

**Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Запорізька політехніка»**

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

**до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисциплін
«Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі
та сплави» для студентів спеціальності 132
«Матеріалознавство» усіх форм навчання
II частина**

2024

Методичні вказівки до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисциплін «Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі та сплави» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» усіх форм навчання (II частина) / Укл.: О.В., Климов, Ю.І. Кононенко. Комп'ютерна графіка – О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2024. – 68 с.

Укладачі: О.В. Климов, доцент, к.т.н.
Ю.І. Кононенко, старший викладач

Рецензент: О.В. Лисиця, старший викладач

Відповідальний за випуск: В.Ю. Ольшанецький, професор, д.т.н.

Рекомендовано
до видання НМК інженерно-
фізичного факультету
Протокол № 9
від 14 травня 2024 р.

Затверджено
на засіданні кафедри
«Фізичне матеріалознавство»
Протокол № 8
від 12 квітня 2024 р.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №6

Вивчення особливостей хімічного складу та структури жаростійких сталей та сплавів

Мета роботи – ознайомитися з особливостями газової корозії, вивчити принципи легування жаростійких сталей і сплавів, розглянути основні групи жаростійких матеріалів та їх призначення.

6.1 Загальні відомості

Більшість металевих матеріалів при високих температурах реагують з оточувальним газовим або пароподібним середовищем, внаслідок чого відбувається газова корозія, яка найчастіше є результатом взаємодії металу з киснем середовища.

6.1.1 Газова корозія та основні принципи створення жаростійкого матеріалу

Газова корозія – це самодовільний хімічний процес, рушійною силою якого є термодинамічна нестійкість металів в оточувальному середовищі при певних зовнішніх умовах: тиску, температурі, складі середовища та ін. При газовій корозії метал переходить в більш стійкий окислений стан через те, що окислювальний компонент зовнішнього середовища віднімає у металу валентні електрони та водночас утворює з ним хімічну сполуку – продукт корозії (окисел).

На початкових стадіях окислення є суто хімічним процесом, в подальшому воно ускладнюється розвитком дифузії атомів кисню та металу через багатофазний окислений шар.

Із підвищенням температури швидкість окислення металів зростає, але по мірі утворення поверхневих плівок процес корозії може уповільнитися. Щоб окисна плівка володіла захисними властивостями, вона перш за все повинна бути суцільною, це є можливим, якщо об'єм металу, що витрачається на її утворення, буде меншим за об'єм окислу, що утворився (відношення цих об'ємів повинно бути в межах 1,0...2,5.). По-друге, окисні плівки не повинні бути крихкими: якщо питомий об'єм окислу значно більший за

питомий об'єм основного металу, такі плівки навіть при дуже малій товщині можуть розтріскуватися та відшаровуватися від металу, відкриваючи активний доступ кисню до його поверхні. По-третє, коефіцієнти теплового розширення окислу та металу не повинні значно відрізнятися.

Такі метали як **Fe, Cr, Al, Cu** та ін., утворюють суцільні захисні окисні плівки з відносно невеликим об'ємом і тому ріст плівки в цих металах в основному визначається швидкістю дифузії металу та кисню крізь плівку. Іонний радіус кисню (0,132 нм) значно більший за іонні радіуси металів, тому потовщення окисних плівок при газовій корозії в основному відбувається внаслідок дифузії металевих іонів крізь шар окислів до межі поділу метал-газ, де й відбувається реакція окислення. Найкращими захисними плівками володіють хром та алюміній, а найгіршою – залізо.

Якщо суцільні плівки окислів є захисними, тобто утруднюють переміщення іонів металу та окислювача одне до одного, їх ріст відбувається із самогальмуванням процесу по мірі збільшення товщини плівки (рис. 6.1). Процес росту суцільних плівок складається з декількох стадій, що відбуваються послідовно: адсорбція кисню, його іонізація, дифузія іонів металу та кисню крізь плівку, реакція утворення окислу, зміна складу поверхневих шарів.

Швидкість процесу окислення залежить від багатьох факторів, головними з яких є такі: фізико-хімічні властивості окислів (стійкість, температура плавлення, щільність, адгезійні властивості, леткість, пластичність); швидкість дифузії іонів кисню та металу крізь плівку та швидкість реакції утворення окислу; кристалічна та розмірна відповідність ґраток сплаву та окислу.

Здатність матеріалів опиратися газовій корозії (окисленню) в процесі обробки та експлуатації при високих температурах називають *жаростійкістю (окалиностійкістю)*. Для кількісного визначення жаростійкості використовують різні методи, з яких найбільш відомі масовий метод (по вимірюванню маси зразка) та метод безпосереднього вимірювання глибини корозії.

Жаростійкими (окалиностійкими) є сталі та сплави, що володіють стійкістю проти хімічного руйнування поверхні в газових середовищах при температурах вище 550°C та працюють в ненавантаженому або слабконавантаженому стані.

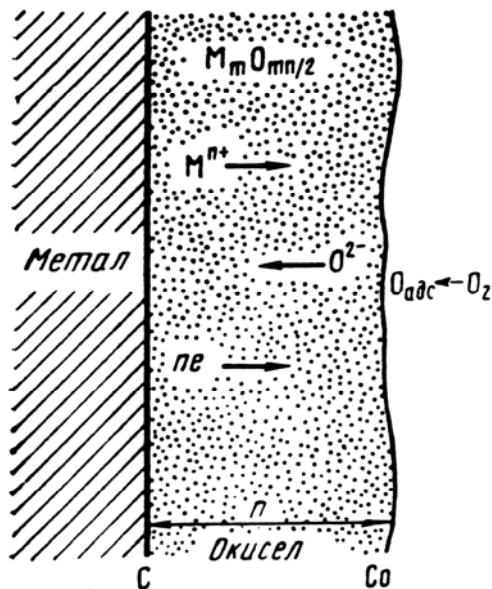


Рисунок 6.1 – Схема утворення суцільної плівки на металах [1]

Отже, головними факторами, що визначають опір сплаву окисленню при тривалій експлуатації, є фізико-хімічні властивості окисних сполук компонентів сплаву, що утворюються, спорідненість компонентів до кисню, хімічні та структурні зміни в шарах металу на межі метал-окалина.

При розробці жаростійких сплавів основною необхідною вимогою до усіх легувальних елементів є їх більша, ніж основи, хімічна спорідненість до кисню. Згідно існуючим теоріям можна виділити три принципи жаростійкого легування.

1. Іони легувального елемента входять в кристалічну ґратку оксиду основного металу, й тим самим зменшують його дефектність та відповідно швидкість дифузії, це приводе до утворення легованого оксиду. Цим пояснюється висока жаростійкість низьколегованих сталей та сплавів.

2. Легувальний компонент утворює власний оксид, що володіє кращими захисними властивостями, ніж оксид основного металу. Цим пояснюється добра жаростійкість високолегованих сталей та сплавів.

3. Легувальний елемент з основним металом утворює подвійний оксид з кристалічною ґраткою типу шпінелі, який має кращі захисні властивості. На жаростійких сплавах виявлено подвійні оксиди-шпінелі: $\text{FeO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{FeO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{NiO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$, $\text{NiO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$, $\text{NiO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$ та ін. Із цим пов'язана висока жаростійкість високолегованих сталей та сплавів.

При утворенні на металах та сплавах окисних плівок в них можуть виникати наступні напруження: 1) внутрішні стискуючі, оскільки ріст плівки супроводжується збільшенням об'єму ($V_{ок} > V_{Me}$); 2) внутрішні напруження при зміні температури внаслідок різних коефіцієнтів теплового розширення металу та окислу; 3) внутрішні напруження на нерівній поверхні; 4) напруження від експлуатаційних навантажень деталей.

Всі ці напруження викликають деформацію та руйнування окисних плівок, знижують їх захисні властивості.

Отже, при створенні жаростійких сплавів необхідно враховувати не тільки густину ρ та дифузійну проникність окисних шарів, але й також їх фізико-механічні властивості (міцність, пластичність, відмінність коефіцієнтів лінійного α та об'ємного розширення металу та оксиду) та характер адгезійних зв'язків плівки з металом.

6.1.2 Принципи легування жаростійких сталей

Окалина, що утворюються на залізі та сталях при нагріванні в повітрі або в кисневмісних середовищах, складається з трьох шарів: вюститу FeO , магнетиту Fe_3O_4 та гематиту Fe_2O_3 .

Будова дифузійного шару відповідає ізотермічним перерізам діаграми стану $\text{Fe}-\text{O}_2$ (рис. 6.2) при температурі дифузії. При температурах нижче евтектоїдної (570°C) окислений шар складається з двох зон окислів: Fe_2O_3 та Fe_3O_4 . Кристалічна структура цих окислів складна, а швидкість дифузії в них низька.

При температурах вище 570°C структура окалини складається з трьох окислів: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 та FeO , при чому основним шаром окалини є сполука FeO . Вюстит FeO уявляє собою твердий розчин віднімання із дефіцитом атомів заліза; наявність значної кількості вакансій в окислі FeO значно полегшує проходження дифузійних

процесів. Магнетит Fe_3O_4 , а особливо гематит Fe_2O_3 , містять малу кількість вакансій і тому мають кращі захисні властивості. Кількість окислу FeO в окалині, що отримується при температурі вище 570°C , в 10 разів більша, ніж окислу Fe_3O_4 та в 100 разів більша, ніж окислу Fe_2O_3 .

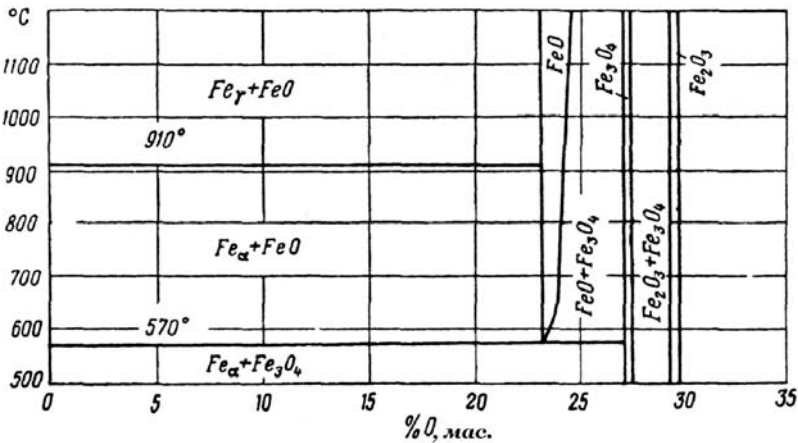


Рисунок 6.2 – Діаграма стану Fe-O₂

Для отримання доброї захисної плівки у заліза при температурах вище 570°C необхідно створити такі умови, щоб виключалося утворення окислу FeO та стимулювалося б утворення окислу типу Fe_2O_3 . Для цього необхідно до заліза додавати елементи, які із киснем утворюють сполуки, що є ізоморфними окислу Fe_2O_3 , та більш споріднені до кисню ніж залізо. До таких елементів відносяться *хром та алюміній*, що утворюють окисли Cr_2O_3 , Al_2O_3 . При нагріванні хром та алюміній, що знаходяться в розчині заліза, в першу чергу з'єднуються із киснем та утворюють надійний захисний шар, що складається з плівки окислів $(\text{Cr},\text{Fe})_2\text{O}_3$, $(\text{Al},\text{Fe})_2\text{O}_3$. Тому для підвищення жаростійкості залізо, яке не може експлуатуватися в окислювальних середовищах вище 570°C , легують **Cr** або **Al**. Коефіцієнт еквівалентності ($K_{\text{екв}}$) **Al** по відношенню до **Cr** складає 1:10.

Так, введення в сталь 5...8% **Cr** підвищує окалиностійкість до 700...750°C; збільшення **Cr** до 15...17% робить сталь окалиностійкою

до 950...1000°C, а при введенні 25% Cr сталь зберігає окислювальність до 1100°C. Легування сталі з 25%Cr алюмінієм в кількості 5% підвищує окислювальність до 1300°C.

Оксид кремнію (SiO_2), також як і оксиди хрому, алюмінію є керамічним матеріалом, що володіє високою стійкістю при підвищених температурах, тому кремній як легувальний елемент широко використовується для підвищення жаростійкості сталей.

Сплави з високим вмістом Si або Al є нетехнологічними: вони крихкі та важко оброблюються тиском, тому ці елементи додають до складу сталей в незначних кількостях.

Опір окисленню хромистих сталей порівняно мало залежить від вмісту вуглецю. Знижений вміст вуглецю в жаростійких сталях обумовлений вимогами забезпечення феритної структури та технологічних властивостей, а не жаростійкістю.

Нікель має більш високу жаростійкість, ніж залізо в окислювальних середовищах. Нікель утворює тільки оксид NiO , який на відміну від вюститу FeO має в структурі мало вакансій, що утруднює дифузію крізь плівку окислу. Позитивний вплив нікелю на жаростійкість сталей стає помітним при його вмісті більше 10...12 %.

Кобальт може утворювати оксиди CoO та Co_3O_4 та займає по жаростійкості проміжне положення між залізом та нікелем. Легування кобальтом мало змінює жаростійкість сталей.

Ванадій, молібден та вольфрам мають негативний вплив на жаростійкість сталей та сплавів внаслідок утворення оксидів із низькими температурами плавлення та випаровування. Додавання цих елементів викликає утворення пористої, пухкої окалини, яка не володіє захисними властивостями.

Вплив марганцю на жаростійкість сталей та сплавів вважається негативним, що виявляється при високих температурах випробування (вище 800°C) й утворенні пухкої та крихкої окалини.

Таким чином, жаростійкі сплави переважно є сплавами заліза із хромом (рідше із нікелем). Для збільшення жаростійкості їх додатково легують алюмінієм та кремнієм, але в незначних кількостях (менше 4 %). Сталі, що леговані Cr та Si називають сильхромами; Cr та Al – хромалями (або фехралями); Cr-Si-Al – сильхромалями. Сприятливий вплив кремнію на жаростійкість проявляється в основному в окислювальному середовищі. В присутності газів, що містять велику кількість парів води, при високих температурах в кремнієвих сталях

спостерігається більш сильне руйнування, ніж в хромистих та хромонікелевих.

Чим вищий вміст хрому, алюмінію або кремнію в сталі, тим більшою є окалиностійкість сталі та тим більш високими є температури, до яких вони зберігають необхідні експлуатаційні властивості. Так, при робочій температурі 900°C для достатньої окалиностійкості сплав (сталь) повинний містити не менше 10% Cr, а при робочій температурі 1100°C – не менше 20...25% Cr.

Є важливим те, що окалиностійкість, яка суттєво залежить від складу сталі або сплаву, не залежить від його структури, тобто ця властивість є *структурнонечутливою*.

6.1.3 Жаростійкі матеріали

Феритні хромисті та хромоалюмінієві сталі

До цієї групи сталей відносять високохромисті сталі із 13...28% Cr, які при достатньо низькому вмісті вуглецю або легуванні їх феритостабілізаторами мають однофазну феритну структуру (10X13CЮ, 08X17T, 15X25T, X23Ю5, X27Ю5T та ін.) Такі сталі використовують для виготовлення теплообмінників, деталей апаратури хімічних виробництв, нагрівальних елементів побутових приладів, печей, реостатів, окалиностійких труб та арматури, пічного обладнання та інших виробів, які не зазнають значних навантажень та працюють при високих температурах тривалий час (в залежності від ступеню легування температура експлуатації складає від 850°C до 1350°C).

