

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

**РОБОЧА ПРОГРАМА,
методичні вказівки та індивідуальні завдання
до вивчення дисципліни «Леговані сталі і спеціальні
сплави та їх термічна обробка» для студентів
спеціальності 7(8).05040305 – термічна
обробка металів**

Затверджено
на засіданні Вченої ради
академії
Протокол № 1 від 29.01.2013

УДК 669.15-194: 621.78

Робоча програма, методичні вказівки та індивідуальні завдання до вивчення дисципліни «Леговані сталі і спеціальні сплави та їх термічна обробка» для студентів спеціальності 7(8).05040305 – термічна обробка металів /Укл. В.С.Чмельова. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2013. – 54 с.

Містить робочу програму дисципліни з коротким викладом змісту її розділів і методичних вказівок з вивчення навчального матеріалу, а також індивідуальні завдання у формі відкритих тестів, розкривається сутність дисципліни як фундаментальної складової технології термічної обробки виробів з легованих сталей та спеціальних сталей і сплавів, на основі якої студент засвоює принципи обґрунтування вибору марки сталей і сплавів і призначення режиму термічної або комбінованої обробки (термомеханічної обробки, хіміко-термічної обробки) для визначених виробів.

Призначена для студентів спеціальності 7(8).05040305 – термічна обробка металів заочної форми навчання.

Друкується за авторською редакцією.

Укладач В.С. Чмельова, канд. техн. наук, доц.

Відповідальний за випуск Л.М.Дейнеко, д-р техн. наук, проф.

Рецензент С.І.Губенко, д-р техн. наук, проф. (НМетАУ)

Підписано до друку 25.06.2013. Формат 60x84 1/16. Папір друк. Друк плоский.

Облік.-вид. арк. 3,11. Умов. друк. арк. 3,07. Тираж 100 пр. Замовлення № 96.

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

Редакційно-видавничий відділ НМетАУ

З М І С Т

ВСТУП	4
1. ЗАГАЛЬНІ МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ	5
2. РОБОЧА ПРОГРАМА І МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ	6
2.1. Значення легованих і спеціальних сталей і сплавів в сучасній техніці. Класифікація легуючих елементів. Маркування сталей...	7
2.2. Вплив вуглецю, постійних домішок і легуючих елементів на властивості сталей.....	10
2.3. Вплив легуючих елементів на поліморфні перетворення в залізі. Вплив легування на стійкість переохолодженого аустеніту	12
2.4. Вплив легуючих елементів на структурні перетворення і властивості сталей та сплавів при відпуску	14
2.5. Поліпшувані конструкційні сталі	17
2.6. Високоміцні сталі	20
2.7. Сталі для цементації і азотування	23
2.8. Підшипникові сталі	25
2.9. Будівельні сталі	27
2.10. Інструментальні сталі	29
2.11. Корозійностійкі сталі	35
2.12. Жароміцні сталі	39
2.13. Жаростійкі сталі	42
2.14. Електротехнічні сталі (ЕЕС)	44
2.15. Сталі та сплави для постійних магнітів	47
3. ІНДИВІДУАЛЬНІ ЗАВДАННЯ	49
3.1. Варіанти індивідуальних завдань	49
3.2. Структура індивідуального завдання і порядок його виконання	51
3.3. Методичні вказівки з виконання індивідуальних завдань	52
РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА	53

ВСТУП

Дисципліна «Леговані сталі і спеціальні сплави та їх термічна обробка» присвячена вивченню принципів легування і основ створення різних груп сталей, необхідних для проектування та керування сучасними технологіями термічної обробки металів і сплавів на основі вибору легованих і спеціальних сталей і сплавів та їх термічної обробки.

Для студентів спеціальності 7(8).05040305 відповідно до кваліфікаційної характеристики дана дисципліна входить до циклу дисциплін професійно-орієнтаційної підготовки. Знання легованих сталей і спеціальних сталей і сплавів та їх термічної обробки визначають можливість створення марки сталі з поліпшеним комплексом властивостей, вибрати марки сталі та розробляти для них технологію термічної обробки для певних виробів, здійснювати обробку металів тиском, одержувати вироби не тільки заданої геометрії, але й з необхідними властивостями.

Оскільки властивості легованих сталей та спеціальних сталей і сплавів залежать від атомної будови, атомно-кристалічної, мікро- і макроструктури металів, хімічного складу сплавів і таких фундаментальних факторів, як температури, схеми напруженого стану, то для вивчення цієї дисципліни необхідне знання фізики, хімії, структури і механічних властивостей, кристалографії, металографії, механізму та кінетики фазових і структурних перетворень і термічної обробки.

Структура дисципліни «Леговані сталі і спеціальні сплави та їх термічна обробка» визначається її предметом і завданнями, а також значенням для студентів спеціальності 7,(8).05040305. Вона містить:

- класифікацію легуючих елементів і сталей; маркування сталей;
- сутність фазових і структурних перетворень у легованих і спеціальних сталях і сплавах; вплив легуючих елементів на фазові перетворення;
- вплив легування на структурні перетворення і властивості при відпусканні легованих сталей;
- принципи легування різних груп сталей для одержання заданого комплексу властивостей;
- використання впливу легуючих елементів на властивості сталей і сплавів у практиці термічної обробки металів.

1. ЗАГАЛЬНІ МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

Вивчення дисципліни «Леговані сталі і спеціальні сплави та їх термічна обробка» організується в такий спосіб. Студенти слухають настановні лекції, одержують необхідну учбово-методичну документацію і завдання на виконання контрольних робіт. Потім самостійно, користуючись очними або заочними консультаціями викладача, вивчають дисципліну за допомогою рекомендованої літератури, виконують індивідуальні завдання.

У період екзаменаційної сесії студенти слухають лекції з найбільш важких для самостійного вивчення питань, виконують практичні, лабораторні роботи, складають іспит.

