроблення блоків, що збільшує опір пластичній деформації.

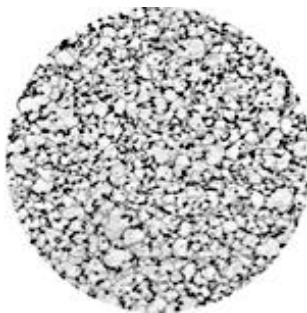
Надмірні фази підвищують жароміцність лише за умови збереження достатньо високої легованості твердого розчи-



ду. При значному збідненні твердого розчину й укрупненні надмірної фази жароміцність сплаву знижується.

Жароміцність сталі залежить також від величини зерна. Особливо небезпечна неоднорідність розміру зерна.

Після гартування сталь набуває оптимального поєднання характеристик механічних властивостей і корозійної стійкості. Структура після гартування – дрібнозернистий аустеніт + карбіди + інтерметаліди (рис. 4).



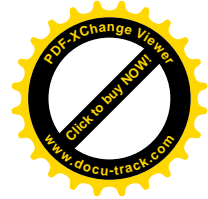
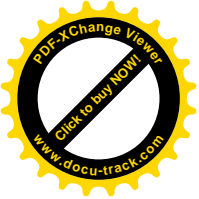
×500

Рисунок 4 – Структура сталі 12X18H12M3ТЛ після гартування

Механічні властивості сталі 12X18H12M3ТЛ після гартування подані в табл. 2.

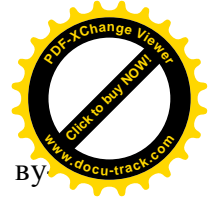
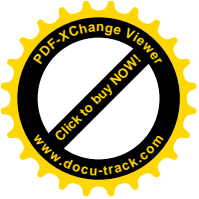
Таким чином, призначення аустенітної сталі 12X18H12M3ТЛ для виготовлення робочого колеса відцентрового насоса з подальшою термічною обробкою гартуванням, дозволить збільшити строк служби виробу за рахунок комплексного легування і термічної обробки.





## СПИСОК ЛИТЕРАТУРИ

1. Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы: справочное издание / С. Б. Масленков. – М. : Metallurgia, 1983. – 192 с.
2. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф. Ф. Химушин. – М. : Metallurgia, 1969. – 752 с.
3. Захаров М. В. Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захаров. – М. : Metallurgia, 1972. – 384 с.
4. Конструкционные материалы: справочник / Б. Н. Арзамасов, В. А. Брострем, Н. А. Буше и др.; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – М. : Машиностроение, 1990. – 688 с.
5. Гольдштейн М. И. Специальные стали: учебник для вузов / М. И. Гольдштейн, С. В. Грачев, Ю. Г. Векслер. – М. : Metallurgia, 1985. – 408 с.
6. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали / Ф. Ф. Химушин. – М. : Metallurgia, 1967. – 798 с.
7. Ульянин Е. А. Коррозионностойкие стали и сплавы: справ. изд. / Е. А. Ульянин. – М. : Metallurgia, 1991. – 256 с.
8. Фрактография и атлас фрактограмм: справ. изд.; пер. с англ. / под ред. Дж. Феллоуза. – М. : Metallurgia, 1982. – 489 с.
9. Изменения структуры и свойств реакторных сплавов хастеллой при длительных высокотемпературных выдержках / В. В. Сагарадзе, И. И. Косицына, В. Г. Субботин, Ю. Н. Зуев // Металловедение. – 2011. – № 5. – С. 32–38.
10. Структурный аспект проявления тепловой хрупкости в мартенситно-старееющей стали типа ЭИ-832 / В. М. Счастливцев, И. Л. Яковлева, Н. А. Терещенко, А. А. Круглов // Физика металлов и металловедение. – 2010. – Т. 109. – № 2. – С. 190–199.



11. Гуляев А. П. *Металловедение: учебник для вузов.* – 6-е изд., перераб. и доп. / А. П. Гуляев. – М. : *Металлургия*, 1986. – 544 с.