Для забезпечення в сталях стійкої однофазної феритної структури необхідно суворо витримувати співвідношення аустеніто-та феритостабілізаторів. Щоб визначити границю мінімального вмісту хрому в таких сталях, можна скористатися формулою:

$$Cr_{\text{екв}} = \%Cr + 4 \cdot \%Si - 22 \cdot \%C - 0,5 \cdot \%Mn - 1,5 \cdot \%Ni - 30 \cdot \%N.$$

Метою легування сталей цього типу є підвищення жаростійкості завдяки введенню хрому, алюмінію та кремнію, а також повного зв'язування вуглецю в спеціальні карбіди такими елементами, як **Ti**, **Nb**, **Mo**, **Zr**, що перешкоджає збідненню твердого розчину на хром та запобігає надлишковому росту зерна при нагріванні.

Сталі феритного класу володіють невисокою міцністю та жароміцністю, а також високою пластичністю та задовільними технологічними властивостями. Недоліки сталей цього класу: можливість окрихчування в процесах технологічних нагрівань та тривалих витримок при підвищених температурах під час експлуатації. В них можлива крихкість 450...500°C («крихкість 475°C»), крихкість при 600...800°C, (у зв'язку з утворенням σ -фази) та крихкість через утворення надмірно крупних зерен, наприклад, при зварюванні. Крихкість хромистих сталей важко, а часто й неможливо усунути подальшою обробкою, що суттєво звужує можливості їх практичного використання та створює технологічні обмеження.

Сталі феритного класу не зміцнюються термічною обробкою. Для врівноваження структури сталі феритного класу піддають відпалу найчастіше при 750...800°C з охолодженням на повітрі або прискорено у воді (для запобігання виділення σ -фази).

Мартенситні та мартенсито-феритні хромокремнієві сталі

Жаростійкі сталі, що мають підвищений вміст вуглецю (до 0,5...0,8 %) і леговані водночас хромом і кремнієм, та отримують після гарту або нормалізації мартенситну структуру, мають назву *сильхромів*. Вони володіють високим опором газовій корозії в продуктах згоряння різних палив та високою зносостійкістю при терті та ударних навантаженнях (15X6CЮ, 40X10C2M, 30X13H7C2 та ін.). Основне використання сталей цієї групи – клапани автомобільних, тракторних та авіаційних двигунів середньої потужності, а також для виготовлення регуляторів, теплообмінників та колосникових ґрат в котельному та хімічному машинобудуванні. До клапанних сталей висувається ряд специфічних вимог: збереження високої твердості та міцності при робочих температурах (до 700°C), добрий опір впливу тепловмін та втомі, високий опір газовій корозії в продуктах згоряння рідкого палива.

Необхідні властивості в сталях типу сильхромів зазвичай досягаються одночасним введенням **Cr**(6...14%) та **Si**(1...3%), що дозволяє отримати високий опір газовій корозії, а підвищений вміст вуглецю забезпечує можливість гартування цих сталей із подальшим відпуском (як правило, високим) для отримання необхідних значень твердості та міцності. Додавання молібдену підвищує жароміцність та

перешкоджає розвитку відпускнуї крихкості сталей; нікель підвищує прогартовуваність.

Аустенітні сталі та сплави на залізонікелевій та нікелевій основах

Як жаростійкі сталі аустенітного класу головним чином використовують хромонікелеві сталі. Жаростійкість цих сталей не набагато відрізняється від жаростійкості сталей феритного класу, але рівень механічних властивостей (в тому числі й жароміцних) вищий, є кращою технологічністю (зварюваність, здатність до глибокого витягування та штампування), також вони є менш схильними до окрихчування після тривалих витримок при високих температурах.

Недоліки сталей аустенітного класу – їх порівняно висока вартість, низькі теплопровідність та опір газовій корозії в середовищах, що містять сірку.

Аустенітні сталі типу 18-8 (08X18H9T, 12X18H9, 12X18H9T) використовують як жаростійкий матеріал для вихлопних систем, труб, листових та сортових деталей, котрі експлуатуються при температурах 600...800°C та невисоких навантаженнях.

Зростання жаростійкості аустенітних сталей досягається збільшенням вмісту в сталі хрому, нікелю, а також додатковим легуванням кремнієм. Однак підвищення вмісту таких феритостабілізаторів, як хром та кремній, потребує для збереження аустенітної структури значного підвищення вмісту нікелю. Так, в сталях з 22...25 % **Cr** має міститися не менше 17...20 % **Ni** (при вмісті вуглецю 0,1...0,2 % (наприклад, сталь 10X23H18). При збільшенні вмісту **Cr** до 24...27 % та введенні 2...3 % **Si** необхідно мати в сталі 19...21 % **Ni** (сталь типу 20X25H20C2). Тому сталі 20X20H14C2 та 08X20H14C2 відносяться до аустеніто-феритного класу.

Відмітимо, що розглянуті сталі є схильними до окрихчування завдяки утворенню σ -фази в інтервалі 600...800°C.

Як жаростійкі матеріали для роботи в навуглецювальних середовищах до 1100°C (наприклад, пічні контейнери та арматура) використовують сталі з підвищеним вмістом вуглецю (сталь 36X18H25C2). Іноді для стабілізації аустенітної структури та часткової заміни нікелю вводять марганець (6...10 %) та азот (0,3...0,4 %), наприклад, 12X25H16Г7АР, 55X20Г9АН4. Термічна обробка

аустенітних жаростійких сталей зазвичай полягає в гартуванні від температур 1000...1050°C.

Більш надійними та майже не схильними до окрихчування жаростійкими сплавами підвищеної жароміцності, що володіють високими технологічними властивостями, є залізонікелеві сплави з добавками **Mo** (до 3,3 %), **W** (до 3,5 %), **Ti** (до 1,2 %), наприклад сплави ХН38ВТ та ХН28ВМАБ, які широко використовують в авіаційній промисловості (камери згорання, жарові труби).

Позитивний вплив на довговічність та працездатність нікельхромових сплавів має мікролегування їх лужноземельними та рідкоземельними металами (**Ca**, **Mg**, **Ce**, **Th** при вмісті до 0,1...0,3 %). Їх вплив зазвичай пов'язують з рафінувальною дією на шкідливі домішки: так, при введенні **Ca**, **Mg**, **Ce** сірка зв'язується в важкотопкі сульфіди.

Для відповідальних деталей (камер згорання, жарових труб та ін.) в газотурбобудуванні використовують сплав ХН60ВТ (ЭИ868), що містить 25 % **Cr** та 15 % **W**; додавання останнього значно підвищує жароміцність γ -твердого розчину без помітного зменшення пластичності та технологічності сплаву.

Типова термічна обробка цих сплавів, які можна віднести до сплавів з невисоким рівнем дисперсійного зміцнення, полягає в гартуванні від 1100...1120°C з охолодженням на повітрі. Дисперсійне зміцнення їх відбувається в процесі експлуатації при робочих температурах (800...1000°C). Сплави на залізонікелевій основі мають після гарту невисокі властивості міцності ($\sigma_v=550...700$ МПа) та задовільну пластичність ($\delta=45$ %).

Жаростійкі сплави на нікельхромовій основі (*ніхром*)призначені для тривалої експлуатації при 800...1100°C, а при короткотривалій – до 1200°C. Ці сплави використовують для виготовлення деталей газових турбін, що не випробовують високих робочих навантажень та працюють при високих температурах (камери згорання, жарові труби, нагрівальні елементи електричних печей та інших деталей).

Сплави являють собою в основному твердий розчин хрому в ГЦК-гратці нікелю, вони слабо зміцнюються при термічній обробці (гартуванні з високих температур), мають високу пластичність, високий електроопір та задовільні технологічні властивості (ХН78Т, ХН60ВТ).

Вміст хрому в цих сплавах зазвичай становить 15...27%. Для додаткового підвищення жаростійкості додають алюміній (до 3,5%), завдяки чому суттєво підвищується жаростійкість та жароміцність, але знижується пластичність (особливо в інтервалі 700...800 °С) та технологічність сплавів.

Легування сплавів цього типу також має мету дещо підвищити міцність при кімнатній температурі та жароміцні властивості; це досягається введенням титану, молібдену, ніобію в невеликих кількостях, а також вольфраму. Вольфрам може бути корисним легувальним елементом, оскільки він підвищує температуру солідуса та жароміцність сплавів, і майже не погіршує їх жаростійкості. Додавання цих елементів обумовлює утворення деякої кількості зміцнювальних інтерметалідних фаз.

Жаростійкі чавуни

Жаростійкий чавун знайшов широке використання в промисловості як найбільш дешевий та доступний матеріал, що володіє високими ливарними властивостями (подові плити термічних печей, пічна арматура, колосники, деталі турбокомпресорів, пальники). Деталі, що працюють при температурах до 300°С, можна виготовляти із сірих чавунів за умови отримання дрібного графіту. До 450...500°С задовільними характеристиками володіють відливки із модифікованого та ковкого чавуну. Незначне легування хромом (іноді водночас із нікелем) дозволяє підвищити температуру використання чавунів до 700°С (наприклад, ЧХ3). Більш важкі умови роботи та необхідність використання відливок для роботи при температурах 700...1100°С вимагають обов'язкового використання спеціальних чавунів (ЧХ22С, ЧХ28, ЧЮ6С5, ЧЮ22Ш тощо).

До основних легувальних елементів жаростійких чавунів відносяться хром, кремній та алюміній. При розробці цих чавунів керуються такими ж принципами жаростійкого легування, що й при розробці жаростійких сталей.

6.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Охарактеризувати процес газової корозії, вказати вимоги до захисних оксидних плівок. Вказати принципи жаростійкого легування. Стисло охарактеризувати основні групи жаростійких матеріалів.

6.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Газова корозія. Особливості процесу окислення при газовій корозії.
2. Вимоги до захисних оксидних плівок.
3. Жаростійкість. Основні фактори, що визначають жаростійкість матеріалу.
4. Принципи жаростійкого легування металевих матеріалів.
5. Феритні хромисті та хромоалюмінієві сталі.
6. Мартенситні та мартенсито-феритні хромокремнієві сталі.
7. Аустенітні сталі.
8. Сплави на залізонікелевій та нікелевій основах.
9. Жаростійкі чавуни.

6.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МИМ-5 та МИМ-7. Добірка шліфів містить жаростійкі сталі та сплави.

6.5 Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

6.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків жаростійких сплавів.
2. Із використанням довідників визначити хімічний склад, температуру експлуатації, режим термічної обробки та використання розглянутих матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених зразків жаростійких сплавів. Вказати в табл. 6.1 хімічний склад, максимальні температури експлуатації, структурні класи в нормалізованому стані, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних жаростійких сплавів.

Таблиця 6.1 – Склад, структура та використання жаростійких сплавів

Марка матеріалу	Хімічний склад	$t_{\text{експль}}$, °C	Структурний клас в нормалізованому стані	Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Використання
					Структура	Властивості	
08X13							
15X28							
40X10C2M							
20X23N18							
10X18N18Ю4Д							
ХН45Ю							
Х20Н80							
ХН78Т							
ХН70Ю							
ЧЮ22Ш							

6.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур розглянутих зразків жаростійких сплавів, таблиця 6.1. Висновки до роботи.

6.8 Рекомендована література

[1, с.278-283; 3, с.448-451; 4, с.337-352; 5, с.87-114; 6, с.286-288; 7, с.406-423; 8, с.154-160]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №7

Вивчення структури та властивостей жароміцних сталей та сплавів

Мета роботи – вивчити вплив хімічного складу, термічної обробки та структури на властивості жароміцних матеріалів; їх призначення.

7.1 Загальні відомості

Жароміцність – це здатність сталей та сплавів витримувати механічні навантаження при високих температурах ($>0,3T_{пл}$) впродовж певного часу. Найчастіше жароміцність характеризують двома критеріями: *границею повзучості* та *границею тривалої міцності*.

Підвищення температури впливає на всі механічні властивості матеріалу: знижуються модуль пружності, границі плинності та міцності (внаслідок зменшення міцності міжатомних зв'язків, інтенсифікації процесів дифузії та знеміцнення). Це призводить до того, що при дії навантаження матеріал змінює свою форму, тобто відбувається пластична деформація (матеріал «повзе»).

Повзучість – це безперервна пластична деформація матеріалів під дією постійних значень напружень, що нижчі границі плинності. Розвиток повзучості може призвести до руйнування виробу. Деформація при повзучості може здійснюватися зсувним механізмом, тобто завдяки руху дислокацій (ковзанням та переповзанням), дифузійним, в основному завдяки дифузії вакансій, а також завдяки зерномежового ковзання (через зсув зерен одне відносно іншого вздовж спільних меж). Із підвищенням температури вплив перешкод на просування дислокацій зменшується, усувається зміцнення, що створене попередньою деформацією або термічною обробкою, густина дислокацій знижується внаслідок їх рекомбінації при переповзанні та поглинанні межами зерен, що мігрують. Велике значення має при високих температурах зерномежова повзучість.

Процес повзучості досліджують за допомогою кривої повзучості, яка характеризує деформацію зразка в залежності від часу випробування при достатньо високій температурі та постійному

навантаженні ($\Delta l = f(\tau)$, де Δl – приріст довжини зразка, а τ – час). На типовій кривій повзучості (рис. 7.1) можна виділити декілька ділянок.

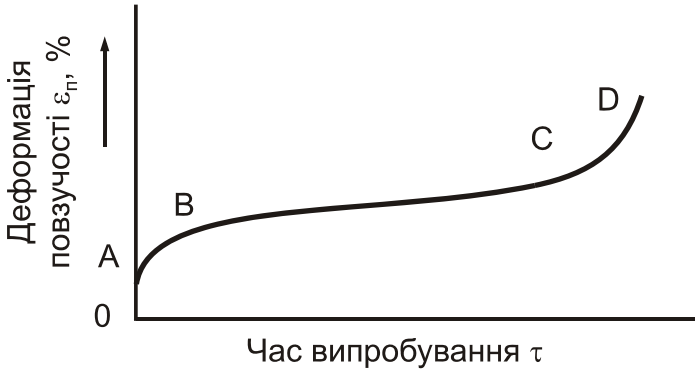


Рисунок 7.1 – Типова крива повзучості

Ділянка OA – миттєве подовження (або деформація), яке відповідає пружній деформації зразка в момент прикладення навантаження.

Ділянка AB (I стадія повзучості) – початковий період повзучості (або неусталена повзучість), швидкість повзучості зменшується із часом випробування: $v_{\text{повз}} = A \cdot \tau^{-n}$, де A , n – сталі величини для даного сплаву та температури. Значення сталої n коливаються від 0 до 2.

Ділянка BC (II стадія повзучості) – усталена (стала) повзучість; відбувається із постійною швидкістю деформації ($v = \text{const}$).

На цій стадії повзучості у рівновазі знаходяться процеси зміцнення (за рахунок збільшення щільності дислокацій) та знеміцнення (які пов'язані із процесами звороту та рекристалізації). З використанням цієї ділянки повзучості визначають границю повзучості.

Границя повзучості – це максимальне напруження, що викликає при постійній температурі повзучість із наперед заданою швидкістю. Наприклад, $\sigma_{0,5/10000}^{850} = 120 \text{ МПа}$ означає, що при напруженні 120 МПа відносне видовження ($\delta = \Delta l / l_0$) склало 0,5 % за час

випробування ($\tau_{\text{випроб}}$) 10000 годин при температурі випробування ($t_{\text{випроб}}$) 850°C.

Ділянка CD (III стадія повзучості) – стадія стрімкого зростання повзучості. Швидкість повзучості зростає, і в точці D відбувається руйнування деталі або зразка. Із використанням часу до руйнування визначають ще один важливий критерій жароміцності – границю тривалої міцності.

Границя тривалої міцності – це максимальне напруження, яке при постійній температурі викликає руйнування зразка після наперед заданої тривалості випробування. Наприклад, $\sigma_{2000}^{900} = 200 \text{ МПа}$; тут $t_{\text{випроб}}=900^\circ\text{C}$; $\tau_{\text{випроб}}=2000$ годин.