Вивчення дисципліни варто починати з докладного ознайомлення з методичними вказівками і програмою та підбору необхідної літератури. Слід усвідомити завдання вивчення даної дисципліни та її розділів, знати структуру дисципліни. Опанувати дисципліну «Леговані сталі і спеціальні сплави та їх термічна обробка» – це знати й уміти наступне.

1. Знати й розуміти основні закономірності впливу легуючих елементів на структурні перетворення та властивості легованих і спеціальних сталей і сплавів.

2. Уміти обґрунтувати вибір марки сталі з використанням конкретних умов експлуатації.

3. Знати принципи легування і теоретичні основи створення груп спеціальних сталей, що відрізняються від звичайних сталей особливими властивостями, обумовленими або їхнім хімічним складом, або способом виробництва, або способом обробки.

4. Уміти розробити технологію термічної обробки легованих і спеціальних сталей і сплавів.

5. Уміти призначити контроль якості виробів з легованих і спеціальних сталей і сплавів, що забезпечує їхню експлуатаційну надійність.

6. Уміти забезпечити міцність, надійність і довговічність виробів за допомогою раціонального вибору матеріалу і термічної обробки.

7. Уміти взаємозв'язувати комплекс фізико-механічних властивостей легованих і спеціальних сталей і сплавів зі структурним станом.

Вивчаючи той або інший розділ, варто оцінювати ступінь оволодіння матеріалом шляхом зіставлення набутих знань і вмінь із викладеними вище вимогами (у тій мірі, у якій вони відповідають даному розділу). Особливу увагу при цьому варто приділити опануванню сутності й механізму досліджуваних явищ і закономірностей, прагнути підходити до досліджуваних закономірностей із загальних позицій фізики, кристалографії, хімії, фізичних і механічних властивостей, металознавства, механізму й кінетики фазових і

структурних перетворень, термічної обробки металів і сплавів. Самостійна робота над вивченням дисципліни вимагає постійного самоконтролю шляхом зазначеного вище зіставлення рівня набутих знань із рівнем вимог до їхньої якості, питаннями для самоперевірки, наведеними для кожного розділу, а також ведення конспекту. Структура конспекту може бути визначена робочою програмою дисципліни, ведення конспекту дисциплінує студента і упорядковує роботу над курсом. Набагато легше виявляються питання програми, слабо освітлені в навчальній літературі або особливо важкі для засвоєння. Це допомагає зробити консультації у викладача конкретнішими й продуктивнішими. Зіштовхуючись із питаннями, які вимагають знання відповідних розділів дисциплін, що вивчалися раніше або одночасно (фізики, хімії, кристалографії, структури і властивостей металів і сплавів і т.д.), варто робити основні виписки й домагатися необхідного розуміння забутих або погано засвоєних понять.

До моменту приїзду студента на екзаменаційну сесію він повинен мати конспект дисципліни, виконану й зараховану контрольну роботу, перелік питань особливо важких для засвоєння, які залишилися недостатньо вивченими протягом семестру і які призначені для з'ясування в період екзаменаційної сесії.

2. РОБОЧА ПРОГРАМА І МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

Таблиця 2.1.

Розподіл навчальних годин і форми контролю

Усього навчальних годин за навчальним планом	252
У тому числі:	
Аудиторні заняття	44
З них:	
Лекції	24
Лабораторні роботи	12
Практичні заняття	8
Самостійна робота	208
Семестровий контроль	Контрольна робота
Підсумковий контроль	Іспит

2.1. Значення легованих і спеціальних сталей і сплавів у сучасній техніці. Класифікація легуючих елементів.

Маркування сталей

Основні визначення й поняття. Класифікація легуючих елементів. Принципи класифікації легованих і спеціальних сталей і сплавів.

Леговані сталі займають у загальному обсязі виробництва металевих матеріалів близько 25%. З них виготовляють найбільш відповідальні деталі й вироби для галузей машинобудування і будівництва.

Знання принципів, що лежать в основі розробки окремих груп сталей і режимів їхньої обробки, дозволяє створювати більш ефективні й економно леговані сталі з високими конструктивними властивостями і забезпечувати необхідну довговічність і надійність виробів. Наразі у машинобудівній промисловості використовується близько 2000 сталей і сплавів.

2.1.1. Методичні вказівки

Вивчаючи цю тему, необхідно розуміти, що легування – це навмисне введення в сталь (сплав) у строго визначеній кількості певних елементів, які називають легуючими, для забезпечення певного комплексу фізико-механічних і технологічних властивостей. Властивості легованих сталей є функцією хімічного складу, способу виробництва і способу обробки. Необхідний комплекс властивостей, як правило, одержують у сталі після відповідних обробок: термічної обробки (ТО), термомеханічної обробки, хіміко-термічної обробки або їхнього сполучення.

Особливу увагу необхідно приділити поняттям *спеціальні сталі* та *леговані сталі*, а також класифікації легуючих елементів.

Спеціальні сталі – це сплави на основі заліза, що відрізняються від звичайних сталей особливими властивостями, обумовленими або їхнім хімічним складом, або способом виробництва, або способом їхньої обробки (Е.Гудремон). У більшості випадків спеціальні сталі містять легуючі елементи. Легуючими елементами називають хімічні елементи, спеціально введені в сталь для одержання необхідних будови, структури, фізико-хімічних властивостей, механічних властивостей і технологічних властивостей. Основними легуючими елементами в сталях є Mn, Cr, Si, Ni, Mo, W, V, Ti, Co, Al, Cu, Nb, Zr. У деяких сталях легуючими елементами можуть бути також H, S, N, Se, Te, Pb, La та ін. Перераховані елементи, а також H, O, Sn, Sb, As, Bi можуть бути також домішками в сталі. Вміст легуючих елементів може коливатися від тисячних часток відсотків до десятків відсотків.