12. *Специальные материалы в машиностроении: учебник для вузов* / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин, В. Ю. Пирайнен. – СПб. : *ХИМИЗДАТ*, 2004. – 640 с.

13. Солнцев Ю. П. *Материалы для низких и криогенных температур: энциклопедический справочник* / Ю. П. Солнцев, Б. С. Ермаков, О. И. Слепцов. – СПб. : *ХИМИЗДАТ*, 2008. – 768 с.

14. *Свойства цветных металлов, применяемых в криогенной технике. Вып 1. Алюминий, титан и их сплавы: Обзор, информ.* / Г. А. Степанов, А. М. Фаткина, О. А. Толкачева. – М. : *Изд-во стандартов*, 1981. – 44 с.

15. *Материаловедение: учебник для высших технических учебных заведений* / Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапов и др.; под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – 2-е изд., испр. и доп. – М. : *Машиностроение*, 1986. – 384 с.

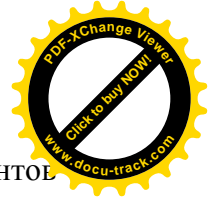
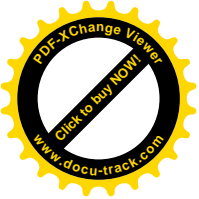
16. *Прецизионные сплавы: справочник* / под ред. Б. В. Молотилова. – М. : *Металлургия*, 1974. – 448 с.

17. Уорден К. *Новые интеллектуальные материалы и конструкции. Свойства и применение* / К. Уорден. – М. : *Техносфера*, 2006. – 224 с.

18. *Сплавы с эффектом памяти формы* / К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др.; под ред. Х. Фунакубо; пер. с японск. – М. : *Металлургия*, 1990. – 224 с.

19. *Новые материалы* / под научной редакцией Ю.С. Карабасова. – М. : *МИСИС*, 2002. – 736 с.

20. Прокошкин С. Д. *Функциональные свойства биосовместимых сплавов титан-никель с памятью формы, управление ими методами ТМО и использование в медицинских устройствах: матер. отчетной конф. по подпрограмме «Новые материалы» Минобразования РФ, 22.11.2001.* – М. : *МИСиС*, 2001. – С. 56-57.



21. Характеристики работоспособности имплантатов с саморегулирующейся компрессией из сплава ТН1: матер. отчетной конф. по программе «Новые материалы» Минобразования РФ, 22.11.2001. / М. Ю. Коллеров, Д. Е. Гусев, С. И. Гуртовой. – М. : МИСиС, 2001. – С. 58–59.

22. Кекало И. Б. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми магнитными свойствами: Учебник для вузов / И. Б. Кекало, Б. А. Самарин. – М. : Metallurgia, 1989. – 496 с.

23. Справочник по электротехническим материалам. Т. 3. / под ред. Ю. В. Корицкого, В. В. Пасынкова, Б. М. Тареева. – 3-е изд., перераб. – Л. : Энергоатомиздат, Ленинградское отд-ние, 1988. – 728 с.

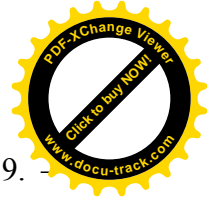
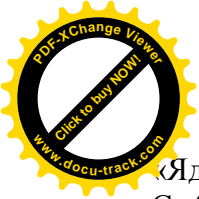
24. Преображенский А. А. Магнитные материалы и элементы: учебник для студ. вузов по спец. «Полупроводники и диэлектрики». – 3-е изд., перераб. и доп. / А. А. Преображенский, Е. Г. Бишард. – М. : Высш. шк., 1986. – 352 с.

25. Богородицкий Н. П. Электротехнические материалы: учебник для вузов / Н. П. Богородицкий, В. В. Пасынков, Б. М. Тареев. – 7-е изд., перераб. и доп. – Л. : Энергоатомиздат, Ленинградское отд-ние, 1985. – 304 с.