Із збільшенням напруження при постійній температурі або із збільшенням температури при постійному напруженні, спостерігається поступове скорочення другого періоду повзучості, який в граничному випадку зникає, й залишаються тільки два періоди: період уповільненої та період пришвидженої повзучості.

При малих напруженнях або низьких температурах другий період настільки подовжується, що в межах часу нормального випробування руйнування не відбувається.

7.1.1 Особливості хімічного складу та структури жароміцних матеріалів

Жароміцними називають сталі та сплави, що здатні працювати під напруженням при температурах вище 500°C впродовж певного часу та мають достатню жаростійкість.

Жароміцні сталі та сплави використовують для виготовлення багатьох деталей котлів, газових турбін, реактивних двигунів, ракет, атомних установок та ін., що працюють при високих температурах. Робочі температури сучасних жароміцних сплавів складають приблизно (0,45...0,85) від абсолютної $T_{\text{пл}}$. Термін експлуатації жароміцних сплавів змінюються від однієї – двох годин (ракети) до сотень (авіаційні газові турбіни) та багатьох тисяч годин. Тому склад жароміцних сталей та сплавів повинен забезпечувати високій опір повзучості та газовій корозії з урахуванням умов роботи матеріалу впродовж заданого строку експлуатації.

При розробці жароміцних матеріалів необхідно враховувати робочу температуру та діючі напруження, характер зміни їх у часі. Склад газового середовища також може суттєво впливати на жаростійкість та жароміцність сплавів: наявність агресивних компонентів (наприклад, сполук, що містять сірку, ванадій, галогени, лужні метали) викликає утворення легкоплавких або летких сполук, руйнує захисні окисні плівки, сприяє розвитку локальних видів газової корозії. В багатьох випадках газове середовище впливає на сплав динамічно: на поверхню виробу діють швидкісні газові потоки, під впливом яких посилюються процеси повзучості, корозійно-ерозійного руйнування поверхні, внаслідок цього знижується експлуатаційна стійкість деталей. Негативно впливає на жароміцність матеріалів радіаційне випромінювання.

Виділяють основні фактори, що впливають на підвищення опору повзучості.

1. Температура плавлення металу (сплаву). Чим вищою є ця температура, тим вищі сили міжатомного зв'язку та температура рекристалізації металу та більш високими є характеристики жароміцності.

Однак температура плавлення не надає повного уявлення про граничну робочу температуру: для одних сплавів вона складає 0,7...0,8 від абсолютної $T_{пл}$, для інших вона менша за 0,5 від абсолютної $T_{пл}$. Значний вплив на температуру рекристалізації має самодифузія. Так, у елементів з поліморфними перетвореннями при наближенні до температури поліморфного перетворення посилюється дифузійна рухомість атомів. В цьому випадку гратка не може опиратися високим напруженням. Коефіцієнт самодифузії титану в 1000 разів більший, ніж заліза, й тому незважаючи на його більш високу температуру плавлення (1665 °C), ніж заліза (1539°C) сплави титану мають менший рівень жароміцності в порівнянні зі сталями.

При розробці жароміцних сплавів використовують як основу **Ni**, **Co** та **Fe**, які мають близькі температури плавлення та інші характеристики сил міжатомного зв'язку:

$$t_{пл}(\text{Ni})=1455^{\circ}\text{C}; t_{пл}(\text{Co})=1435^{\circ}\text{C}; t_{пл}(\text{Fe})=1539^{\circ}\text{C}.$$

Легування важкотопкими елементами сплавів на основі цих металів призводить до підвищення $T_{пл}$.

2. Легування сталей та сплавів у сполученні з термічною обробкою, яка створює необхідну структуру, сильно підвищує їх жароміцні властивості.

Сучасні жароміцні сталі та сплави являють собою багатокомпонентні тверді розчини на основі **Fe**, **Ni** або **Co**, які зміцнюються дисперсними виділеннями фаз – карбідів, карбонітридів, боридів, інтерметалідів. Тобто легування жароміцних сталей та сплавів необхідно проводити елементами, що підвищують сили міжатомних зв'язків в твердому розчині та в надлишкових фазах, тобто зменшують дифузійну рухомість атомів розчинника та легувальних елементів, рухомість дислокацій, гальмують процеси коагуляції фаз, підвищують температури рекристалізації та утворюють дисперсні частинки фаз-зміцнювачів.

В жароміцних сплавах на основі **Fe**, **Ni** або **Co** основними легувальними елементами є **Cr**, **Mo**, **W**, **Al**, **V**, **Nb** та **Ti**, які здатні розчинятися в твердому розчині або утворювати вторинні фази. Міцність міжатомних зв'язків в кристалічній ґратці елемента-розчинника особливо сильно підвищують елементи, які самі мають більш високу температуру плавлення. Тому в багатьох жароміцних сплавах присутні **Mo**, **W**, **Cr**, **Nb**, **Ti** та інші елементи, які сильно підвищують температуру рекристалізації твердого розчину.

Для підвищення жаростійкості в сплави на основі **Fe**, **Ni** або **Co** додається **Cr**.

Одним з найважливіших факторів жароміцності сталей та сплавів є утворення зміцнювальних фаз. Елементи втілення **B**, **N** та **C** мають дуже обмежену та змінну в залежності від температури розчинність в твердому розчині, що приводить до утворення надлишкових фаз – карбідів, нітридів, карбонітридів, боридів або фаз змішаного складу, які перешкоджають міжзеренному проковзуванню. Для жароміцних сталей та сплавів, що вміщують нікель, основне зміцнення забезпечує інтерметалідна γ' -фаза типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$. В деяких жароміцних сталях та сплавах зазначається також позитивний вплив на жароміцність інших інтерметалідних фаз: η -фази типу Ni_3Ti , μ -фази типу $\text{Fe}_7(\text{Mo}, \text{W})_6$ та фаз Лавеса (Fe_2Mo , Fe_2W).

Жароміцність в значній мірі залежить від будови та властивостей примежових об'ємів. Легкотопкі домішки (**Pb**, **Cd**, **Bi**, **Sb**, **S** та ін.), що мають малу розчинність в жароміцних сплавах, різко

негативно впливають на жароміцність матеріалу внаслідок їх концентрації по межах зерен, утворення легкоплавких сполук та евтектик і сприяють міжзеренному руйнуванню при повзучості. Введення в сплави незначних кількостей (тисячні або соті частки атомних процентів) лужноземельних (**Mg, Ca, Ba**) та рідкоземельних елементів (**La, Ce**), а також **Zr** та **B** позитивно впливає на жароміцність. Ці елементи-модифікатори дуже незначно розчиняються в твердому розчині та концентруються в примежових об'ємах, що приводить до уповільнення примежової дифузії; вони мають високу хімічну спорідненість до **O, S, N** та **H** та утворюють тугоплавкі окисли і сульфідні (гідриди та нітриди є менш термостійкими); а також вони здатні утворювати тугоплавкі хімічні сполуки з домішками легкоплавких кольорових металів та частково нейтралізувати їх негативний вплив. Ці модифікатори в порядку зменшення ефективності впливу на жароміцність нікелевих сплавів можна розташувати таким чином: **B, La, Ce, Ca, Zr, Ba**. Вміст цих домішок вище оптимального рівня зменшує не тільки жароміцність, але й технологічну пластичність сплавів.

Чим вищою є температура експлуатації, тим інтенсивніше розвиваються дифузійні процеси в деформації повзучості. Легувальні елементи, що зміцнюють твердий розчин, підвищують сили зв'язку в ґратці, ускладнюють дифузійні переміщення, зменшують концентрацію та рухомість вакансій і, таким чином, підвищують жароміцність.

Звісно, що швидкість деформації повзучості ГЦК-ґратки є суттєво меншою, ніж ОЦК (дифузійна рухомість атомів в γ -фазі **Fe** в 20...30 разів менша, ніж в α -фазі **Fe**). Також для заліза в області температури поліморфного перетворення ОЦК-ґратка α -фази стає нестійкою (в ній відбувається підготовка до перебудови в ГЦК-ґратку γ -фази), при цьому посилюються дифузійні процеси, що негативно впливає на жароміцність (рис. 7.2). Так, найбільш низькі робочі температури (450...650°C) мають сталі феритного, перлітного та мартенситних класів (тобто сталі на основі α -заліза); аустенітні сталі мають більш високі робочі температури (тому для отримання стійкої аустенітної структури сталі легують нікелем або марганцем).

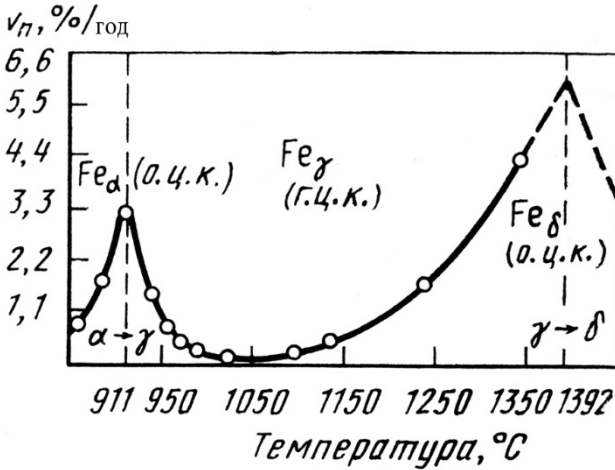


Рисунок 7.2 – Температурна залежність швидкості деформації повзучості чистого заліза

Метою термічної обробки жароміцних матеріалів є створення стабільної структури, яка не змінюється впродовж тривалого строку роботи. Термічною обробкою створюють в сплаві гетерогенну структуру, що складається з розташованих в твердому розчині та по межах зерен дисперсних карбідних, а особливо інтерметалідних фаз, що когерентно зв'язані з матрицею. В гетерогенній структурі має значення кількість вторинної фази, її природа, швидкість коагуляції частинок, характер їх розподілу в структурі. Ступінь зміцнення буде тим вищою, чим дисперснішими та більш стабільними будуть ці включення. Сплави з карбідним типом зміцнення є менш жароміцними, ніж сплави, що зміцнені інтерметалідами.

Таку структуру отримують в результаті гартування з високих температур та подальшого старіння. Наявність рівномірно розподілених дисперсних надлишкових фаз (карбідних, а особливо інтерметалідних фаз, що когерентно зв'язані з матрицею) уповільнює пластичну деформацію при високих температурах. Є перспективною така термічна обробка, що формує в сплаві бімодальну структуру, тобто структуру, в якій частинки γ' -фази мають 2 групи різних розмірів.

3. Розмір зерна. Деформація та руйнування при високих температурах часто відбувається по межах зерен, тому їх протяжність впливає на величину жароміцності. Це пояснюється тим, що по межах зерен, які містять значну кількість дефектів (вакансій, дислокацій та ін.), легко відбуваються дифузійні процеси. В процесі повзучості відбувається переміщення одного зерна відносно іншого вздовж поверхні їх поділу, тобто проковзування. Таким чином, якщо при низьких температурах (~до 550 °С) межі зерен гальмують рух дислокацій та зміцнюють сплав, то при високих температурах, навпаки, сприяють пришвидшеному знеміцненню полікристалічних металів (рис. 7.3). Тому, збільшення розмірів зерна призводить до зменшення швидкості деформації повзучості: $v_f = (D_c \cdot S \cdot b^3) / (d^2 \cdot k \cdot T)$, тут D_c – коефіцієнт самодифузії; S – напруження, що діє в сплав (металі); b^3 – об'єм атому; d^2 – площа зерна; T – температура, К; k – константа Стефана-Больцмана. Необхідно мати $d > 100$ мкм.

Особливо високою жароміцністю при температурах, що наближаються до температури плавлення, володіють монокристали.

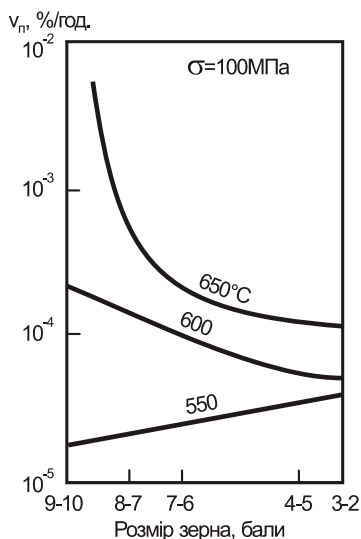


Рисунок 7.3 – Вплив розміру зерна на швидкість деформації повзучості v_n сталі 10X18H12T

Особливо високою жароміцністю при температурах, що наближаються до температури плавлення, володіють монокристали.

4. Зміцнення меж зерен. При повзучості значна частина деформації припадає на міжзеренне проковзування, тому при легуванні та термічній обробці формують структуру, в якій на межах зерен розташовані частинки надлишкових фаз. Для зміни властивостей меж зерен в жароміцні сплави додають в малих кількостях поверхнево активні елементи (**B**, **Y**) (або їх сполуки), які сильно уповільнюють дифузію по межах зерен.

Таким чином, склад та обробка жароміцних сплавів повинні забезпечити високий рівень сил міжатомного зв'язку; тонку субмікроскопічну неоднорідність будови сплавів; умови для виділення оптимальної кількості зміцнювальних фаз в найбільш ефективних для зміцнення формах та станах; перешкоди для розвитку міжзеренної деформації та дифузії, особливо при високотемпературній повзучості; стабільність структури сплавів впродовж заданого терміну експлуатації; нейтралізацію шкідливих домішок створенням важкотопких сполук та рафінування сплавів.

7.1.2 Класифікація жароміцних матеріалів

Сталі та сплави, що призначені для роботи при підвищених температурах поділяють на такі групи:

1) *помірно жароміцні сталі* – ті, що працюють у навантаженому стані при температурах до 600°C впродовж тривалого часу. До цієї групи відносять вуглецеві, низьколеговані та хромисті сталі. За структурою в нормалізованому стані вони можуть належати до перлітного, мартенситного або мартенсито-феритного класів;

2) *жароміцні сталі та сплави*, що працюють в навантаженому стані при високих температурах (понад 600°C) впродовж певного часу та володіють необхідною жароміцністю. До жароміцних відносять сталі аустенітного класу на хромонікелевій та хромонікельмарганцевій основах з різним додатковим легуванням. Серед жароміцних сплавів найбільш розповсюдженими є сплави на основі нікелю та кобальту;

3) *жаростійкі (окалиностійкі) сталі та сплави*, які працюють в не- або малонавантаженому стані при температурах вище 550°C та

мають стійкість проти хімічного руйнування поверхні в газових середовищах (розглянуто в лабораторній роботі №6).

7.1.3 Помірно жароміцні сталі перлітного та мартенситного класів

Помірно жароміцні сталі використовують в енергетичному машинобудуванні для виготовлення котлів, пароперегрівачів, деталей кріплення та ін., а також в хімічному та нафтовому машинобудуванні для роботи при підвищених температурах та тривалих механічних навантаженнях.

Робочі температури сталей помірної жароміцності ($t_{експ}$) досягають 600°C, а тиск газових або рідких середовищ 20...30 МПа. Деякі деталі з таких сталей повинні працювати тривалий час без заміни (до $(1...2) \cdot 10^5$ год.), тому основними вимогами до матеріалів є задані значення тривалої міцності та опору повзучості. Основою всіх сталей цієї групи є α -твердий розчин, а надлишковою фазою – карбіди різної будови та походження. В залежності від умов роботи деталей використовують вуглецеві, низьколеговані та хромисті сталі помірної жароміцності.