Домішками називають хімічні елементи, що перейшли до складу сталі у процесі її виробництва як технологічні добавки або як складові шихтових

матеріалів. Вміст домішок у сталі зазвичай обмежується наступними межами: $Mn < 0,8 \%$, $Si < 0,4 \%$, $Cr < 0,3 \%$, $Cu < 0,3 \%$, $Mo \leq 0,10 \%$, $W \leq 0,2 \%$, $P \leq 0,025 \dots 0,040 \%$, $S \leq 0,015 \dots 0,050 \%$.

Необхідно розуміти, що домішками і легуючими добавками можуть бути одні й ті ж хімічні елементи, а віднесення їх до тієї або іншої ознаки залежить від їхньої кількості й ролі в сталі.

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

Деякі легуючі елементи (V, Nb, Ti, Zr, B) можуть впливати на структуру і властивості сталі при вмісті їх у сотих долях відсотка (B – у тисячних долях відсотка).

Поняття спеціальних сталей більш широке, ніж поняття легованих сталей, оскільки до спеціальних сталей, крім легованих, можуть належати й вуглецеві, якщо їм забезпечити спеціальні властивості (наприклад, інструментальні сталі).

Залізо і сплави на його основі належать до чорних металів, а всі інші метали і сплави на їхній основі – до кольорових.

До металів залізної групи належать: кобальт, нікель, а також близький до них за властивостями марганець. До тугоплавких металів належать метали, які мають температуру плавлення вище, ніж у заліза (вище 1539°C). З тугоплавких металів найчастіше використовують для легування вольфрам, молібден, ніобій, ванадій, хром. Із групи легких металів найчастіше застосовують титан і алюміній. До групи рідкоземельних металів (РЗМ) належать лантан, церій, неодим, ітрій і скандій. У сплавах залізо-вуглець класифікацію легуючих елементів можна проводити за ступенями спорідненості легуючих елементів до вуглецю в порівнянні зі спорідненістю до нього заліза. За цією ознакою розрізняють карбідоутворюючі та некарбідоутворюючі елементи. Карбідоутворюючі легуючі елементи (Ti, Zr, V, Nb, Ta, Cr, Mo, W, Mn), а також залізо можуть утворювати в сталі карбіди. Некарбідоутворюючі елементи (Cu, Ni, Co, Si, Al) карбідів у сталі не утворюють.

Варто мати на увазі, що наразі немає єдиної класифікації спеціальних і легованих сталей. Найбільш загальними ознаками класифікації сталей є: за хімічним складом, за призначенням, за структурою, за якістю.

За хімічним складом сталі і сплави чорних металів умовно підрозділяють на вуглецеві (нелеговані) сталі, низьколеговані сталі, леговані сталі, високолеговані сталі, сплави на основі заліза. У низьколегованих сталях сумарний вміст легуючих елементів повинний бути не більше 2,5% (крім вуглецю), у

легованих – від 2,5 до 10%, у високолегованих – більше 10% при вмісті в них заліза не менше 45%.

Сплави на основі заліза містять заліза менше 45%, але його кількість більше, ніж будь-якого іншого легуючого елемента.

За призначенням спеціальні сталі підрозділяють на конструкційні, інструментальні, сталі з особливими фізичними властивостями. Конструкційні сталі підрозділяють на будівельні, машинобудівні та сталі і сплави з особливими властивостями – корозійностійкі, теплостійкі, жароміцні, жаростійкі й т.д.

Вивчаючи цю тему, необхідно враховувати, що сталі за структурою класифікують у рівноважному стані (евтектоїдні, доевтектоїдні, заевтектоїдні) і після охолодження на повітрі після високотемпературного нагріву (перлітні, бейнітні, мартенситні, ледебуритні, феритні, аустенітні та змішані структурні класи).

За якістю сталі підрозділяються на сталі звичайної якості, якісні, високоякісні, особливовисокоякісні (вимоги, насамперед, по вмісту шкідливих домішок сірки й фосфору).

Розбираючись із маркуванням сталі, варто враховувати, що в Україні, Росії прийнята літерно-цифрова система позначень марок сталей і сплавів. Маркування конструкційних сталей за Євронормами залежить від основних ознак, які вводяться в позначення сталі. Наприклад, гарантована мінімальна границя текучості або гарантований мінімальний тимчасовий опір розриву. Основою маркування може бути хімічний склад. У Німеччині сталі поставляють за національними стандартами DIN (Deutsche Industrienorm). У США сталі поставляють за національними стандартами Американського суспільства з випробувань матеріалів ASTM (American Society for Testing and Materials). У Японії конструкційні леговані сталі поставляють за JIS. Позначення марки починається з букви S, після якої вказують основні легуючі елементи і потім цифри. У Великобританії і Японії для маркування корозійностійких сталей використовують цифрову систему маркування, прийняту в США. Відмінністю є додавання до тризначних цифр. Ці додавання вказують на належність до національних стандартів.

2.1.2. Практичне заняття

Класифікація легуючих елементів. Класифікація сталей. Маркування сталей.

2.1.3. Контрольні питання для самоперевірки

1. Які вироби виготовляють з легованих сталей і сплавів?
2. Скільки марок сталей і сплавів (приблизно) використовують у машинобудівній промисловості?
3. Порівняйте поняття «леговані сталі» і «спеціальні сталі і сплави».

4. Від чого залежать властивості легованих і спеціальних сталей і сплавів?
5. Які хімічні елементи називають легуючими?
6. Які метали належать до чорних?
7. Які метали належать до залізної групи?
8. Які метали належать до тугоплавких?
9. Які легкі метали найчастіше застосовуються для легування?
10. Які рідкісноземельні метали (РЗМ) використовують для мікролегування?
11. Що означають поняття карбідоутворюючі та некарбідоутворюючі легуючі елементи?
12. Які легуючі елементи належать до карбідоутворюючих?
13. Які легуючі елементи належать до некарбідоутворюючих?
14. Охарактеризувати класифікацію легованих і спеціальних сталей і сплавів за хімічним складом (низьколеговані, леговані, високолеговані сталі; сплави на основі заліза).
15. Класифікація сталей за призначенням.
16. Класифікація сталей за структурою.
17. Класифікація сталей за якістю.
18. Маркування легованих і спеціальних сталей і сплавів.