26. Материалы для электротермических установок: справочное пособие / Н. В. Большакова, К. С. Борисанова, В. И. Бурцев и др.; под ред. М. Б. Гутмана. – М. : Энергоатомиздат, 1987. – 296 с.

27. Рогов В. А. Новые материалы в машиностроении: учеб. пособие. / В. А. Рогов, В. В. Соловьев, В. В. Копылов – М. : РУДН, 2008. – 324 с.

28. Пилипенко Н. Н. Конструкционные материалы для элементов оборудования ядерно-энергетических установок // Вісник Харківського університету, Серія фізична



«Ядра, частички, поля». – 2009. – Вип. 2/42. – №859. – С. 44-50.

29. Шиков А. К. Современное состояние и перспективы развития производства циркония и его сплавов и изделий из них / А. К. Шиков, А. Д. Никулин, В. А. Никулина и др. // Физика и химия обработки материалов. – 2001. – № 6. – С.5–14.

30. Ажажа В. М. Цирконий и его сплавы: технологии производства, области применения: обзор / В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко и др. – Харьков : ННЦ ХФТИ, 1998. – 89 с.

31. Головина Е. А. Основы радиационного материаловедения: учебное пособие / Е. А. Головина, В. Б. Маркин; Алт. гос. техн. ун-т им. И. И. Ползунова. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2008. – 145 с.

32. Меркулова Г. А. Металловедение и термическая обработка цветных сплавов: учеб. пособие / Г. А. Меркулова. – Красноярск : Сиб. федер. ун-т., 2008. – 312 с.

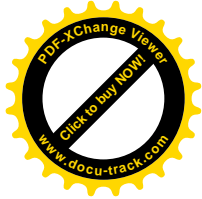
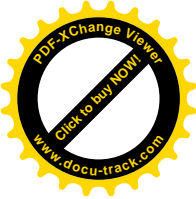
33. Справочник по редким металлам / пер. с англ.; под ред. В. Е. Плющева. – М. : Мир, 1965. – 945 с.

34. Аморфные металлы / К. Судзуки, Х. Фудзимори, К. Хасймото; под. ред. Ц. Масумото ; пер. с япон. – М. : Металлургия, 1987. – 328 с.

35. Марочник сталей и сплавов – 2-е изд., доп. и испр. / А. С. Зубченко, М. М. Колосков, Ю. В. Каширский и др. ; под общей ред. А. С. Зубченко. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.

36. Лахтин Ю. М. Металловедение и термическая обработка металлов. – 3-е изд. перераб. и доп. – М. : Машиностроение, 1983. – 359 с.

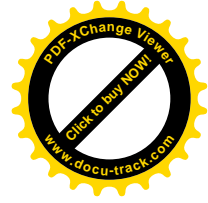
37. Савицкий Е. М. Металловедение сплавов тугоплавких и редких металлов / Е. М. Савицкий, Г. С. Бурханов – М. : Наука, 1971. – 356 с.



# ДОДАТОК А

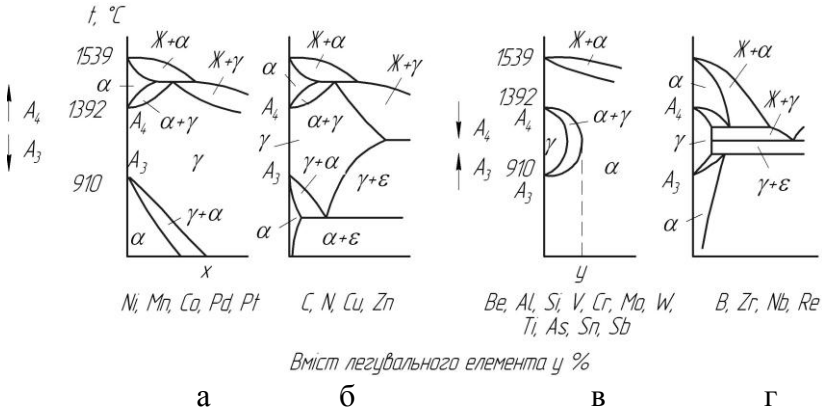
## ПЕРІОДИЧНА СИСТЕМА ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ Д. І. МЕНДЕЛЄЄВА