Сталі перлітного класу

Перлітні сталі (вуглецеві та низьколеговані) призначені для тривалої експлуатації при температурах 450...580°C та використовуються здебільшого в котлотурбобудуванні для паропровідних та пароперегрівальних систем. Вони характеризуються тривалими термінами експлуатації (сотні тисяч годин), їх рідко піддають зміцнювальній термічній обробці та використовують у відпаленому або нормалізованому та відпущеному станах (іноді взагалі без термічної обробки).

Перлітні сталі пластичні в холодному стані, задовільно оброблюються різанням та зварюються. Критерієм жароміцності для них є границя повзучості із припустимою деформацією 1% за 10000 або 100000 год.

Для роботи при температурах до 120°C та тисках до 0,8 МПа використовують сталі Ст2 або Ст3; при тисках до 6 МПа та

температурах до 400°C – вуглецеві котельні сталі 12К, 15К, 16К, 18К, 20К (цифра показує процент вуглецю в сотих частках).

Мета термічної обробки для виробів із сталей цієї групи – отримання стабільної структури, що зберігається практично незмінною впродовж всього експлуатаційного ресурсу. Найчастіше сталі піддають нормалізації, а при підвищеному вмісті вуглецю (0,22...0,24 %) – гартуванню та високому відпуску, при цьому $t_{відп}$ повинна бути на 100...120°C вище $t_{експл.}$

Для більш відповідальних деталей енергетичних блоків, які працюють при температурах до 585°C та тиску 25,5 МПа використовують низьколеговані сталі, які в залежності від режиму термічної обробки можуть мати ферито-перлітну, ферито-бейнітну, бейнітну або мартенситну структуру: 12X, 12X1MФ, 25X1MФ, 20X3BMФ.

Вміст вуглецю приблизно становить 0,08...0,2%. Більш високий вміст вуглецю призводить до пришвидшення процесів коагуляції карбідних фаз та перерозподілу легувальних елементів **Cr**, **V**, **W** та особливо **Mo** між твердим розчином та карбідами (твердий розчин збіднюється на легувальні елементи, особливо на **Mo**, що призводить до знеміцнення сталі: знижується границя плинності та твердість). Також підвищення вмісту вуглецю призводить до погіршення зварюваності.

Основними легувальними елементами є **Cr**, **W**, **Mo**, **V**, **Nb**, **Ti**; вміст кожного із цих елементів не перевищує 1%, за винятком хрому, кількість якого для підвищення жаростійкості збільшують до 2,5...3,0%. **Cr**, **W**, **Mo**, **Nb** та **V** підвищують температуру рекристалізації фериту, збільшують сили зв'язку атомів в ґратці заліза та уповільнюють дифузійні процеси; також викликають дисперсійне твердіння, сприяють формуванню в процесі фазових $\gamma \leftrightarrow \alpha$ -перетворень тонкої субструктури та стабілізують карбідну фазу. Всі ці фактори і сприяють підвищенню жароміцності сталі.

Основним карбідоутворювачем, що приводить до виділення дисперсних частинок, котрі зміцнюють матрицю, є **V**. Вважають, що в **Cr-Mo-V** сталях вміст ванадію повинен визначатися вмістом вуглецю (щоб увесь вуглець був зв'язаний в карбід **VC**); оптимальним є співвідношення $V/C=3,2...4$. Це виключає участь **Mo** в карбідоутворенні та забезпечує його присутність в α -твердому

розчині. Більш високий вміст **V** не використовують, бо вважають, що його перехід в твердий розчин призводить до послаблення міжатомних сил зв'язку.

Вплив **Nb** є суттєвим, якщо його кількість перевищує відношення **Nb/C**, яке необхідне для утворення карбіду ніобію.

Cr (1...3 %) підвищує прогартовуваність в великих перерізах (його, як правило, вводять в молібденові сталі) та опір окисленню.

Ti має сильний вплив на опір повзучості (**Ti/C**=4).

Сумарний вміст легувальних елементів, які забезпечують максимальну жароміцність є більшим, якщо в сплав вводять елемент, що розширює область існування твердого розчину.

Для сталей цієї групи використовують термічну обробку, що складається з гартування або нормалізації (900...1000°C) та високого відпуску (730...750°C) або відпалу (~850°C). Сталь, що підлягала гартуванню та високому відпуску, має структуру сорбіту відпуску, яка містить такі фази, як ферит, карбіди цементитного типу та карбід ванадію **VC**. Сплав із такою структурою руйнується по межах зерен та має низьке видовження. В зразках з вхідною грубою ферито-перлітною структурою, що отримана за допомогою відпалу, спостерігається транскристалітне руйнування, тобто процес супроводжується значною пластичною деформацією. Для сталей зі структурою, що отримана в бейнітній області (завдяки нормалізації), є характерними обидва види руйнування та проміжні значення видовження. Тому нормалізація є основним видом термічної обробки для низьколегованих **Cr-Mo-V** сталей. Структура, що отримана в результаті проміжного перетворення, характеризується розвиненою тонкою субструктурою та рівномірним розподілом дисперсних карбідів. Другою та обов'язковою стадією термічної обробки є відпуск, який приводить до додаткового виділення карбідів.

При температурах відпускання до 600°C в структурі легованих перлітних сталей виявляється лише карбід типу Me_3C зі структурою цементиту. До складу цього карбіду може входити молібден, особливо після високого відпускання.

При відпусканні вище 600°C спостерігається безперервне виділення карбідів ванадію, дисперсність яких залежить від температури та часу витримки. Основні зміцнювальні фази, що присутні в сталях: 12X1M1Ф – Me_3C , **VC**, Me_7C_3 , який перетворюється в $Me_{23}C_6$; 12X2MФCP – Me_3C , Mo_2C , $Me_{23}C_6$, Me_2B ;

12X2MФБ – Mo_2C , $\text{Nb}(\text{C},\text{N})$, Me_{23}C_6 , Me_2B ; 15X1M1Ф – Mo_2C , VC , Me_{23}C_6 .

Із початком виділення карбідів ванадію ударна в'язкість, подовження та поперечне звуження знижуються, однак в результаті підвищення температури відпускання до 700...750°C отримуються дуже високі значення пластичності сталі.

Жароміцність сталей цього типу (як і будь-яких дисперсійно-зміцнених сплавів) залежить від розмірів, об'ємної частки карбідних частинок та відстані між ними.

В процесі тривалої експлуатації в низьколегованих сталях відбуваються такі зміни в структурі: зростає розмір блоків, укрупнюються карбіди типу MeC та утворюються нові карбідні фази (типу Me_{23}C_6 та Me_2C), примежові ділянки стають більш вільними від карбідів, твердий розчин збіднюється на легувальні елементи, особливо на молібден. Ці процеси призводять до знеміцнення сталей: знижується границя міцності, границя плинності та твердість.

Хромисті сталі мартенситного та мартенсито-феритного класів

Сталі цього класу (наприклад, 15X5M, 15X5ВФ, 14X12В2МФ) є більш жароміцними та жаростійкими, ніж низьколеговані сталі; мають добрі технологічні властивості, високу міцність, пластичність та ударну в'язкість. Використовуються для різноманітних деталей енергетичного машинобудування (лопатки, труби, деталі турбін), що працюють тривалий час при температурах 600...650°C.

Критерієм жароміцності мартенситних та мартенсито-феритних сталей є границя повзучості із припустимою деформацією 0,1 % за 10000 або 1 % за 100000год.

До цієї групи відносять сталі, що містять від 5 до 13 % Cr та елементи-карбідоутворювачі Mo , W , Nb , V та Ti при вмісті вуглецю 0,08...0,22 %.

В структурі цих сталей можуть бути такі складові: мартенсит+ δ -ферит, карбіди типу Me_{23}C_6 , Me_7C_3 , Me_6C , Me_2C , MeC та інтерметаліди (в основному фази Лавеса Fe_2Mo , Fe_2W , $\text{Fe}_2(\text{Mo},\text{W})$). Відмітимо, що кількість феритостабілізаторів повинна бути обмеженою, інакше сталь може стати напівферитною, що знизить її жароміцність (присутність в сталі більше 10...15% структурно-

вільного фериту зменшує жароміцність сталей, короткочасну та тривалу пластичність, ударну в'язкість).

Cr підвищує жаростійкість та жароміцність (внаслідок підвищення температури рекристалізації та утворення спеціальних карбідів (Me_{23}C_6), які повільніше коагулюють, ніж цементит), тому він присутній в усіх сталях мартенситного та мартенсито-феритного класів. В залежності від вмісту хрому сталі можна поділити на групи: 1) із вмістом 5...10 % **Cr** (мартенситні); 2) із вмістом 10...13 % **Cr** (мартенситно-феритні). Для забезпечення стабільних в процесі тривалої експлуатації механічних властивостей ці сталі ще додатково легують **W**, **Mo**, **V**.

Сталі типу 10X5 мають значну схильність до окрихчування при температурі 475°C, тому їх додатково легують **Mo** або **W**(0,4...0,7 %), які усувають крихкість сталей та підвищують їх теплостійкість. До сталей цього типу також вводять **Si** та **Al** для підвищення жаростійкості (через утворення захисних плівок), **Ti** та **Nb** для усунення схильності до гартування при охолодженні на повітрі завдяки зв'язуванню вуглецю в спеціальні карбіди, а **V** – для підвищення жароміцності.

Для тривалої роботи при підвищених температурах ці сталі піддають відпалу 840...860°C або нормалізації 900...950°C із наступним відпуском (при температурах, що перевищують робочу) з метою отримати якомога більш стабільну структуру, яка складається з феритної основи, легованої **Mo** та **W**, та порівняно дисперсних карбідів, в основному спецкарбідів **V**.

Сталі із вмістом 10...13 % **Cr** (в середньому близько 12 % **Cr**) мають більш високі $t_{\text{експл}}$. Найбільше розповсюдження в промисловості отримали високохромисті сталі (12X12B2MФ, 15X11MФ, 30X13 та ін.), які мають більш високий рівень міцності, ніж низьколеговані сталі, та високий опір газовій корозії. Завдяки високому вмісту легувальних елементів сталі такі сталі глибоко прогартовуються навіть при нормалізації (до 120...200 мм) й тому вони більш придатні для виготовлення деталей крупних перерізів, ніж перлітні сталі.

Введення легувальних елементів, що зміцнюють твердий розчин, та сильних карбідоутворювачів, а також **N** та **B** приводить до утворення карбідних та карбонітридних фаз високої стабільності, а також інтерметалідних фаз, в основному фаз Лавеса. Як

мікролегувальну домішку значна кількість таких сталей містить **В**. Все це суттєво підвищує жароміцність 12%-их хромистих сталей.

Є дані, що **Со** (4...6%) підвищує характеристики жароміцності, релаксаційну стійкість, зменшує вміст δ -фериту. Позитивний вплив кобальту пов'язують з більш помітним зміцненням сталей інтерметалідними частинками фаз типу **A₂B** (фаз Лавеса) та збільшенням дисперсності карбідних частинок (10X10K6ВВ; 07X10K6МВФ).

Для отримання оптимальної жароміцності високохромисті сталі загартовують на мартенсит з охолодженням в маслі (на повітрі) з температур 1000...1020°C. Високі температури гартування необхідні для розчинення карбідів **Me₂₃C₆** та **MeC** в аустеніті. Відпуск сталей, що призначені для тривалої експлуатації, зазвичай проводять при більш високих температурах (на 100...150°C вище, ніж $t_{експл}$), щоб забезпечити стабільність структури та властивостей на весь ресурс експлуатації. Необхідний рівень жароміцності та теплостійкості цих сталей в значному ступені визначається зміцненням внаслідок фазового наклепу при мартенситному перетворенні та подальшому дисперсійному твердінні при відпусканні або в процесі експлуатації

12 %-хромисті сталі при підвищенні температури відпуску мають такі карбідні перетворення: **Me₃C**→**Me₇C₃**→**Me₂₃C₆**, а в складнолегованих сталях утворюються спецкарбіди **Mo₂C**, **WC**, **NbC**, **VC** та карбонітриди типу **Nb(C,N)**. Важливе значення в зміцненні цих сталей мають фази Лавеса типу **A₂B**, які виділяються в інтервалі температур 550...600°C в основному в ділянках δ -фериту: **Fe₂Mo**, **Fe₂W**, **Fe₂(Mo,W)**.

При збільшенні витримки при відпусканні (~620°C) спостерігається поступове зниження властивостей міцності, ударної в'язкості та підвищення характеристик пластичності. Частинки карбідних та інтерметалідних фаз зі збільшенням тривалості коагулюють; при цьому найбільш помітно укрупнюються частинки кубічного карбіду **Me₂₃C₆** та інтерметалідних фаз Лавеса **Fe₂(Mo,W)**.

Більш високу жароміцність високохромистих сталей можна пояснити наявністю в них інтерметалідних зміцнювальних фаз **Fe₂Mo**, **Fe₂(Mo,W)**, тобто фаз Лавеса, що мають структуру типу **A₂B**. Відмінною рисою фаз Лавеса є повільне виділення їх з твердого розчину та надзвичайно уповільнений ріст розміру частинок, що

сприяє стабілізації механічних властивостей сталей при тривалих ізотермічних витримках.

Для випускних клапанів двигунів внутрішнього згорання використовують високолеговані середньовуглецеві (до 0,4 % C) хромокремністі (до 10 % Cr, до 2...3 % Si) сталі мартенситного класу, що отримали назву сильхромів (40X9C2, 40X10C2M). Вони характеризуються підвищеною жаростійкістю в середовищі відпрацьованих газів та використовуються для виготовлення клапанів внутрішнього згорання. Опір окисленню у сильхромів забезпечується високим вмістом Cr та Si. Жароміцність сильхромів дозволяє використовувати їх при температурах не вище 600...650°C; при більш важких умовах експлуатації клапани потужних двигунів виготовляють з аустенітних сталей.

Ці сталі при нагріванні та охолодженні мають повну фазову $\alpha \leftrightarrow \gamma$ -перекристалізацію. Сталі використовують після гартування в маслі від 1000...1050°C та відпуску при 750...800°C з охолодженням на повітрі або в воді. Нагрів під гартування до більш високих температур призводить до сильного росту зерна та грубого кристалічного зламу. Повільне охолодження в інтервалі температур 450...600 °C призводить до окрихчування сильхромів; цю крихкість можна усунути повторним нагріванням до 750...800 °C.

7.1.4 Жароміцні сталі аустенітного класу

Аустенітні жароміцні сталі використовують для виготовлення клапанів двигунів, лопаток газових турбін та інших «гарячих» деталей реактивних двигунів – в основному для роботи при 600...800°C.

Аустенітні жароміцні сталі мають високі рівні жароміцності та окалиностійкості, пластичності, добру зварюваність, високий коефіцієнт лінійного розширення. Але в порівнянні із перлітними та мартенситними сталями вони менш технологічні: обробка тиском та різанням цих сплавів ускладнена; зварний шов має підвищену крихкість; отримане внаслідок перегрівання крупне зерно не може бути виправлено термічною обробкою, оскільки в цих сталях відсутня фазова перекристалізація. В інтервалі 550...600°C аустенітні сталі схильні до окрихчування через виділення по межах зерен різних фаз.

Для отримання структури аустеніту сталі аустенітного класу повинні містити велику кількість **Cr** (для забезпечення окалиностійкості), **Ni** та **Mn** (для забезпечення аустенітної структури). Для досягнення високої жароміцності їх додатково легують **Mo**, **W**, **V**, **Nb** та **B**.

За основним типом зміцнення аустенітні сталі поділяють на три групи:

а) «гомогенні» сталі (ті, що не зміцнюються старінням): 10X18H12T, 09X14H16B. Сталі цього типу використовують переважно в енергомашинобудуванні для виготовлення труб пароперегрівачів та паропроводів, як арматуру приладів надвисоких параметрів, розрахованих на тривалий (до 10^5 год) строк експлуатації при 650...700°C. «Гомогенні» сталі мають високу релаксаційну стійкість при тривалій експлуатації; їх використовують для виготовлення деталей кріплення.