2.2. Вплив вуглецю, постійних домішок і легуючих елементів на властивості сталей

Вуглець, концентрація якого в конструкційних сталях досягає 0,8%, має визначальний вплив на їхні властивості. Ступінь його впливу залежить від структурного стану сталі, її термічної обробки. Постійні домішки в сталі: Mn, Si, S, P, а також гази O₂, N₂, H₂. Марганець і кремній – корисні домішки. Сірка і фосфор – шкідливі домішки. Кисень, азот і водень – шкідливі приховані домішки. Вплив легуючих елементів на механічні властивості сталі залежить від її структурного стану, який визначається термічною обробкою.

2.2.1. Методичні вказівки

Знання впливу вуглецю на властивості сталі дозволяє оцінити надійність у роботі металовиробів. З підвищенням вмісту вуглецю зростає міцність і твердість, але знижується пластичність і в'язкість. Вуглець підвищує верхній поріг холодноламкості, розширюючи тим самим температурний інтервал переходу сталі в крихкий стан. Вуглець змінює технологічні властивості сталі. При збільшенні його вмісту знижується здатність сталей деформуватися, ускладнюється зварюваність.

Особливу увагу приділити впливу постійних домішок на властивості легованих і спеціальних сталей і сплавів. Марганець – корисна домішка, вводиться в сталь для розкислення і залишається в ній у кількості 0,3...0,8%, зменшуючи шкідливий вплив сірки та кисню. Сірка – шкідлива домішка, яка

викликає червоноламкість сталі – крихкість при гарячій обробці тиском. Фосфор – шкідлива домішка, викликає холодноламкість – зниження в'язкості зі зниженням температури. Приховані шкідливі домішки – кисень, азот, водень – знижують пластичність і підвищують схильність сталі до крихкого руйнування. Кисневі включення сприяють червоно- і холодноламкості. Підвищений вміст азоту викликає деформаційне старіння, сталь стає малопластичною. Необхідно звернути увагу, що крихкість, обумовлена воднем, проявляється тим різкіше, чим вище міцність матеріалу, і найсильніша крихкість спостерігається в загартованих сталях з мартенситною структурою. Підвищений вміст водню при виплавці сталі може призводити до флокенів.

Вплив легуючих елементів на механічні властивості сталі після загартування на мартенсит і низького відпуску визначається концентрацією вуглецю в мартенситі. Чим вона вище, тим більше міцність і твердість, нижче ударна в'язкість, вище схильність до крихкого руйнування сталі, карбідоутворюючі елементи (Cr, Mo, W, V) сприяють збільшенню концентрації вуглецю в мартенситі, тобто зміцненню. Некарбідоутворюючі елементи (Ni, Si, Cu, Co) знижують концентрацію вуглецю в мартенситі. Особливо активно діє нікель, попереджаючи надмірну крихкість мартенситу.

Після загартування і високого відпуску (поліпшення) структура сталі являє собою сорбіт – ферито-карбідну суміш із зернистою формою карбідної фази. Високі механічні властивості сорбіту обумовлені впливом легуючих елементів на міцність фериту, а також дисперсність і кількість карбідної фази. Зміцнення фериту росте зі збільшенням концентрації розчиненого легуючого елемента і різницею в атомних радіусах заліза і цього елемента.

Більшість легуючих елементів подрібнюють зерно, що сприяє підвищенню роботи розвитку тріщини і зниженню порога холодноламкості.

2.2.2 Лабораторна робота

Вплив легуючих елементів на схильність аустенітного зерна до росту при нагріванні.

2.2.3. Контрольні питання для самоперевірки

1. Як змінюються механічні властивості конструкційних сталей при підвищенні вмісту вуглецю?
2. Вплив постійних корисних і шкідливих домішок на властивості сталі.
3. Вплив легуючих елементів на механічні властивості сталі після загартування на мартенсит і низького відпуску.
4. Вплив легуючих елементів на механічні властивості сталі після загартування на мартенсит і високого відпуску (поліпшення).

5. Як впливає розмір зерна на опір пластичній деформації, пластичність, опір руйнуванню?
6. Чим можна пояснити ріст зерна при нагріванні?
7. Крупне зерно є позитивним або негативним фактором для експлуатаційних і технологічних властивостей виробів?
8. Які існують методи визначення величини зерна?

2.3. Вплив легуючих елементів на поліморфні перетворення в залізі. Вплив легування на стійкість переохолодженого аустеніту

Вплив легуючих елементів на вигляд γ -області діаграми залізо – легуючий елемент. Вплив легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту в перлітній, бейнітній областях і на температуру початку мартенситного перетворення.

2.3.1. Методичні вказівки

За впливом легуючих елементів на діаграму стану залізо – легуючий елемент їх можна розділити на дві групи, кожна з яких у свою чергу ділиться на дві підгрупи. До першої групи належать легуючі елементи, що розширюють γ -область. Розширення γ -області буде відбуватися, якщо легуючий елемент підвищує точку A_4 і знижує точку A_3 . При цьому можливе існування γ -фази у всьому інтервалі концентрації (відкрита γ -область) і обмеження області існування γ -фази гетерогенними областями, що утворюються. Таким чином, легуючі елементи першої групи можна ще розділити на елементи, які утворюють із залізом сплави зі структурою необмеженого твердого розчину – нікель, марганець, кобальт, паладій, платина, і на елементи, що утворюють сплави, у яких гомогенна область обмежується гетерогенною – вуглець, азот, мідь, цинк.