ПЕРІОДИ	ГРУПИ ЕЛЕМЕНТІВ																											
	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII																				
1	<b>H</b> 1,0079 1s Гідроген								<b>He</b> 4,0028 1s Гелій																			
2	<b>Li</b> 6,941 [He]2s <sup>2p</sup> Літій	<b>Be</b> 9,01218 [He]2s <sup>2</sup> Берилій	<b>B</b> 10,811 [He]2s <sup>2p</sup> Бор	<b>C</b> 12,01 [He]2s <sup>2p</sup> Карбон	<b>N</b> 14,007 [He]2s <sup>2p</sup> Нітроген	<b>O</b> 15,999 [He]2s <sup>2p</sup> Оксиген	<b>F</b> 18,998 [He]2s <sup>2p</sup> Флуор	<b>Ne</b> 20,179 [Ne]3s <sup>3p</sup> Неон	<b>Ar</b> 39,948 [Ne]3s <sup>3p</sup> Аргон	<b>Fe</b> 55,847 [Ar]3d <sup>6</sup> Залізо	<b>Co</b> 58,933 [Ar]3d <sup>7</sup> Кобальт	<b>Ni</b> 58,69 [Ar]3d <sup>8</sup> Нікель																
3	<b>Na</b> 22,990 [Ne]3s Натрій	<b>Mg</b> 24,305 [Ne]3s <sup>2</sup> Магній	<b>Al</b> 26,982 [Ne]3s <sup>3p</sup> Алюміній	<b>Si</b> 28,085 [Ne]3s <sup>3p</sup> Силіцій	<b>P</b> 30,974 [Ne]3s <sup>3p</sup> Фосфор	<b>S</b> 32,066 [Ne]3s <sup>3p</sup> Супур	<b>Cl</b> 35,453 [Ne]3s <sup>3p</sup> Хлор	<b>Ar</b> 39,948 [Ar]3d <sup>10</sup> Аргон	<b>K</b> 39,098 [Ar]4s Калій	<b>Ca</b> 40,078 [Ar]4s Кальцій	<b>Sc</b> 44,956 [Ar]3d <sup>1</sup> Скандій	<b>Ti</b> 47,88 [Ar]3d <sup>2</sup> Титан	<b>V</b> 50,942 [Ar]3d <sup>3</sup> Ванадій	<b>Cr</b> 51,996 [Ar]3d <sup>5</sup> Хром	<b>Mn</b> 54,938 [Ar]3d <sup>5</sup> Манган	<b>Fe</b> 55,847 [Ar]3d <sup>6</sup> Залізо	<b>Co</b> 58,933 [Ar]3d <sup>7</sup> Кобальт	<b>Ni</b> 58,69 [Ar]3d <sup>8</sup> Нікель										
4	<b>K</b> 39,098 [Ar]4s Калій	<b>Ca</b> 40,078 [Ar]4s Кальцій	<b>Sc</b> 44,956 [Ar]3d <sup>1</sup> Скандій	<b>Ti</b> 47,88 [Ar]3d <sup>2</sup> Титан	<b>V</b> 50,942 [Ar]3d <sup>3</sup> Ванадій	<b>Cr</b> 51,996 [Ar]3d <sup>5</sup> Хром	<b>Mn</b> 54,938 [Ar]3d <sup>5</sup> Манган	<b>Fe</b> 55,847 [Ar]3d <sup>6</sup> Залізо	<b>Co</b> 58,933 [Ar]3d <sup>7</sup> Кобальт	<b>Ni</b> 58,69 [Ar]3d <sup>8</sup> Нікель	<b>Cu</b> 63,546 [Ar]3d <sup>10</sup> Мідь	<b>Zn</b> 65,38 [Ar]3d <sup>10</sup> Цинк	<b>Ga</b> 69,723 [Ar]3d <sup>10</sup> Галій	<b>Ge</b> 72,59 [Ar]3d <sup>10</sup> Германій	<b>As</b> 74,922 [Ar]3d <sup>10</sup> Арсен	<b>Se</b> 78,96 [Ar]3d <sup>10</sup> Селен	<b>Br</b> 79,904 [Ar]3d <sup>10</sup> Бром	<b>Kr</b> 83,80 [Ar]3d <sup>10</sup> Криптон	<b>Rb</b> 85,468 [Kr]4d <sup>5</sup> Рубідій	<b>Sr</b> 87,62 [Kr]4d <sup>5</sup> Стронцій	<b>Y</b> 88,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Йттрій	<b>Zr</b> 91,224 [Kr]4d <sup>5</sup> Цирконій	<b>Nb</b> 92,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Ніобій	<b>Mo</b> 95,94 [Kr]4d <sup>5</sup> Молибден	<b>Tc</b> 98,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Технетій	<b>Ru</b> 101,07 [Kr]4d <sup>5</sup> Рутеній	<b>Rh</b> 102,91 [Kr]4d <sup>5</sup> Родій	<b>Pd</b> 106,42 [Kr]4d <sup>5</sup> Паладій