До цієї групи відносяться низьковуглецеві хромонікелеві сталі, які додатково леговані елементами, що зміцнюють γ -твердий розчин. «Гомогенність» розуміють умовно, оскільки є деяка кількість карбідів та карбонітридів.

При легуванні цих сталей прагнуть отримати максимально стабільну аустенітну структуру, запобігти або уповільнити виділення вторинних фаз (карбідів, карбонітридів, фаз Лавеса та ін.). Це дозволяє мати необхідний рівень тривалої міцності та пластичності впродовж всього строку експлуатації. Сталі з гомогенним типом зміцнення також повинні мати високі технологічні властивості: здатність до гарячої пластичної деформації, зварюваність та ін. Це досягається: підвищеним вмістом нікелю (це надає сталі стабільну аустенітну структуру); низьким вмістом вуглецю (0,06...0,12%) та підвищеним відношенням $(Ti, Nb)/C > 10$, що забезпечує у вхідному стані присутність карбідів **NbC**, **TiC** та карбонітридів **Nb, Ti(C, N)**, які перешкоджають утворенню при експлуатації карбідних фаз типу **Me₂₃C₆**.

Тобто, висока жароміцність цих сталей досягається високою легуваністю γ -твердого розчину такими елементами, як **W** (до 2...3 %), **Mo** (до 2,5%). Стабільні карбонітридні фази та високолегований аустеніт обумовлюють високі температури рекристалізації сталей такого типу.

Також в сталі з гомогенним типом зміцнення можуть бути введені **B**, **Ce** та рідкісно-земельні метали (р.з.м.): **La**, **Y** тощо. Вони є сильними розкислювачами, тому в їх присутності зменшується вміст газів та неметалевих включень в сталі, що підвищує її якість. Також ці елементи є горофільними (тобто мають здатність адсорбуватися по межах зерен), що уповільнює дифузію по межах зерен, та приводить до їх зміцнення. До того ж **B** утворює в сталях складні бориди типу **Me₃B₂** та **Me₂B** (наприклад, **(Cr,W,Ni)₂B**), які мають високі температури плавлення. Вміст бору повинен бути обмеженим, оскільки при його високому вмісті утворюються крупні бориди, які збіднюють твердий розчин на **Nb**, **W**, **Cr** та інші елементи. Ще один недолік бору – його схильність до ліквідації та утворення боридних евтектик.

В процесі тривалої роботи після $(1...2) \cdot 10^5$ годин в сталях цієї групи спостерігаються процеси виділення вторинних фаз (наприклад, фаз Лавеса типу **Fe₂Mo**, **Fe₂W**, або σ -фази **FeCr**), коагуляція карбідних фаз та в деяких сталях виділення інтерметаліду типу **Ni₃Ti**. Але ці зміни відбуваються дуже повільно та незначно впливають на пластичність та жароміцність сталей.

Термічна обробка сталей цієї групи складається з гартування ($1050...1200^\circ\text{C}$) та стабілізаційного відпуску ($700...750^\circ\text{C}$). Метою термічної обробки є отримання більш однорідного γ -твердого розчину, заданої величини зерна (номер 3...6), стабільної структури, а також зняття напружень, які можуть виникнути в процесі виготовлення деталей;

б) сталі з карбідним зміцненням (**45X14H14B2M**, **40X15H7Г7Ф2МС**) призначені для роботи при температурах $650...750^\circ\text{C}$ та високих рівнях напружень. Їх використовують для виготовлення відповідальних деталей енергомашинобудування (клапани ДВЗ, диски та лопатки турбін, деталі кріплення).

Основа сталей цієї групи – хромонікелевий або хромонікельмарганцевий аустеніт, що містить $0,25...0,5\%$ **C**. З метою забезпечення достатнього рівня опору окисленню всі сталі цього класу містять не менше 12% **Cr**. Також присутні такі карбідоутворювачі як **V**, **Nb**, **W**, **Mo**, що зв'язують частину вуглецю в спецкарбіди, а також зміцнюють аустенітну матрицю. Фазами-зміцнювачами в сталях цього типу є карбіди ванадію та ніобію (**VC**, **NbC**), а також хрому (типу

Me_2C_6 та Me_7C_3), останні також можуть розчиняти в собі інші елементи (**Fe**, **W**, **Mo** тощо).

Особливістю легування аустенітних сталей із карбідним зміцненням є те, що в процесі старіння виділяється значна об'ємна кількість карбідів для забезпечення високої міцності при підвищених температурах зі збереженням високої пластичності. Такі властивості досягаються завдяки тому, що дисперсійне твердіння реалізується завдяки виділенню з твердого розчину не одного якогось карбіду, а декількох типів карбідів водночас або в певній послідовності; це дозволяє суттєво уповільнити швидкість руху дислокацій всередині зерен, зменшити ефект проковзування зерен одне відносно іншого та зберегти в структурі деякий об'єм зерен, що вільний від виділень.

Термічна обробка для сталей цієї групи складається з двох операцій:

1. Гартування (від 1050...1200 °С), метою якого є розчинення карбідних та інтерметалідних фаз та отримання після охолодження однорідного високолегованого твердого розчину з найменшою твердістю. Іноді для підвищення жароміцності використовують подвійне гартування: перше гартування (нормалізація) від 1150...1200°С для отримання крупного зерна, оскільки ця структура характеризується більш високим опором повзучості, та друге – від 1000...1100 °С для забезпечення гетерогенності сплаву.

2. Старіння при 600...850°С призначене для виділення дисперсних фаз (карбідів) з твердого розчину; при цьому температура старіння не повинна призвести до їх помітної коагуляції;

в) *сталі з інтерметалідним зміцненням* (наприклад, 10X11H23T3MP, 09X14H19B2BP) використовують при виготовленні дисків, зварних виробів та інших деталей компресорів, турбін, що працюють при температурах до 750...850°С.

Вміст вуглецю обмежують ($\leq 0,1$ %). Додатково вводять **Mo** та **W** (до 3,5 %) з метою підвищення тривалої міцності.

За допомогою легування в цих сталях створюють високолегований залізонікелевий аустеніт, що має схильність до розпаду при старінні та утворення фаз типу γ' (**Ni,Fe**)₃(**Al,Ti**), η – **Ni₃Ti** та фаз Лавеса **Fe₂Mo**, **Fe₂W**, **Fe₂(Mo,W)**, **(Fe,Cr,Ni)₂W**, **(Fe,Cr,Ni)₂(W,Mo)**, також є можливим утворення карбідів типу **MeC** (**TiC**). Крім цього, важливу роль в формуванні властивостей сталей відіграють бориди.

В таких сталях заміну нікелю марганцем не використовують, тому що він не утворює сприятливих для зміцнення інтерметалідних фаз та знижує жаростійкість сталей.

Термічна обробка для цих сталей така ж, як і для аустенітних сталей з карбідним типом зміцнення. Структура після термічної обробки – аустеніт, інтерметалідні фази та деяка кількість карбідів.

Підвищення жароміцності аустенітних сталей з інтерметалідним типом зміцнення пов'язано з тим, що легувальні елементи утруднюють дифузію в аустенітній матриці, перешкоджають розчиненню та коагуляції інтерметалідних фаз, збільшують їх кількість при старінні та зсувають температуру максимального зміцнення до більш високих значень.

7.1.5 Жароміцні сплави на залізонікелевій та нікелевій основах

Жароміцні сплави на залізонікелевій та нікелевій основі (ХН35ВТЮ, ХН77ТЮР) використовують як жароміцні матеріали, що призначені для роботи при температурах 700...1100°C та високих робочих напруженнях (до 500...600 МПа). Їх використовують в газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, при виготовленні ракетно-космічної техніки (диски, соплові та робочі лопатки турбін, камери згорання та ін.).

Залізонікелеві сплави

Основними легувальними елементами залізонікелевих жароміцних сплавів (ХН35ВТЮ (ЭИ787), ХН35ВТМ (ЭИ692)), як і сталей аустенітного класу з інтерметалідним типом зміцнення, є **Cr** (його вміст може сягати 35 %), **Mo** (до 7 %), **W** (до 6 %), **Nb** (до 1,3 %), **V** (до 0,5 %), **Ti** (до 3,2 %), **Al** (до 3,2 %). Для підвищення технологічної пластичності в сталі та сплави вводять р.з.м. та метали групи II-A (наприклад, **Mg**). Ці елементи зв'язують шкідливі домішки в стійкі сполуки, й тим самим вилучають їх з твердого розчину. Крім цього, змінюючи поверхневий натяг на межі фаза – матриця, вони (особливо елементи групи II-A) сприяють сфероїдизації виділень в

литому металі, підвищуючи тим самим його деформаційну здатність. Вміст С в цих сплавах зазвичай не перевищує 0,1 %.

Структура залізонікелевих сплавів уявляє собою твердий розчин хрому та інших легувальних елементів в залізонікелевій основі, інтерметалідні зміцнювальні фази, що присутні в жароміцних аустенітних сталях з інтерметалідним типом зміцнення, та карбіди.

Недоліками залізонікелевих сплавів є низька пластичність, схильність до утворення тріщин та інших дефектів.

Нікелеві сплави

Чистий нікель має низьку тривалу міцність на рівні 40 МПа при 800°C за 100 годин та низький опір газової корозії при високих температурах. Необхідні властивості досягаються завдяки комплексному легуванню: до складу сучасних жароміцних сплавів (наприклад, ХН70МВТЮБ (ЭИ568), ХН73МБТЮ (ЭИ698)) на нікелевій основі входить до 7...9 основних легувальних елементів та значна кількість домішок, вміст яких необхідно контролювати.

Основні принципи, що використовують при створенні жароміцних нікелевих сплавів: 1) ці сплави являють собою γ -твердий розчин на хромонікелевій основі, що легований кобальтом та тугоплавкими елементами-зміцнювачами (**Mo**, **Cr**, **W**, **V**, **Nb**), при цьому найбільш ефективний вплив на жароміцність має комплексне введення легувальних елементів. **Mo**, **W**, **V** утворюють в поєднанні із **Cr** різноманітні карбідні фази типу M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_6C ; 2) в сплавах обов'язково присутні **Ti**, **Nb** та **Al** (сумарно до 8...10 %), які забезпечують утворення γ' -фази типу $Ni_3(Ti, Al, Nb)$; що когерентно пов'язана із основним γ -твердим розчином та зміцнює сплав; крім того **Ti** та **Nb** утворюють карбіди типу **MC**; 3) **Cr** та **Al** забезпечують опір окисленню завдяки утворенню захисних плівок Cr_2O_3 та Al_2O_3 ; 4) **C** присутній в невеликих кількостях (0,08...0,12 %) для утворення карбідів та карбонітридів; 5) в малих кількостях **B** (0,005...0,015 %) утворює бориди типу Me_2B ; 6) елементи групи лантанодів – **La**, **Ce**, **Nd** та ін., додають в кількостях, що не перевищують соті частки відсотку. Мета їх введення – зміцнення меж зерен завдяки сегрегаціям на них, утворення спеціальних фаз, рафінування металу від шкідливих домішок, вплив на кінетику фазових перетворень, зміна морфології

фаз, що виділяються; 7) вміст легкоплавких домішок (**Pb, Cd, Ag, Bi, Sb, S**) потрібно обмежувати, тому що вони знижують жароміцні та технологічні властивості.

Відмітимо, що при високому вмісті в сплаві титану, ніобію та танталу γ' -фаза може перетворюватися в фази типу **Ni₃Ti** (η -фаза), **Ni₃Nb** або **Ni₃Ta**. Ці фази мають гексагональну щільнопаковану ґратку та їх виділення негативно впливає на тривалу міцність та пластичність сплавів.

Термічна обробка сплавів на нікелевій основі складається із гартування від 1100...1200°C (іноді подвійного гартування від різних температур) та старіння (750...950°C), яке проводять в одну або дві стадії: низько- та високотемпературне. Після першого гартування сплав складається в основному з γ -матриці, первинних карбідів **MeC** та невеликої кількості γ' -фази, яка утворюється в процесі охолодження на повітрі. Друге гартування проводять від 1040...1100°C. Відбувається повторне розчинення γ' -фази та її виділення при охолодженні в більш дисперсному вигляді, але головна мета цієї обробки – утворення виділень карбідних фаз сприятливих типів та морфології (прагнуть запобігти утворенню суцільної плівки карбідів типу **Me₂₃C₆** по межах зерен та отримати зернисті карбіди типу **MeC** або **Me₇C₃**). Метою старіння при підвищених температурах (зазвичай вище робочих температур на 30...50°C) є виділення γ' -фази та стабілізація структури сплаву, а кінцеве низькотемпературне старіння використовують для додаткового виділення γ' -фази в дрібнодисперсному вигляді.

Міцність дисперсійно зміцнених сплавів залежить від відстані між частинками, їх розміру та об'ємної частки. Чим більшою є об'ємна частка зміцнювальної фази, дрібніший розмір частинок та менша відстань між ними, тим міцніший сплав. Максимальна міцність сплавів досягається в тих випадках, коли відбувається повний розпад твердого розчину, що й спостерігається при розмірі частинок 20...50 нм. При збільшенні часу старіння або в процесі експлуатації діаметр (d) частинок збільшується та міцність знижується.

7.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Знати, що таке жароміцність та її основні критерії. Розглянути криву повзучості. Описати основні принципи створення жароміцних матеріалів; ознайомитися з хімічним складом, термічною обробкою та використанням жароміцних сталей перлітного, мартенситного, аустенітного класів та жароміцних сплавів на залізнікелевій та нікелевій основах.

7.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Жароміцність. Як і чому впливає підвищення температури на механічні властивості матеріалу?
2. Повзучість та крива повзучості.
3. Основні критерії жароміцності.
3. Фактори, що впливають на підвищення опору повзучості матеріалу.
5. Основні легувальні елементи жароміцних сталей та сплавів.
6. Класифікація жароміцних матеріалів.
7. Помірно жароміцні сталі перлітного класу: особливості легування та термічної обробки.
8. Основні принципи легування та термічна обробка помірно жароміцних сталей мартенситного (або мартенсито-феритного) класів.
9. Жароміцні сталі аустенітного класу з різними типами зміцнення.
10. Поясніть причини більш високих температур експлуатації сталей аустенітного класу в порівнянні зі сталями перлітного та мартенситного класів.
11. Особливості легування, структури та термічної обробки жароміцних сплавів на залізнікелевій та нікелевій основах.

7.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МИМ-5 та МИМ-7. Добірка шліфів містить жароміцні сталі та сплави.

7.5 Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

7.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Переглянути мікроструктуру зразків сталей помірної жароміцності.

2. Із використанням довідників визначити хімічний склад, температуру експлуатації, режим термічної обробки та використання розглянутих матеріалів.

3. Зарисувати (схематично) мікроструктуру досліджених зразків сталей помірної жароміцності. Вказати в табл. 7.1 хімічний склад, температури експлуатації, структурні класи в нормалізованому стані, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних жароміцних сталей.

Таблиця 7.1 – Склад, структура та використання сталей помірної жароміцності

Марка матеріалу	Хімічний склад	$t_{\text{експ}}$ °C	Структурний клас в нормалізованому стані	Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Використання
					Структура	Властивості	
15ХМ							
12Х1МФ							
15Х5М							
20Х3МВФ							
10Х7МВФБР							
15Х11МФ							
18Х12ВМБФР							
15Х12ВНМФ							
14Х17Н2							
40Х9С2							

4. Переглянути мікроструктуру зразків жароміцних сталей аустенітного класу та жароміцних сплавів на залізонікелевій та нікелевій основах.