До другої групи належать елементи, які звужують γ -область. Звуження γ -області відбувається в тому випадку, коли легуючий елемент знижує точку A_4 і підвищує точку A_3 . У цій групі розрізняють легуючі елементи, які утворюють із залізом подвійні системи із закритою γ -областю і гомогенною α -областю (берилій, алюміній, кремній, ванадій, хром, молібден, вольфрам, титан, миш'як, олово, сурма), і елементи, які утворюють із залізом сплав зі звуженою γ -областю, обмеженою гетерогенною областю (реній).

При легуванні заліза декількома елементами одночасно їхній вплив на отримання γ - і α -фаз не підсумовується.

Карбідоутворюючі легуючі елементи, як правило, підвищують температуру дисоціації карбідів, і якщо вони при цьому також підвищують температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення, то вплив їх на точку A_1 особливо сильний. Титан, молібден,

вольфрам значно підвищують точку A_1 . Некарбідоутворюючі елементи, розчиняючись у цементиті, трохи підвищують точку дисоціації карбідів. При цьому нікель і марганець знижують температуру $\alpha \rightarrow \gamma$ переходу і, таким чином, знижують A_1 . Своєрідний вплив хрому на точку A_1 . Хром до 12...13% порівняно слабо підвищує точку A_1 , а при вмісті його більше 14% спостерігається різке підвищення точки A_1 .

Більшість легуючих елементів знижують межу розчинності вуглецю в γ -залізі і, відповідно, зміщують точку E на діаграмі Fe – Fe₃C у бік менших концентрацій вуглецю.

Сильні карбідоутворюючі елементи Ti, Nb, V, які утворюють стійкі карбіди, зменшують кількість евтектоїда в сталі і збільшують вміст вуглецю в евтектоїді, тобто зміщують точку S у бік більших концентрацій вуглецю.

При вивченні впливу легуючих елементів на стійкість переохолодженого аустеніту необхідно звернути увагу, що підвищення його стійкості збільшує прогартовуваність. Збільшення прогартовуваності використовують у двох напрямках:

1 – застосування легування забезпечує наскрізну прогартовуваність (для сталі 45 при загартуванні у воді критичний діаметр 20 мм, а для сталі 40ХНМА – 120 мм);

2 – заміна вуглецевої сталі на леговану дозволяє перейти до менш різкого охолодження (зменшує залишкові напруги, жолоблення, виключає утворення тріщин, особливо у виробах складної конфігурації).

Леговані сталі мають стійкіший у порівнянні з вуглецевими сталями переохолоджений аустеніт (порівняйте ізотермічні криві легованих сталей і вуглецевих при легуванні некарбідоутворюючими елементами). У перлітній області всі легуючі елементи, за винятком кобальту, якщо вони переведені в аустеніт при нагріванні, збільшують стійкість переохолодженого аустеніту (особливо ефективно збільшують інкубаційний період молібден і марганець). У проміжній (бейнітній) області найефективніше збільшують стійкість аустеніту вуглець і азот. Легуючі елементи (Mn, Cr, Mo, W) розширюють інкубаційний період початку проміжного перетворення, але істотно менше, ніж вони впливають на перлітне перетворення. Легуючі елементи, які знижують температуру початку мартенситного перетворення (C, Mn, Cr, Ni, Mo та ін.), збільшують кількість залишкового аустеніту після загартування. Вплив легуючих елементів на стійкість аустеніту не адитивний, тобто при наявності в аустеніті декількох елементів їхня дія не підсумовується, а може істотно змінюватися.

2.3.2. Лабораторна робота

Дослідження впливу легування на стійкість переохолодженого аустеніту, структуру і властивості сталі.

2.3.3. Контрольні питання для самоперевірки

1. Які легуючі елементи утворюють із залізом діаграму з відкритою γ -областю?
2. Як впливають легуючі елементи, що розширюють γ -область, на точки A_3 і A_4 ?
3. Які легуючі елементи утворюють із залізом діаграму з розширеною γ -областю, але обмеженою гетерогенною?
4. Які легуючі елементи звужують γ -область на діаграмі залізо – легуючий елемент?
5. Як впливають легуючі елементи, що звужують γ -область, на точки A_3 і A_4 ?
6. При легуванні заліза декількома елементами одночасно їхній вплив на одержання γ - і α -фаз адитивний (підсумовується)?
7. Як впливають карбідоутворюючі елементи (титан, молібден, вольфрам) на точку A_1 ?
8. У чому полягає своєрідність впливу хрому на точку A_1 ?
9. Як впливають некарбідоутворюючі елементи на точку A_1 ?
10. Як впливають легуючі елементи на точку E на діаграмі Fe – Fe₃C?
11. Як впливають сильні карбідоутворюючі елементи (титан, ніобій, ванадій) на точку S на діаграмі Fe – Fe₃C?
12. Як впливають легуючі елементи на стійкість переохолодженого аустеніту, на прогартовуваність?

2.4. Вплив легуючих елементів на структурні перетворення та властивості сталей і сплавів при відпуску

Вплив легуючих елементів на розпад мартенситу. Утворення спеціальних карбідів і їх коагуляція. Розпад залишкового аустеніту. Повернення і рекристалізація матриці. Дисперсійне зміцнення. Відпускна крихкість сталі.

2.4.1. Методичні вказівки

При вивченні теми необхідно особливу увагу приділити впливу легуючих елементів на кінетику розпаду мартенситу. До температур відпуску 150...200°C легуючі елементи слабо впливають на кінетику розпаду мартенситу й істотно змінюють її при більш високих температурах. У вуглецевій сталі вуглець виділяється з мартенситу при 250...300°C, а в сталях з карбідоутворюючими елементами цей процес зміщується у бік більш високих температур (до 400...500°C). Некарбідоутворюючі елементи (нікель, мідь) і слабкий карбідоутворюючий елемент марганець практично не затримують виділення

вуглецю з мартенситу. Виключенням з некарбідоутворюючих елементів є кремній, який помітно затримує розпад мартенситу. Значення температури виділення спеціального карбіду з мартенситу левованої карбідоутворюючими елементами сталі тим вище, чим більше карбідоутворююча здатність елемента.