5	<b>Rb</b> 85,468 [Kr]4d <sup>5</sup> Рубідій	<b>Sr</b> 87,62 [Kr]4d <sup>5</sup> Стронцій	<b>Y</b> 88,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Йттрій	<b>Zr</b> 91,224 [Kr]4d <sup>5</sup> Цирконій	<b>Nb</b> 92,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Ніобій	<b>Mo</b> 95,94 [Kr]4d <sup>5</sup> Молибден	<b>Tc</b> 98,906 [Kr]4d <sup>5</sup> Технетій	<b>Ru</b> 101,07 [Kr]4d <sup>5</sup> Рутеній	<b>Rh</b> 102,91 [Kr]4d <sup>5</sup> Родій	<b>Pd</b> 106,42 [Kr]4d <sup>5</sup> Паладій	<b>Ag</b> 107,87 [Kr]4d <sup>10</sup> Срібло	<b>Cd</b> 112,41 [Kr]4d <sup>10</sup> Кадмій	<b>In</b> 114,82 [Kr]4d <sup>10</sup> Індій	<b>Sn</b> 118,71 [Kr]4d <sup>10</sup> Свинець	<b>Sb</b> 121,75 [Kr]4d <sup>10</sup> Стронцій	<b>Te</b> 127,60 [Kr]4d <sup>10</sup> Телур	<b>I</b> 126,90 [Kr]4d <sup>10</sup> Йод	<b>Xe</b> 131,29 [Kr]4d <sup>10</sup> Ксенон	<b>Cs</b> 132,91 [Xe]6s Цезій	<b>Ba</b> 137,33 [Xe]6s Барій	<b>La</b> 138,91 [Xe]5d <sup>1</sup> Лантан	<b>Hf</b> 178,49 [Xe]4f <sup>14</sup> Гафній	<b>Ta</b> 180,95 [Xe]4f <sup>14</sup> Тантал	<b>W</b> 183,85 [Xe]4f <sup>14</sup> Вольфрам	<b>Re</b> 186,21 [Xe]4f <sup>14</sup> Реній	<b>Os</b> 190,23 [Xe]4f <sup>14</sup> Осмій	<b>Ir</b> 192,22 [Xe]4f <sup>14</sup> Ірідій	<b>Pt</b> 195,09 [Xe]4f <sup>14</sup> Платина
6	<b>Ce</b> 140,12 [Xe]5d <sup>1</sup> Церій	<b>Pr</b> 140,91 [Xe]5d <sup>1</sup> Прометій	<b>Nd</b> 144,24 [Xe]5d <sup>1</sup> Неодім	<b>Pm</b> 144,91 [Xe]5d <sup>1</sup> Прометій	<b>Sm</b> 150,36 [Xe]5d <sup>1</sup> Самарій	<b>Eu</b> 151,96 [Xe]5d <sup>1</sup> Європій	<b>Gd</b> 157,25 [Xe]5d <sup>1</sup> Гадоліній	<b>Tb</b> 158,93 [Xe]5d <sup>1</sup> Тербій	<b>Dy</b> 162,50 [Xe]5d <sup>1</sup> Диспроцій	<b>Ho</b> 164,93 [Xe]5d <sup>1</sup> Голандій	<b>Er</b> 167,26 [Xe]5d <sup>1</sup> Ербій	<b>Tm</b> 168,93 [Xe]5d <sup>1</sup> Тиманій	<b>Yb</b> 173,04 [Xe]5d <sup>1</sup> Йттрій	<b>Lu</b> 174,97 [Xe]5d <sup>1</sup> Люцій														
7	<b>Fr</b> 223 [Rn]7s Францій	<b>Ra</b> 226,02 [Rn]7s Радій	<b>Ac</b> 227,03 [Rn]7s Актиній	<b>Th</b> 232,04 [Rn]7s Торій	<b>Pa</b> 231,04 [Rn]7s Празеодій	<b>U</b> 238,03 [Rn]7s Уран	<b>Np</b> 237,04 [Rn]7s Нептуній	<b>Pu</b> 244,04 [Rn]7s Плутоній	<b>Am</b> 243,06 [Rn]7s Америцій	<b>Cm</b> 247,07 [Rn]7s Кюріум	<b>Bk</b> 247,07 [Rn]7s Беркелій	<b>Cf</b> 251,10 [Rn]7s Каліфорній	<b>Es</b> 252,08 [Rn]7s Ейнштейній	<b>Lr</b> 260,10 [Rn]7s Лоренцій														
	<b>R<sub>2</sub>O</b>	<b>RO</b>	<b>R<sub>2</sub>O<sub>3</sub></b>	<b>RO<sub>2</sub></b>	<b>R<sub>2</sub>O<sub>5</sub></b>	<b>RO<sub>3</sub></b>	<b>R<sub>2</sub>O<sub>7</sub></b>	<b>RO<sub>4</sub></b>																				