5. Із використанням довідників визначити хімічний склад, температуру експлуатації, режим термічної обробки, структуру після термічної обробки, механізм зміцнення та використання розглянутих матеріалів.

6. Зарисувати (схематично) мікроструктуру переглянутих зразків жароміцних сталей аустенітного класу та жароміцних сплавів. Записати в табл. 7.2 хімічний склад, механізм зміцнення, температури експлуатації, термічну обробку; структуру та властивості після термічної обробки, використання вказаних жароміцних сталей аустенітного класу та жароміцних сплавів.

Таблиця 7.2 – Склад, структура та використання жароміцних сталей аустенітного класу та жароміцних сплавів

Марка матеріалу	Хімічний склад	t _{експл.} , °C	Механізм зміцнення	Режим термічної обробки	Після термічної обробки		Використання
					Структура	Властивості	
12X18H10T							
10X18H12M3T							
45X14H14B2M							
37X12H8Г8МФБ							
09X14H19B2BP							
08X16H13M2B							
10X11H20T3P							
XH35BTЮ							
XH77TЮP							
XH70BMTЮ							

7.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунок 7.1, схеми мікроструктур

розглянутих зразків жароміцних сталей та сплавів, таблиці 7.1 та 7.2.
Висновки до роботи.

7.8 Рекомендована література

[1, с.284-292; 2, с.297-307; 3, с.451-478; 4, с.290-337; 5, с.115-177; 6, с.289-297; 7, с.423-438; 10, с.9-154]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №8

Вивчення особливостей структури та властивостей сплавів з особливими теплофізичними властивостями

Мета роботи – на прикладі сплавів, що містять нікель, проаналізувати вплив хімічного складу на температурні коефіцієнти лінійного розширення та модуля пружності.

8.1 Загальні відомості

8.1.1 Вплив хімічного складу та структурного стану сплавів, що містять нікель, на температурний коефіцієнт лінійного розширення

Характеристика матеріалів з аномальною зміною лінійних розмірів при зростанні температури

Сплави із заданим температурним коефіцієнтом лінійного розширення (ТКЛР) широко використовують в машинобудуванні та приладобудуванні. До цієї групи матеріалів відносять сплави системи **Fe-Ni**. При високому вмісті нікелю (>30 %) в сплавах утворюється безперервний ряд твердих розчинів з ГЦК-граткою. Згідно із правилом Курнакова ТКЛР твердих розчинів змінюється по криволінійній залежності, але в системі **Fe-Ni** спостерігається інша залежність зміни коефіцієнта лінійного розширення (рис. 8.1): при вмісті 36% **Ni** сплав має дуже низький коефіцієнт лінійного розширення. Такі сплави на основі **Fe-36% Ni** отримали назву *інваріе* (інвар – «незмінний»).

Низьке значення температурного коефіцієнта лінійного розширення в інварових сплавах має феромагнітну природу та пояснюється великою магнітострикцією парапроцесу.

Усі матеріали, що поміщені в зовнішнє магнітне поле, намагнічуються. Намагнічування пов'язано з наявністю у атомів (або іонів, молекул) матеріалу мікроскопічних магнітних моментів. Феромагнетики – матеріали, що спонтанно намагнічені при

відсутності зовнішнього поля (мають велике значення магнітної проникності $\mu \gg 1$), наприклад, **Fe**, **Ni**, **Co**.

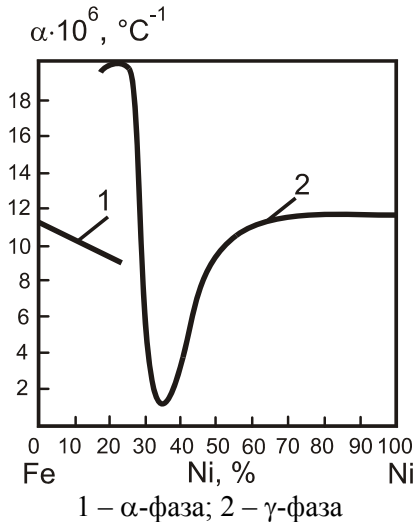


Рисунок 8.1 – Залежність температурного коефіцієнту лінійного розширення від вмісту **Ni** в залізонікелевих сплавах

Згідно квантової теорії, всі основні властивості феромагнетиків обумовлені доменною будовою їх кристалів. *Домен* – це ділянка кристалу розміром $10^{-6} \dots 10^{-4}$ м (рис.8.2), де магнітні моменти атомів орієнтовані паралельно певному кристалографічному напрямку. При відсутності зовнішнього магнітного поля кожний домен спонтанно (самодовільно) є намагніченим до насичення, але магнітні моменти окремих доменів спрямовані по-різному та повний магнітний момент феромагнетика дорівнює нулю. Між доменами існують перехідні шари (доменні стінки) завширшки $10^{-8} \dots 10^{-7}$ м, всередині яких спінові магнітні моменти поступово повертаються. При намагнічуванні змінюється доменна структура полікристала феромагнетика.

Основну криву намагнічування феромагнетика наведена на рис. 8.3. Процес намагнічування можна умовно поділити на декілька стадій.

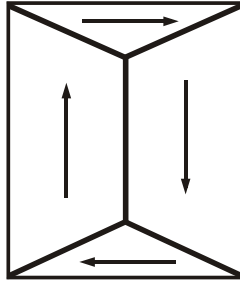


Рисунок 8.2 – Енергетично вигідна чотирьохдоменна структура із замкненим магнітним полем

I ділянка (початкова) – стадія зміщення. Відбувається збільшення об'єму доменів, магнітні вектори яких утворюють найменший кут з напрямком поля, або з напрямком легкого намагнічування. Процес зсуву доменних стінок продовжується до тих пір, поки не зникнуть домени, орієнтовані несприятливо по відношенню до поля. Доменна структура зникає, кожен кристал стає однодоменим.

II ділянка – стадія швидкого нарощування індукції (або стадія обертання). Індукція виникає за рахунок поворотів доменів до напрямку легкого намагнічування. Процес незворотній.

III ділянка – стадія насичення (або парапроцесу). Магнітні моменти повертаються із напрямку легкого намагнічування до напрямку зовнішнього поля.

Для всіх феромагнітних матеріалів (крім сплавів інварового типу) намагніченість в області парапроцесу з ростом поля практично не змінюється. В сплавах інварового типу намагніченість в цій області збільшується за рахунок додаткової орієнтації спінових моментів електронів, які дезорієнтовані тепловим рухом, що супроводжується великими магнітострикційними явищами.

Магнітострикція – зміна розмірів феромагнетика при його намагнічуванні в магнітному полі. В області технічного намагнічування ($H < H_S$) магнітострикція має лінійний характер, в області парапроцесу ($H > H_S$) – об'ємний.

Лінійна магнітострикція спотворює форму домену (рис. 8.4), витягує його в напрямку вектору самодовільної намагніченості (перетворює квадрат на прямокутник), а об'ємна – збільшує розміри домену (прямокутника).

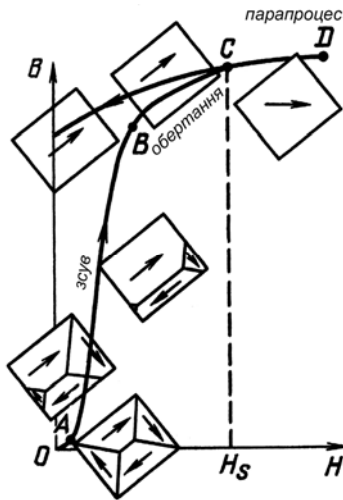
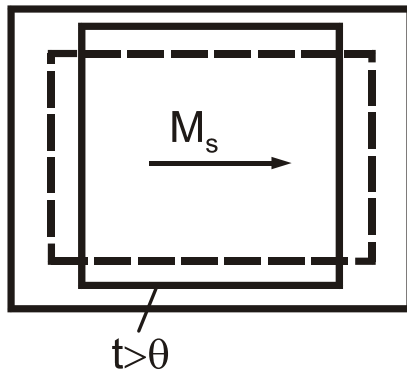


Рисунок 8.3 – Основна крива намагніченості

Рисунок 8.4 – Схема зміни форми і розміру домену феромагнетику під впливом внутрішнього магнітного поля (θ – температура Кюрі)

В кристалах феромагнетику, за винятком сплавів інварового типу, магнітострикція, що виникла під дією внутрішнього поля, не виявляється, тому що об'ємна магнітострикція в них мала, а лінійна – компенсується деформацією доменів в різних напрямках. В сплавах

інварового типу розміри феромагнетика є збільшеними, тому що в них велика об'ємна магнітострикція.

ТКЛР для феромагнетиків в загальному вигляді: $\alpha = \alpha_0 - \Delta$, де α_0 – нормальний коефіцієнт лінійного розширення, що визначається енергією зв'язку атомів; Δ – феромагнітна частина коефіцієнта лінійного розширення, основна складова якої – об'ємна магнітострикція парапроцесу.

Зміна розмірів деталі з інварового сплаву при нагріві, що показана на рис.8.5, описується формулою: $A_t = A_{20}(1 + \alpha t)$. Нормальна складова розміру A_0 , що визначається енергією зв'язку атомів, зростає внаслідок зменшення цієї енергії при нагріванні. Цей ріст компенсується зменшенням магнітострикції, тому що при нагріві зменшується намагніченість феромагнетика внаслідок теплових коливань атомів. В результаті розмір A при нагріванні до температур t . Кюрі збільшується дуже незначно, а для деяких інварових сплавів навіть зменшується, тобто коефіцієнт лінійного розширення має від'ємне значення. При нагріванні вище температури t . Кюрі феромагнітна частина коефіцієнта теплового розширення зникає внаслідок переходу сплаву в парамагнітний стан, та коефіцієнт α різко зростає. Все це пояснює аномально знижені значення коефіцієнта α в інварових сплавах.

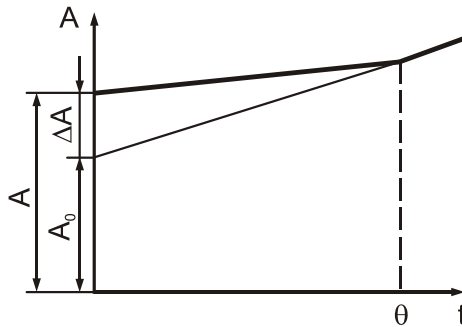


Рисунок 8.5 – Схема зміни розміру кристала інварового сплаву при нагріванні

В інварових **Fe-Ni** сплавах, що містять 29...45% **Ni**, була виявлена феромагнітна аномалія коефіцієнта α . Мінімальне значення коефіцієнта α в інтервалі температур 0...100 °C має сплав з 36%**Ni**(позначається як 36Н). При більш високих температурах цей мінімум спостерігають в сплавах з більшим вмістом **Ni**. Інвар 36Н із

структурою однорідного γ -твердого розчину має низьке значення коефіцієнта α в області температур 20...25°C, а також добрі механічні, технологічні та антикорозійні властивості, що дозволяє використовувати його як конструкційний матеріал для деталей приладів, від яких вимагається постійність розмірів при зміні температури в умовах експлуатації. Але необхідно мати на увазі, що малий коефіцієнт лінійного розширення інвару зберігається лише в інтервалі від -80 до +100°C; вище та нижче цього інтервалу ТКЛР інвару різко зростає.

Значення коефіцієнта α в значному ступені залежить від вмісту домішок (особливо **C**) та технології термообробки сплаву. **C** утворює із **Fe** та **Ni** пересичені тверді розчини втілення. В процесі експлуатації вуглець, що виділяється, викликає «повзучість» значення коефіцієнта α , що пов'язано зі зміною параметра кристалічної ґратки та магніострикції парапроцесу. Мінімальне значення коефіцієнта α у інвару досягається після гартування від 830°C; відпуску (315°C, 1 год) та старіння (95°C, 48 год). В процесі гартування всі домішки переходять в твердий розчин. Відпуск сприяє виділенню дрібнодисперсних надлишкових фаз. Завдяки старінню зникають всі залишкові внутрішні напруження, що виникають в процесі технологічної обробки деталі та відбувається стабілізація значення коефіцієнта α .

Властивості інвару додатково покращують легуванням кобальтом, який частково заміняє нікель, та міддю. Сплав такого типу, який називають *суперінваром* (32НКД), має ще більш низьке значення коефіцієнта α ($1 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

Особливу групу складають сплави для паяння та зварювання зі склом. Склади цих сплавів підібрані таким чином, щоб коефіцієнт α сплаву відповідав коефіцієнту α матеріалу, із яким відбувається з'єднання, в усьому інтервалі температур, навіть до розм'якшування скла. Це забезпечує зберігання спаю при нагріванні та охолодженні (в процесі виготовлення та в умовах експлуатації) та отримання герметичного з'єднання. Основний представник цієї групи – сплав 29НК, який називають *коваром*. Він має такий же коефіцієнт α , як і термостійке скло, **W** та **Mo**. В цьому сплаві частина нікелю замінена кобальтом, що підвищує температуру t . Кюрі та розширює область його використання до температури 420°C. При цих же температурах

починається розм'якшення термостійкого скла. Цей сплав пластичний та добре оброблюється тиском, тому ним доцільно замінити менш пластичні та нежаростійкі **W** та **Mo** в електровакуумному виробництві.

Вплив хімічного складу та структурного стану жароміцних ливарних нікелевих сплавів на ТКЛР

Жароміцні нікелеві сплави поділяють на деформівні та ливарні. Принципи легування та зміцнення цих сплавів однакові, але при створенні деформівних сплавів необхідно забезпечити достатню технологічну пластичність при обробці тиском (також і при температурах 700...800⁰C), а ливарні сплави повинні мати задовільні ливарні властивості (рідкотекучість, пористість). В зв'язку з цим в ливарних сплавах можливий більш високий вміст вуглецю, бору та потрібний жорсткий контроль по кількості легкоплавких домішок. Для підвищення жароміцності нікель легують **Ti** (1,0...2,8)% та **Al** (0,55...5,5)%, для забезпечення високої окалиностійкості – **Cr** (до 20%). Висока жароміцність досягається легуванням сплавів **Mo**, **W**, які підвищують температуру рекристалізації та уповільнюють процес дифузії в твердому розчині.

Термічна обробка деформівних та ливарних сплавів на нікелевій основі складається з гартування (іноді подвійного) та старіння. Перше гартування (1080...1200)⁰C використовують для гомогенізації структури, розчинення γ' -фази та карбідних фаз. Після такої обробки сплав складається в основному з γ -матриці, первинних карбідів **MeC** та в складнолегованих сплавах невеликої кількості γ' -фази, яка утворюється в процесі охолодження на повітрі. Метою другого гартування (1040...1110)⁰C є повторне розчинення γ' -фази та її виділення при охолодженні в більш дисперсному вигляді; утворення карбідних фаз сприятливих типів та морфології (необхідно запобігти виділенню суцільної плівки карбідів **Me₂₃C₆** по межах зерен та досягти утворення зернистих карбідів **MeC** та **Me₇C₃**). При старінні (700...950)⁰C відбувається виділення інтерметалідних γ' -фаз типу **Ni₃(Al,Ti)** та фаз Лавеса типу **A₂B**, а також карбідів **TiC** та нітридів **TiN**, які підвищують міцність при високих температурах. Розмір частинок та їх склад залежать від температури та тривалості старіння. Для деформівних сплавів іноді використовують низькотемпературне

старіння для додаткового виділення γ' -фази в дрібнодисперсному вигляді. Ливарні сплави, як правило, працюють при більш високих температурах. Іноді їх використовують безпосередньо в литому стані, при цьому старіння відбувається в процесі експлуатації.