Необхідно звернути увагу, що тільки карбіди хрому можуть утворюватися в сталі як через левований цементит (хром має високу розчинність у цементиті – до 20%), так і безпосередньо із твердого розчину – відпущеного мартенситу. Карбіди всіх інших елементів зароджуються безпосередньо з α -розчину. З підвищенням температури відпуску карбіди, що зародилися, починають коагулювати. У вуглецевій сталі коагуляція цементиту починається при температурах відпуску 350...400°C, а в сталях, левованих карбідоутворюючими елементами, коагуляція починається при відпуску 450...600°C.

Після загартування разом з мартенситом у сталі практично завжди залишається залишковий аустеніт. У загартованих конструкційних сталях кількість аустеніту 3...5% (іноді до 10...15%), у швидкорізальних сталях становить 20...40%. При відпуску левованих сталей залишковий аустеніт може розпадатися по проміжному механізму (бейніт) або перетворюватися в мартенсит при охолодженні від температури відпуску. Легуючі елементи підвищують температуру відпуску, при якій відбувається перетворення. У високолевованих сталях, для яких характерна діаграма ізотермічного розпаду аустеніту з лінією виділення надлишкових спеціальних карбідів, при температурі відпуску 500...600°C із залишкового аустеніту виділяються спеціальні карбіди й при охолодженні утворюється мартенсит. Залишковий аустеніт може перетворюватися в мартенсит і при охолодженні після загартування нижче кімнатної температури.

Відновлення і рекристалізація матриці при відпуску у левованих і спеціальних сталей відрізняються від вуглецевих тим, що висока щільність дефектів кристалічної будови зберігається до більш високих температур.

При розробці технології термічної обробки левованих і спеціальних сталей і сплавів необхідно враховувати, що при відпуску загартованої левованої сталі відбуваються два протилежних за впливом на міцність процеси: знеміцнення внаслідок розпаду мартенситу і зміцнення в результаті виділення дисперсних часток спеціальних карбідів. Для дисперсних часток певного фазового складу співвідношення між зміцненням і знеміцненням, тобто результуюча міцність, буде залежати від вмісту легуючого елемента, який утворює дисперсну зміцнювальну фазу. Мінімальна концентрація легуючого елемента, при якій зміцнення переважає над знеміцненням, залежить від вмісту вуглецю і типу утвореного карбіду.

Конструкційні сталі, що піддаються загартуванню і відпуску, мають схильність до відпускнуї крихкості. Після відпуску при певних температурах і умовах спостерігається підвищення температури холодноламкості, ударної в'язкості. Розрізняють два роди відпускнуї крихкості. Відпускна крихкість I роду, або необоротна, проявляється при відпуску близько 300°C, і відпускна крихкість II роду, або оборотна, виявляється після відпуску вище 500°C. Легуючі елементи, за винятком кремнію, не впливають істотно на розвиток крихкості I роду. Кремній зсуває інтервал розвитку крихкості в область більш високих температур відпуску (350...450°C). Відпускна крихкість I роду не залежить від швидкості охолодження. На практиці для виключення крихкості сталі уникають проведення відпуску в області небезпечних температур. Оборотна відпускна крихкість (II роду) властива легованим і спеціальним сталям після високого відпуску при 500...650°C і повільного охолодження від температури відпуску. Легування сталі хромом, нікелем, марганцем підсилює відпускную крихкість II роду. При виконанні контрольної роботи можна запропонувати методи боротьби з оборотною відпускною крихкістю:

- 1 – легування сталі молібденом (0,2...0,4%) або вольфрамом у кількості, у три рази більшій (0,6...1,2%);
- 2 – прискорене охолодження (вода або масло) після високого відпуску;
- 3 – зниження вмісту шкідливих домішок, особливо сурми і фосфору.

2.4.2. Лабораторна робота

Дослідження впливу легуючих елементів на структурні перетворення і властивості сталей при відпуску.

2.4.3. Контрольні тести для самоперевірки

1. Розпад аустеніту при відпуску істотно сповільнюють:
 - 1 – карбідоутворюючі елементи; 2 – некарбідоутворюючі елементи;
 - 3 – хром, молібден, вольфрам, ванадій; 4 – нікель, мідь.
2. Стадія утворення проміжного легованого цементиту для зародження спеціальних карбідів присутня у сталей, легованих елементами:
 - 1 – карбідоутворюючими; 2 – некарбідоутворюючими; 3 – хромом; 4 – ванадієм, ніобієм, молібденом.
3. Відпускна крихкість I роду: 1 – оборотна; 2 – необоротна; 3 – залежить від швидкості охолодження при відпуску; 4 – не залежить від швидкості охолодження при відпуску.
4. При відпуску легуючі елементи схильність карбідних фаз до коагуляції:
 - 1 – зменшують; 2 - підвищують; 3 – не змінюють; 4 – зсувають в область високих температур.

5. Температура утворення спеціального карбіду від карбідоутворюючої здатності легуючого елемента: 1 – не залежить; 2 – залежить; 3 – знижується зі збільшенням карбідоутворюючої здатності; 4 – підвищується зі збільшенням карбідоутворюючої здатності.

6. Чим контролюється правильність проведення відпуску? 1 – визначенням границі текучості; 2 – визначенням границі міцності; 3 – визначенням твердості; 4 – визначенням ударної в'язкості.

7. Як змінюється твердість загартованої сталі при підвищенні температури відпуску? 1 – не змінюється; 2 – знижується; 3 – підвищується.

8. Як виправити якість виробу, якщо твердість після термічної обробки одержали вище заданої? 1 – відпустити при нижчій температурі; 2 – відпустити при вищій температурі; 3 – повторно загартувати і відпустити при більш високій температурі.