## ДОДАТОК Б

### ЛЕГУВАЛЬНІ ЕЛЕМЕНТИ В СТАЛІ



Вплив легувальних елементів на вид  $\gamma$ -області діаграми залізо – легувальний елемент за Ф. Вефером: а – відкрита; б – розширена; в – закрита; г – звужена

### КАРБІДНА ФАЗА В ЛЕГОВАНИХ СТАЛЯХ

Ti, Zr, V, Nb, W, Mo, Cr, Mn, Fe

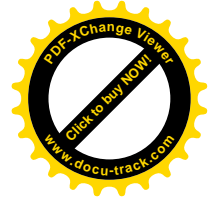
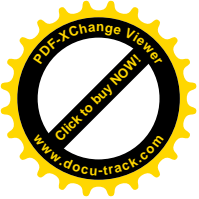
—————→

зменшення здатності до карбїдоутворення

Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Ta, Nb, Hf, Zr, Ti

—————→

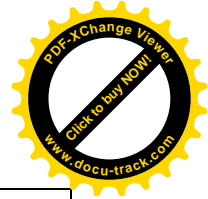
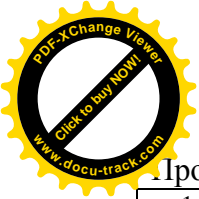
збільшення стійкості карбїдів у сталі