Структурний стан нікелевого сплаву, а саме кількість карбідної (карбонітридної тощо) фази, фази Лавеса, γ' -фази і таке ін., впливає на ТКЛР. В табл. 8.1 та 8.2 наведено відповідно хімічний склад та ТКЛР в залежності від режимів термічної обробки нікелевих сплавів. Відповідно до того, в литому стані знаходиться сплав, чи після термічної обробки (гомогенізація або гомогенізація з подальшим старінням), в структурі буде спостерігатися різний рівень кількості фаз зміцнення. Наприклад, в сплаві, в яких старіння відбулося в повній мірі, а вміст л.е. (**Ti**, **Al**, а також **Fe**) знаходився на максимальному рівні (сплав №1), значення ТКЛР буде мінімальним.

Таким чином, в нікелевих сплавах можна забезпечувати мінімальний рівень ТКЛР завдяки аномальній зміні лінійних розмірів (в сплавах інварового типу) або в жароміцних сплавах завдяки зміні характеру ТКЛР є можливість встановити структурний стан матеріалу, тобто наявність в структурі фаз зміцнення.

Таблиця 8.1 – Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів

№	Cr	Fe	Al	Ti	W	Mo	Ni
1	15	13	3,0	1,5	3,0	3,0	основа
2	11	13	1,5				
3	15	9	1,5				
4	11	9	3,0				
5	13	11	–				

Таблиця 8.2 – Зміна ТКЛР в залежності від структурного стану нікелевих сплавів

№	Структурний стан	$\alpha \cdot 10^6, K^{-1}$				
		20-500	20-600	20-700	20-800	20-900
1	Зістарений	13,03	13,18	14,10	14,26	15,95
	Литий	13,15	13,70	14,35	14,83	16,15
	Гомогений	13,56	14,14	14,92	15,50	16,59
2	Зістарений	13,26	13,66	14,14	14,73	15,16
	Литий	13,06	13,70	14,55	14,83	15,84
	Гомогений	13,90	14,44	14,51	15,15	16,11
3	Зістарений	13,61	14,25	14,41	14,88	15,63
	Литий	14,19	14,62	14,98	15,86	16,55
	Гомогений	14,52	14,96	14,96	15,90	16,47
4	Зістарений	13,61	13,90	14,41	14,70	15,63
	Литий	14,16	14,36	14,47	15,67	16,21
	Гомогений	13,61	13,90	14,51	15,33	15,95
5	Зістарений	13,46	14,05	14,41	14,79	15,48
	Литий	13,90	14,62	14,82	15,86	16,58
	Гомогений	13,90	14,38	14,51	15,15	16,27

8.1.2 Сплави з заданим температурним коефіцієнтом модуля пружності

Сплави системи **Fe-Ni**, окрім низьких значень ТКЛР при деяких концентраціях нікелю, характеризуються ще незначним температурним коефіцієнтом модуля пружності.

В усіх твердих тілах, в тому числі і металах, модуль пружності при нагріванні зменшується у зв'язку зі зниженням енергії міжатомних зв'язків. В деяких сплавах **Fe-Ni**, що називаються *елінварами*, спостерігається аномалія в зміні модуля пружності при нагріванні, який або зростає, або змінюється несуттєво.

Елінварові сплави використовуються для виготовлення пружних елементів і пружин точних приладів та механізмів (пружин, камертонів, резонаторів електромеханічних фільтрів та ін.). Постійність модуля пружності забезпечує незначну температурну похибку приладу в умовах експлуатації.

Природа аномальності зміни модуля пружності при нагріванні, також як і природа інварності, має феромагнітну природу. Зовнішні напруження розтягу діють на феромагнетик подібно магнітному полю, орієнтуючи магнітні вектори доменів і викликаючи магніострикцію (лінійну та об'ємну), яку в цьому випадку називають *механострикцією*.

В результаті загальна деформація феромагнетика при дії на нього зовнішніх напружень буде складатися з пружно-механічної δ_0 та механострикційної δ_m складових. На рис. 8.6 наведена діаграма пружного деформування феромагнетика.

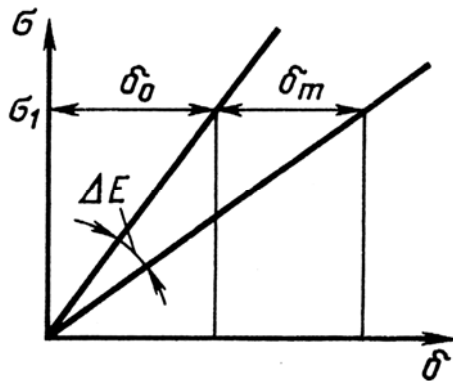


Рисунок 8.6 – Пружна частина діаграми деформування феромагнетика

Якщо до прикладення навантаження навести значне зовнішнє магнітне поле, яке вичерпає магніострикційну деформацію, тоді модуль пружності феромагнетика буде визначатися тільки пружно-механічним деформуванням і він буде досить високим $E_0 = \sigma / \delta_0$. Отже, в усіх феромагнітних матеріалах модуль нормальної пружності дещо занижений через наявність деформації феромагнітної природи $E = E_0 - \Delta E$.

В елінварних сплавах внаслідок великої об'ємної механострикції парапроцесу ΔE – ефект, на відміну від інших феромагнетиків, набуває великого значення і викликає аномальну зміну модуля пружності при нагріванні.

Можливий характер залежності модуля пружності E феромагнітного матеріалу від температури нагрівання наведено на рис. 8.7. Зменшення E_0 при нагріванні обумовлено послабленням сил міжатомної взаємодії. Зниження ΔE з підвищенням температури, яке викликається зменшенням намагніченості феромагнетиків, приводить не до зниження, а, навпаки, до зростання модуля нормальної пружності E . З цього витікає, що модуль пружності феромагнетику може також бути постійним до температури точки Кюрі.

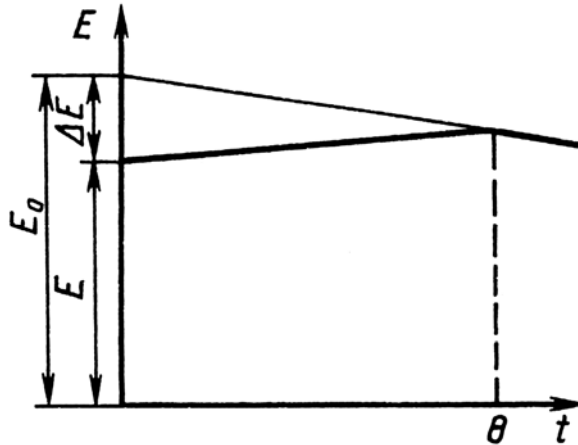


Рисунок 8.7 – Схема зміни модуля пружності феромагнетику при нагріванні

Температурний коефіцієнт модуля нормальної пружності (*термопружний коефіцієнт* γ), визначає характер зміни модуля пружності при нагріванні. В феромагнітних матеріалах цей коефіцієнт може мати позитивний знак у тих випадках, якщо модуль пружності при нагріванні зростає, а також від'ємний знак, якщо модуль пружності, як і у неферомагнітних матеріалів, знижується: $E_t = E_{20}(1 + \gamma \cdot t)$, де E_{20} – модуль пружності при 20°C .

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

Для сплавів **Fe-Ni** значення термопружного коефіцієнта визначаються вмістом нікелю (рис. 8.8). В сплавах, які містять від 29 до 45 % **Ni**, коефіцієнт γ має позитивне значення, що свідчить про

наявність великої аномалії в зміні модуля нормальної пружності при нагріванні.

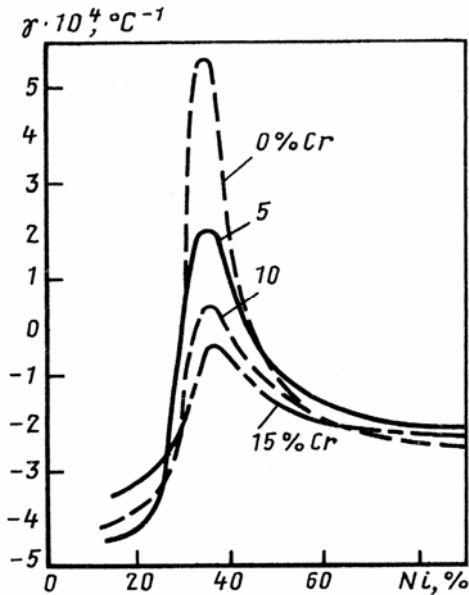


Рисунок 8.8 – Залежність термопружного коефіцієнта γ від вмісту нікелю в сплавах Fe-Ni

Сплави із вмістом 29 і 45 % Ni мають нульові значення коефіцієнта γ . Однак незначні відхилення в концентрації нікелю різко змінюють значення γ . Тому сплави Fe-Ni додатково легують хромом, який робить цю залежність менш різкою і дозволяє отримати в сплавах різних плавок стійке значення γ , наближене до нуля.

Першим сплавом елінварного типу був 36НХ (36 % Ni і 12 % Cr). Однак він володіє низькими показниками механічних характеристик, котрі неможна покращити термічною обробкою через однофазну аустенітну структуру; до того ж цей сплав має невисоку температуру т. Кюрі ($\sim 100^\circ\text{C}$), що обмежує його робочий інтервал температур.

Найбільше використання елінварні сплави отримали з вмістом 5...6% Cr і 42...44% Ni (42НХТЮ, 44НХТЮ) Термопружний коефіцієнт таких сплавів близький до нуля. Підвищений вміст Ni

забезпечує більш високу температуру Кюрі, що розширює температурну область застосування цих сплавів. Для отримання добрих механічних властивостей такі сплави додатково легують **Ti** і **Al**, що дозволяє зміцнювати їх термічною обробкою. Вміст вуглецю в сплавах повинен бути мінімальним.

Вказані сплави володіють добрими антикорозійними властивостями і, що важливо, незначним внутрішнім тертям. Для отримання мінімальних значень коефіцієнта γ та внутрішнього тертя їх піддають термічній обробці: гартування від 950°C, під час якого надлишкові фази розчиняються в γ -фазі, та наступне відпускання-старіння при 700°C впродовж 4 годин. В процесі старіння в дисперсному виді виділяється проміжна метастабільна γ' -фаза. Вірно проведена обробка дозволяє отримати значення коефіцієнта γ в межах $\pm 1,5 \cdot 10^{-5} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ в інтервалі температур 20...100°C. Основний недолік даних сплавів – нестабільність значення коефіцієнта γ при можливих коливаннях хімічного складу в межах марки сплаву.

8.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Охарактеризувати причини аномальної зміни ТКЛР в сплавах інварового типу та температурного коефіцієнта модуля нормальної пружності в елінварних сплавах; вивчити характер структурних змін в жароміцних нікелевих сплавах в залежності від їх хімічного складу та термічної обробки.

8.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Інвари. Особливості зміни ТКЛР інварів; причини цього явища.
2. Феромагнетики, процес намагнічування феромагнетиків.
3. Магніострикція, її види.
4. Сплави інварового типу; їх термічна обробка.
5. Вплив хімічного складу та структури нікелевих сплавів на ТКЛР.
6. Особливості зміни температурного коефіцієнта модуля нормальної пружності та причини цього явища в елінварах.

7. Елінварні сплави: хімічний склад, термічна обробка.

8.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Довідники із даними щодо хімічного складу, структури, властивостей та використання сплавів інварового та елінварового типів.

8.5 Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

8.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Охарактеризувати особливості та причини аномальної зміни ТКЛР в сплавах інварового типу.
2. Розглянути особливості зміни температурного коефіцієнта модуля нормальної пружності та причини такого явища в елінварах.
3. Із використанням довідникових даних заповнити табл.8.3.

Таблиця 8.3 – Хімічний склад та властивості сплавів інварового та елінварового типу

Сплав	Хімічний склад	$\alpha \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	$\gamma \cdot 10^6, \text{K}^{-1}$	Температурний інтервал вимірювання	Використання
36Н (інвар)			–		
32НКД (суперінвар)			–		
29НК (ковар)			–		
42НХТЮ		–			
44НХТЮ		–			

4. Проаналізувати хімічний склад ливарних сплавів на нікелевій основі, які наведені в табл. 8.1. На підставі значень ТКЛР, які наведені в табл. 8.2, охарактеризувати вплив хімічного складу та структурного

стану на зміну ТКЛР. За даними табл. 8.2 побудувати графіки залежності ТКЛР від сумарного вмісту **Al** та **Ti** (при однаковому вмісті **Fe**); від вмісту **Fe** (при однаковому вмісті **Al** та **Ti**) в температурному інтервалі (20...700)⁰С.

8.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 8.1, 8.5, 8.7, 8.8; таблиці 8.1, 8.2 та 8.3, графіки залежностей ТКЛР від сумарного вмісту **Al** та **Ti** (при однаковому вмісті **Fe**); від вмісту **Fe** (при однаковому вмісті **Al** та **Ti**) в температурному інтервалі (20...700)⁰С. Висновки до роботи.

8.8 Рекомендована література

[1, с.326-331; 2, с.328-329; 3, с.536-540; 5, с.270-281; 6, с.343-350; 7, с.564-568]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №9

Обґрунтування вибору матеріалів для виробів з урахуванням специфіки їх умов експлуатації

Мета роботи – для заданого виробу, який працює в особливих умовах, навчитися обирати раціональний матеріал з урахуванням умов роботи виробу, технологічності матеріалу та економічної доцільності його використання.

9.1 Загальні відомості

Обґрунтований вибір матеріалу для виготовлення виробів є найважливішим етапом проектування технологічного процесу. Матеріал визначає експлуатаційні якості та довговічність роботи виробу.

При виборі матеріалу основними вимогами до нього є такі: він повинен забезпечувати необхідні механічні властивості, особливі властивості (зносостійкість, корозійну стійкість, жароміцність тощо), володіти оптимальними технологічними властивостями при мінімальній вартості готових виробів та задовільній оброблюваності.

При аналізі умов роботи виробів необхідно враховувати:

- максимальний рівень напружень, що можуть виникнути в виробі при експлуатації;
- характер прикладеного навантаження (статичне, динамічне, знакозмінне тощо);
- температурні умови роботи (інтервал температури, постійна чи змінна температура);
- наявність агресивного середовища (кислотне, лужне, газове);
- тип тертя (ковзання, котіння) робочих поверхонь виробу в процесі експлуатації;
- характер зносу (абразивний, окислювальний тощо);
- вимоги щодо маси та габаритів виробу та вузла у цілому;
- допуски на жолоблення та поводку, а також відхилення інших геометричних показників.

На основі аналізу умов роботи виробу розробляють вимоги, що забезпечують його максимальну довговічність та найкращу

працездатність. На основі цих вимог обирають необхідний матеріал, що підлягає певній термічній обробці. Якщо матеріалом виробу, наприклад, є сплав, то замість таких характеристик, як прогартовуваність, загартовуваність, важливих для великої кількості сталей, показником якості може бути здатність сплаву до зміцнення.

Важливим фактором при виборі матеріалу є відповідність його технологічних властивостей конструктивній формі та планованому способу обробки деталей (штампованість, зварюваність, ливарні властивості, оброблюваність на верстатах тощо).

Після технологічного обґрунтування обраного матеріалу та вибору технології термічної обробки виробу необхідно обґрунтувати економічну доцільність його використання. Матеріал повинен бути як можна більш дешевим, з урахуванням усіх витрат, що включають не тільки власне його вартість, але й виготовлення виробу і, нарешті, його експлуатаційну стійкість в машинах, в яких він повинен працювати.