9. Відпускна крихкість II роду: 1 – властива легованим сталям, які містять хром, після низького відпуску; 2 – властива легованим сталям, що містять хром, після високого відпуску; 3 – усувається повторним відпуском зі швидким охолодженням.

10. Як виправити якість виробу, якщо твердість після відпуску одержали нижче заданої? 1 – відпустити при нижчій температурі; 2 – відпустити при вищій температурі; 3 – повторно загартувати й відпустити при нижчій температурі; 4 – повторно загартувати й відпустити при вищій температурі.

2.5. Поліпшувані конструкційні сталі

Вплив легуючих елементів на властивості легованих сталей після загартування і високого відпуску (поліпшення). Особливості технології термічної обробки. Легування конструкційних машинобудівних сталей.

2.5.1. Методичні вказівки

Після загартування і високого відпуску (поліпшення) структура сталі являє собою сорбіт – ферито-карбідну суміш із зернистою формою карбідної фази. Високі механічні властивості сорбіту обумовлені впливом легуючих елементів на міцність фериту (основна структурна складова, не менш 90% об.), а також дисперсність і кількість карбідної фази. Зміцнення фериту росте зі збільшенням концентрації легуючого елемента і розходження в атомних радіусах заліза і цього елемента. Найсильніше підвищують твердість повільно охолодженого фериту кремній, марганець, нікель, тобто елементи, що мають відмінну від α -Fe кристалічну решітку. Карбідоутворюючі елементи зміцнюють

ферит також через карбідну фазу. Властивості поліпшованої сталі залежать від прогартовуваності, тобто від структури по перетину виробу після загартування. Прогартовуваність сталі визначається стійкістю переохолодженого аустеніту, перетином виробу і швидкістю охолодження. Всі легуючі елементи, крім кобальту, підвищують прогартовуваність сталі. При повній прогартовуваності (наскрізний) структура по всьому перетині – мартенсит. При всіх вихідних структурах підвищення вмісту вуглецю приводить до підвищення температури холодноламкості ($T_{\text{хл}}$).

Істотне зниження характеристик опору руйнуванню викликає верхній бейніт і продукти розпаду аустеніту в перлітній області. Якщо після загартування у виробі одержано структуру мартенситу в суміші з нижнім бейнітом (до 50%), то властивості сталі не погіршуються. У загартованій конструкційній сталі може бути присутня невелика кількість аустеніту залишкового (3...5%, іноді 10...15%). Його вплив на властивості сталі після відпуску може бути двояким. Якщо залишковий аустеніт розпадається на ферит і карбід, то це викличе крихкість сталі. Стабілізований аустеніт залишковий, що не розкладається при відпуску, розташований між пластинами мартенситу у вигляді тонких прошарків, істотно підвищує в'язкість руйнування. Всі високоміцні конструкційні сталі дрібнозернисті, що забезпечує високий опір пластичній деформації і руйнуванню.

Найчастіше в машинобудуванні застосовують загартування з високою відпуском при 550...680°C. Після високого відпуску охолодження у воді або в маслі, щоб виключити (разом з легуванням) відпускну крихкість II роду (оборотну). Приклади конструкційних поліпшованих сталей: 40X, 40XФА, 40XГТР, 30XГСА, 30XЗМФ, 40ХН, 30ХНЗА, 40ХН2МА, 30ХНЗМФА

Температуру загартування (t_3) призначають залежно від марки сталі, витримку при нагріванні під загартування (τ_3) – від перетину виробу, температуру високого відпуску ($t_{\text{отп}}$) – залежно від необхідних для виробу властивостей. При виконанні контрольної роботи вказувати конкретну марку сталі та відповідну температуру загартування, відпуску і час витримки при нагріванні під загартування.

Для забезпечення високої конструкційної міцності кількість легуючих елементів у сталі повинна бути раціональною.

Хром уводять до 2%. Розчиняючись у фериті і цементиті, він впливає на механічні властивості сталі.

Нікель – додають від 1 до 5%, найцінніший і в той же час найдефіцитніший некарбідоутворюючий легуючий елемент.

Марганець уводять у кількості до 1,5% і використовують нерідко як замітник нікелю. Він помітно підвищує границю текучості сталі, однак робить її чутливою до перегріву, тому для подрібнення зерна разом із марганцем уводять карбідоутворюючі елементи.

Кремній – некарбідоутворюючий елемент, кількість якого обмежують 2%. Кремній сильно підвищує границю текучості, трохи утрудняє знеміцнення сталі при відпуску; знижує в'язкість і підвищує поріг холодноламкості при вмісті понад 1 %.

Молібден і вольфрам – дорогі й гостродефіцитні карбідоутворюючі елементи, які здебільшого перебувають у карбідах. Основна мета введення 0,2...0,4% Мо або 0,8...1,2% W - зменшення схильності до відпускнуї крихкості II роду, поліпшення властивостей комплекснолегованих сталей у результаті подрібнення зерна, підвищення стійкості до відпуску, збільшення прогартовуваності.

Ванадій і титан – сильні карбідоутворювачі. Їх додають у невеликій кількості (до 0,3% V і 0,1% Ti) для подрібнення зерна. Підвищений вміст цих елементів (так само, як Мо й W) неприпустимий через утворення спеціальних важкорозчинних при нагріванні карбідів. Надлишкові карбіди знижують прогартовуваність і, розташовуючись по границях зерен, сприяють крихкому руйнуванню.

Бор додають у мікродозах (0,002...0,005%)...

2.5.2. Практичне заняття

Вибір марки сталі, режиму термічної обробки і контроль якості виробів з поліпшуваних конструкційних сталей.