## ДОДАТОК В

### ФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ДЕЯКИХ МЕТАЛІВ

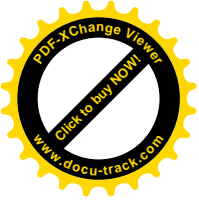
Метал	Температура плавлення, °С	Густина, г/см <sup>3</sup>	Питомий електроопір при 20°С, мкОм·м	Тип кристалічної ґратки
1	2	3	4	5
Чорні				
- залізни				
Fe	1539	7,87	$9,8 \cdot 10^{-2}$	До 769 °С феромагнітне $\alpha$ -Fe, ОЦК; 769-917 °С – парамагнітне $\beta$ -Fe, ОЦК; 917-1394 °С $\gamma$ -Fe, ГЦК; вище 1394 $\alpha$ -Fe, ОЦК
Co	1493	8,9	$5,68 \cdot 10^{-2}$	До 427°С $\alpha$ -Co, ГЦП; вище – $\beta$ -Co, ГЦК
Ni	1453	8,9	$6,84 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
Mn	1244	7,4	$43 \cdot 10^{-2}$	До 700 °С $\alpha$ -Mn, ОЦК; 700-1079 °С $\beta$ -Mn, ОЦК; 1079-1143 °С $\gamma$ -Mn, тетрагональна ґратка нецентрована; 1143-1244 °С $\delta$ -Mn, ОЦК
- тугоплавкі				
W	3410	19,3	$5,5 \cdot 10^{-2}$	ОЦК
Mo	2620	10,22	$5,78 \cdot 10^{-2}$	ОЦК
Re	3190	21,02	$19 \cdot 10^{-2}$	ГЦП
Nb	2468	8,57	$12,7-14,6 \cdot 10^{-2}$	ОЦК
Ti	1668	4,5	0,42-0,47	До 883 °С $\alpha$ -Ti, ГЦП; 883-1668 °С $\beta$ -Ti, ОЦК
V	1920	6,11	$24,8 \cdot 10^{-2}$	ОЦК



### Продовження додатка В

1	2	3	4	5
Cr	1857	7,19	$12,8-14 \cdot 10^{-2}$	ОЦК
Кольорові				
- легкі				
Be	1287	1,85	$3,6-4,5 \cdot 10^{-2}$	До 1277 °С $\alpha$ -Be ГЦП, 1277-1287 °С $\beta$ -Be, ОЦК
Mg	650	1,74	$4,49 \cdot 10^{-2}$	ГЦП
Al	660	2,7	$2,65 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
- благородні				
Ag	962	10,5	$1,59 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
Au	1064,4	19,32	$2,3 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
Pt	1772	21,45	$9,8 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
- напівблагородні				
Cu	1083,4	8,92	$1,72 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
- легкоплавкі				
Zn	419,6	7,13	$5,9 \cdot 10^{-2}$	ГЦП
Cd	321	8,65	$7,4 \cdot 10^{-2}$	ГЦП
Sn	231,9	7,31	$12 \cdot 10^{-2}$	До 13,2 °С $\alpha$ -Sn, ГЦК; 13,2-231,9 °С $\beta$ -Sn, об'ємноцентрована тетрагональна
Pb	327,5	11,34	$20,8 \cdot 10^{-2}$	ГЦК
Sb	630	6,69	$43 \cdot 10^{-2}$	4 металеві алотропні модифікації Sn, що існують при різному тиску, і 3 аморфні модифікації (вибу- хова, чорна і жовта)





Навчальне видання

**Гапонова Оксана Петрівна,  
Будник Анатолій Федорович**

## **СТАЛІ ТА СПЛАВИ З ОСОБЛИВИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Навчальний посібник

Художнє оформлення обкладинки О. П. Гапонової, О. О. Зеленського  
Редактор Н. А. Гавриленко  
Комп'ютерне верстання О. П. Гапонової

Формат 60x84/16. Ум. друк. арк. 13,95. Обл.-вид. арк. 11,62. Тираж 300 пр. Зам. №

Видавець і виготовлювач  
Сумський державний університет,  
вул. Римського-Корсакова, 2, м. Суми, 40007  
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3062 від 17.12.2007.