Розглянуті загальні вимоги до матеріалів часто є суперечливими. Так, наприклад, більш міцні матеріали є менш технологічними, важче оброблюються при різанні, холодному об'ємному штампуванні тощо. Остаточне рішення при виборі матеріалу зазвичай є компромісним між вказаними вимогами до нього. В масовому машинобудуванні часто спрощують технологію і знижують трудомісткість в процесі виготовлення деталі, але при цьому дещо втрачаються властивості або збільшується маса виробу. В спеціальних галузях машинобудування, де питання міцності (або питомої міцності) має вирішальний вплив, вибір матеріалу та подальша технологія термічної обробки повинні розглядатися із умови досягнення тільки максимальних експлуатаційних властивостей. Однак не потрібно намагатися досягти надмірно високої довговічності виробів по відношенню до довговічності самої машини.

9.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Знати основні принципи вибору матеріалу для виробів, що працюють в особливих умовах.

9.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1. Основні вимоги до матеріалу, що обирається для певного виробу.
2. Які фактори необхідно враховувати при аналізі умов роботи виробів?

9.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Вироби, креслення виробів, довідники.

9.5 Вказівки з техніки безпеки

Робота виконується відповідно до загальної інструкції з техніки безпеки (додаток А).

9.6 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Проаналізувати та записати умови експлуатації виробу (або виробів), заданого викладачем.
2. З'ясувати та записати основні вимоги до матеріалу виробу, що розглядається.
3. Запропонувати декілька матеріалів для виготовлення виробу, що розглядається. За допомогою довідників визначити хімічний склад, режим термічної обробки, структуру, механічні та технологічні властивості матеріалів; записати отримані дані.
4. Проаналізувати економічну доцільність використання кожного з розглянутих матеріалів.
5. Обрати оптимальний матеріал для заданого виробу.

9.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Зробити звіт згідно підпункту 5.6.

9.8 Рекомендована література: [2, с.273-277]

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ТА ЗАВДАННЯ ДО КОНТРОЛЬНОЇ РОБОТИ ДЛЯ СТУДЕНТІВ ЗАОЧНОГО ВІДДІЛЕННЯ

Варіант кожного комплексного завдання належить вибирати відповідно до порядкового номера свого прізвища в журналі в академічній групі. Наприклад, якщо номер студента в журналі 7 – номери завдань обираються з таблиці варіантів контрольних завдань відповідно до цього порядкового номера (12, 32, 45 та 61).

Перш ніж виконувати контрольну роботу, необхідно ретельно розглянути загальні положення до усіх лабораторних робіт, що охоплюють значний обсяг теоретичного матеріалу, а також ознайомитися з необхідними розділами підручників.

Перше та друге запитання стосуються загальних теоретичних положень. Третє запитання потребує певних навичок в класифікації найбільш розповсюджених матеріалів. При цьому необхідно користуватись діаграмами рівноваги, структурною діаграмою для нормалізованого стану корозійностійких сталей (діаграмою Шеффлера). При відповіді на четверте запитання спочатку необхідно проаналізувати умови експлуатації зазначених виробів та відмітити основні вимоги до них. На підставі цього аналізу обрати групу матеріалів, які задовольняють цим вимогам і потім серед цієї групи обрати найбільш економічно доцільний матеріал.

Бажаємо Вам успіхів при виконанні завдань!

Варіант (№ за списком)	Питання			
	1	2	3	4
01	1	21	39	55
02	3	22	40	56
03	6	25	41	57
04	7	26	42	58
05	9	27	43	59
06	11	29	44	60
07	12	32	45	61
08	14	35	46	62
09	17	38	47	63
10	19	37	48	64
11	20	31	49	65
12	18	34	50	66
13	16	36	51	67
14	15	33	52	68
15	13	26	53	69
16	10	18	54	70
17	8	28	39	55
18	5	30	40	56
19	4	24	41	57
20	2	23	42	68

Завдання до контрольної роботи

1. Зношування, знос та зносостійкість. Основні види зносу.
2. Дві групи виробів, що підлягають зношуванню та характерні для них види зносу. Основні шляхи підвищення зносостійкості.
3. Загальна характеристика та класифікація зносостійких матеріалів. Основні шляхи підвищення зносостійкості.
4. Матеріали, стійкі до абразивного зносу.
5. Матеріали з високим опором зносу від втоми.
6. Зносостійкі високомарганцеві сталі аустенітного класу. Особливості експлуатації, хімічного складу, експлуатації та основні механізми зміцнення матеріалів.
7. Антифрикційні матеріали, їх класифікація та призначення.
8. Корозія, її види. Механізм корозії. Як підвищити корозійну стійкість сталі?
9. Основи легування корозійностійких сталей.
10. Загальна характеристика корозійностійких сталей, що підлягають термічному зміцненню (мартенситного, мартенсито-феритного та аустеніто-мартенситного класів).
11. Корозійностійкі сталі мартенситного та мартенсито-феритного класів. Особливості їх термічної обробки. Переваги та недоліки. Галузі використання.
12. Загальна характеристика корозійностійких сталей, що не зміцнюються термічною обробкою (феритного, аустенітного та аустеніто-феритного класів).
13. Корозійностійкі сталі феритного класу. Особливості легування, термічна обробка. Схильність до МКК та методи боротьби з нею. Галузі використання.
14. Корозійностійкі сталі аустенітного класу. Особливості легування, термічна обробка. Схильність до МКК та методи боротьби з нею. Галузі використання.
15. Особливості легування, структури та термічної обробки корозійностійких сталей аустеніто-мартенситного та аустеніто-феритного класів.
16. Газова корозія та основні принципи створення жаростійкого матеріалу.
17. Жаростійкість. Особливості легування жаростійких сталей.

18. Жароміцність, її критерії. Повзучість, крива повзучості.
19. Жароміцні матеріали. Основи легування жароміцних сталей і сплавів, вимоги до їх структури.
20. Сталі помірної жароміцності перлітного класу.
21. Сталі помірної жароміцності мартенситного та мартенсито-феритного класів.
22. Загальна характеристика жароміцних сталей аустенітного класу; основні механізми підвищення їх жароміцності.
23. Жароміцні сталі аустенітного класу зі структурою гомогенного аустеніту. Особливості легування, термічна обробка.
24. Жароміцні сталі аустенітного класу з карбідним зміцненням. Особливості хімічного складу, термічна обробка.
25. Жароміцні сталі аустенітного класу з інтерметалідним зміцненням. Особливості хімічного складу, термічна обробка.
26. Жароміцні сплави на залізонікелевій та нікелевій основах. Принципи їх легування, термообробка. Механізми зміцнення. Галузі використання.
27. Холодостійкі матеріали. Їх класифікація, особливості складу та експлуатація.
28. Провідникові матеріали. Їх електричні властивості. Класифікація провідникових матеріалів.
29. Характеристика низькоомних провідників. Особливості хімічного складу, вплив зовнішніх умов на величину провідності.
30. Високоомні провідники. Особливості їх хімічного складу та використання.
31. Феромагнетики. Процес намагнічування феромагнітних матеріалів. Класифікація феромагнетиків в залежності від основних параметрів петлі магнітного гістерезису.
32. Магнітом'які матеріали та їх загальна характеристика.
33. Магнітотверді матеріали.
34. Явища магнітострикції та механострикції, з якою метою вони використовуються. Матеріали, в яких використовують ці явища.
35. Сплави з заданим температурним коефіцієнтом лінійного розширення (сплави інварового типу). Особливості їх хімічного складу. Галузі використання.
36. Сплави з заданим температурним коефіцієнтом модуля пружності (сплави елінварового типу).
37. Матеріали з ефектом пам'яті форми.

38. Загальна характеристика радіаційностійких матеріалів.
39. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 15X6CЮ, ХН68ВМТЮК, 45X14Н14В2М.
40. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 25X2МФА, 0X23Н28МЗД3Т, 14X17Н2.
41. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 15X1МФ, 40X15Н7Г7Ф2МС, 30X10Г10.
42. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 110Г13Л, 95X18, 10X15Н9Ю.
43. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 12X13, 32НКД, 08X18Г8Н2Т.
44. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 01X19Ю3Бч-ВИ, 13X12Н2В2МФ, ХН77ТЮР.
45. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: Х27Ю5Т, 12МХ, ХН70ВМЮТ.
46. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 15X25Т, 08X22Н6Т, ХН55ВМТКЮ.
47. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 95X18Ш, 40X9С2, 30X10Г10.
48. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 12X2МФБ, 31X19Н9МВБТ, 110Г13ФТЛ.
49. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 10X14Г14Н4Т, 25X2М1Ф, 04X14Т3Р1Ф.
50. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 08X15Н24Б4ТР, 40X13, Х23ЮТ.
51. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 42НХТЮ, 08X18Т1, 10X12Н20Т3Р.
52. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 40X10С2М, 36X18Н25С2, 14X17Н2.
53. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: ХН35ВТЮ, 15X5М, 30X13.
54. Класифікувати за структурою та призначенням такі матеріали: 20X3МВФ, 37X12Н8Г8МФБ, 08X13.
55. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення дроту для лабораторної печі, якщо відомо, що робочі температури досягають 1150...1200⁰С.

56. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення лопатки турбіни газотурбінного двигуна, якщо відомо, що робочі температури досягають 750°C , а $\sigma_{1000}^{700} \geq 300$ МПа.

57. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення пружних елементів, що експлуатуються в агресивному середовищі в інтервалі температури $(20 \dots 200)^{\circ}\text{C}$.

58. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення лопатки гідротурбіни.

59. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення випускних клапанів двигунів внутрішнього згорання, якщо відомо, що температура відпрацьованих газів може сягати $(550 \dots 600)^{\circ}\text{C}$.

60. Обрати матеріал для труб, що працюють тривалий час при температурах $600 \dots 620^{\circ}\text{C}$ та тисках $25 \dots 30$ МПа.

61. Обрати матеріал з низьким ТКЛР для отримання вакуумно-щільних з'єднань зі склом та керамікою (інтервал температур $-60 \dots +420^{\circ}\text{C}$).

62. Обрати матеріал високої корозійної стійкості для отримання виробів штампуванням та зварюванням. Відомо, що матеріал повинен опиратися впливу азотної, не нагрітої фосфорної, органічної кислот, розчинів солей та лугів.

63. Обґрунтувати вибір матеріалу для виготовлення сердечників імпульсних трансформаторів та апаратури зв'язку, які працюють в умовах дії високих частот, $H_c \leq 12$ А/м.

64. Запропонувати жаростійкий матеріал для виготовлення теплообмінників, колекторів вихлопних систем, глушників тощо. Відомо, що температура окалино утворення становить $(700 \dots 800)^{\circ}\text{C}$. Матеріал повинен мати задовільну здатність до формозміни та зварюваність.

65. Обґрунтувати вибір матеріалу з високою твердістю та задовільною технологічністю щодо шліфування та полірування. Матеріал також повинен мати підвищену стійкість до впливу зволоженого повітря, прісної та морської води, розчинів солей та лугів, азотної кислоти. Навести приклади виробів.

66. Обрати матеріал з високою магнітною проникливістю для виготовлення роторів та статорів асинхронних двигунів промислової частоти потужністю до 100 кВт.

67. Обґрунтувати вибір матеріалу для диску газової турбіни, якщо відомо, що робочі температури досягають $600\dots650^{\circ}\text{C}$, а $\sigma_{10000}^{600} \geq 400$ МПа.

68. Обрати матеріал для вкладишей вальниць, якщо відомо, що матеріал повинен добре утримувати мастило, мати низький коефіцієнт тертя ковзання, високу теплопровідність та високу корозійну стійкість в середовищі мастил і не призводити до сильного зносу валу.

69. Обрати матеріал для виготовлення нагрівальних елементів лабораторних та промислових печей електроопору. Оптимальна робоча температура становить 1150°C ; $\rho_V = (1,30\dots1,45) \cdot 10^{-6}$ Ом·м.

70. Запропонувати матеріали з високою пластичністю та в'язкістю для роботи в середовищах з помірною агресивністю (атмосферні умови, прісна вода, волога пара, водні розчини солей органічних кислот). Охарактеризувати хімічний склад обраного матеріалу. Призначити термічну обробку.

ЛІТЕРАТУРА

1. Арзамасов, Б.Н. Материаловедение / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов и др. – Москва: Машиностроение, 1986. 384 с.
2. Лахтин, Ю.М. Материаловедение: уч. для машиностроительных вузов / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – Москва: Машиностроение, 1980. 493 с.
3. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1977. 648с.
4. Гольдштейн, М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – Москва: Металлургия, 1985. 408с.
5. Климов, О.В. Сталі та сплави з особливими властивостями: навч. посібник / О.В. Климов, Ю.І. Кононенко, В.Л. Грешта. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2014. 315 с.
6. Гапонова, О.П. Сталі та сплави з особливими властивостями / О.П. Гапонова, А.Ф. Будник. – Суми: СумДУ, 2014. 240 с.
7. Дурягіна, З.А. Сплави з особливими властивостями: навч. посіб. / З.А. Дурягіна, О.Я. Лизун, В.Л. Пілюшенко. – Львів: Видавництво Львівської політехніки, 2007. 236 с.
8. Основы материаловедения: уч. для вузов / под ред. И.И. Сидорина. Москва: Машиностроение, 1976. 436с.
9. Конструкционные материалы: справочник / под общ. ред. Б.Н. Арзамасова. – Москва: Машиностроение, 1990. 688 с.
10. Химушин, Ф.Ф. Нержавеющие стали / Ф.Ф. Химушин. – Москва: Металлургия, 1967. 798с.
11. Справочник по практическому металловедению /Пілюшенко В.Л., Винокур Б.Б., Кондратюк С.Е. и др. – Киев: Техніка, 1984. 135 с.
12. Масленков, С.Б. Жаропрочные стали и сплавы: справочное издание / С.Б. Масленков. – Москва: Металлургия, 1983. 192с.
13. Куцова, В.З. Леговані сталі та сплави з особливими властивостями. Підручник / В.З. Куцова., М.А. Ковзель, О.А. Носко. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2008.348 с.

Додаток А

Правила безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисциплін «Сплави з особливими властивостями» та «Спеціальні сталі та сплави» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства

1. Практична частина лабораторних робіт виконується студентами лише в присутності викладача або лаборанта.

2. Перед проведенням конкретних робіт за вказівкою викладача студенти повинні звернути увагу на небезпечні та шкідливі фактори.

3. При шліфуванні та поліруванні зразків необхідно користуватися окулярами для запобігання травмування очей.

4. Якщо при поліруванні зразок вирвано з рук, потрібно негайно відключити верстат від електричної мережі.

5. При травленні зразків у водних або спиртових розчинах лугів, солей, кислот остерігатись їх попадання на відкриту шкіру та очі. Якщо це трапилося, необхідно промити забруднені місця водою.

6. Після закінчення роботи на металографічному мікроскопі вимкнути мікроскоп із електромережі, закрити чохлами та вимкнути головний рубильник.

7. При виконанні термічної обробки зразків необхідно:

- забезпечити наявність резинового килимка на підлозі;

- використовувати рукавиці при завантаженні та вивантаженні зразків;

- завантажувати та вивантажувати зразки за допомогою кліщів і лише при відключеній від електричної мережі печі;

- дотримуватися правил пожежної безпеки при охолодженні зразків в олії (зразки в олію занурювати повністю; не здійснювати одночасне гартування великої маси зразків; в лабораторії обов'язково повинні бути справні первинні засоби пожежного гасіння).

8. По завершенні практичної частини лабораторної роботи необхідно відключити обладнання від електричної мережі; перевірити, щоб зразки після термічної обробки були охолоджені до кімнатної температури, а заслінки печей були закритими.

9. У випадку загорання в лабораторії вжити заходи по його усуненню за допомогою первинних засобів пожежогасіння. Якщо це неможливо, студенти повинні залишити лабораторію, а викладач зобов'язаний вжити усіх заходів по гасінню пожежі.