2.5.3. Контрольні питання для самоперевірки

1. Структура сталі після загартування і високої відпустки (поліпшення).
2. Вплив легуючих елементів на механічні властивості поліпшуваних сталей.
3. Як впливають карбідоутворюючі елементи на зміцнення фериту поліпшуваних конструкційних сталей?
4. Мета легування молібденом і вольфрамом поліпшуваних конструкційних сталей.
5. Чому після високого відпуску поліпшувані сталі охолоджують у воді (маслі), а не на повітрі?
6. Як впливає підвищення вмісту вуглецю на $T_{хл}$?
7. Як впливають на властивості поліпшуваних сталей верхній і нижній бейніт?
8. Принципи легування конструкційних поліпшуваних сталей.

2.6. Високоміцні сталі

Складнолеговані конструкційні сталі. Леговані низьковідпущені сталі. Дисперсійно-твердіючі сталі, Мартенситно-старіючі сталі (МСС). МСС загального призначення. Области застосування МСС.

До високоміцних складнолегованих конструкційних сталей відносять сталі з $\sigma_B > 1600$ МПа. Зі збільшенням міцності знижується пластичність і насамперед опір крихкому руйнуванню. Надійність роботи виробу з високоміцної сталі визначається комплексом властивостей, що характеризують конструкційну міцність металу. Для більшості високоміцних матеріалів такими властивостями є границя текучості ($\sigma_{0,2}$) і в'язкість руйнування K_{1c} .

2.6.1. Леговані низьковідпущені сталі

Ці сталі мають високий тимчасовий опір ($\sigma_B > 1700$ МПа) і границю текучості ($\sigma_{0,2} > 1500$ МПа), котрі вони набувають після загартування та низького відпуску. Однак конструкційна міцність цих сталей звичайно знижена через чутливість до концентраторів напруг і надрізів. При визначенні режиму відпуску цих сталей необхідно враховувати розвиток при температурі 200...300°C необоротної відпускну крихкості. Тому відпуск цих сталей проводять при температурі нижче області розвитку необоротної відпускну крихкості або вище 300°C. Легування здійснюється для підвищення стійкості мартенситу при нагріванні, забезпечення необхідної прогартовуваності, підвищення опору крихкому руйнуванню. Приклади марок легованих низьковідпущених сталей: 30ХГСН2А, 40ХСН2МА, 35ХГСА. При легуванні карбідоутворюючими елементами за інших рівних умов використовують легуючі елементи, карбіди яких легко розчиняються при нагріванні під загартування.

2.6.2. Дисперсійно-твердіючі сталі

Їх використовують для деталей, що зміцнюються за рахунок вторинного твердіння, яке проявляється при відпуску загартованих сталей зі структурою мартенситу завдяки виділенню карбідів при температурі 550...650°C. Вміст вуглецю в цих сталях не повинен перевищувати 0,3...0,4%, щоб не було значного зниження пластичності. Для оптимального зміцнення сталей при вторинному твердінні застосовують комплексне легування хромом, молібденом, ніобієм і ванадієм, при якому максимум вторинного твердіння досягається при $Cr = 5\%$, $Mo = 1...2\%$, $V = 0,5\%$. Ефект зміцнення обумовлений виділенням дисперсних часток карбідів хрому (максимум твердіння при 500°C); карбідів молібдену (550°C); карбідів ванадію (600°C). Уводити $V > 0,5\%$ не

рекомендується, тому що збільшення вмісту карбиду ванадію призводить до зниження пластичності. Приклади високоміцних дисперсійно-твердіючих сталей: 40X5M2CФ; 40X5M2CФБ; 40X5CФБ. Корисним є легування сталі кремнієм. При $Si = 0,7...1,2\%$ підвищується інтенсивність вторинного твердіння.

2.6.3. Мартенситно-старіючі сталі

Мартенситно-старіючі сталі (МСС) являють собою клас особливовисокоміцних ($\sigma_B > 1800...2200$ МПа) конструкційних матеріалів. За міцністю, в'язкістю й технологічністю МСС перевершують інші високоміцні матеріали. МСС містять 8...20% Ni та кілька легуючих елементів з ряду Ti, Mo, Al, Be, W, V, Mn, Si, що мають обмежену розчинність в α -Fe. Приклади марок МСС: H18K9M5T, H18K12M4T2, H17K10B10M2T. Ці сталі практично не містять вуглецю ($C < 0,03\%$) і зміцнення в них досягається за два етапи: одержання мартенситної структури при загартуванні з 820...940°C і наступне старіння мартенситу при 480...520°C протягом 2...3 год. Нікель при старінні сталі дуже впливає на ефективність зміцнення, зменшується розчинність легуючих елементів (Ti, Al, Mo, V та ін.) в α -фазі, що приводить до збільшення об'ємної частки відповідних інтерметалідних фаз, які виділяються при старінні (Ni_3Ti , $NiAl$, Fe_2Mo , Ni_3V та ін.). Кобальт, як легуючий елемент, не викликає старіння мартенситу Fe-Ni-сталі. Легування кобальтом деяких МСС призводить до додаткового зміцнення при нагріванні. Мартенсит МСС на відміну від мартенситу вуглецевих сталей має відносно малу міцність, не дуже високі пластичність і в'язкість. Завдяки низькому коефіцієнту деформаційного зміцнення мартенситу цього класу сталей можна здійснювати холодне деформування з більшими ступенями обтиснення (до 80...90%) без застосування проміжних знеміцнюючих відпалів. Старіння мартенситу приводить до істотного підвищення міцності та зниження пластичності і в'язкості. Найбільше зміцнення при старінні досягається при легуванні Ti, Be, Al. При введенні до складу МСС із відносно низькими пластичністю та в'язкістю (сталі з Ti, Al, Si та ін.) 1,5...2,0% Mo їхня міцність практично не змінюється, але істотно збільшуються пластичність і в'язкість (Mo як поверхнево-активний елемент ускладнює виділення уздовж границь зерен). Важливими перевагами МСС є: незначна зміна розмірів після зміцнювальної обробки ($\Delta l/l = -0,04...0,07\%$); у великих перетинах і навіть при охолодженні на повітрі відбувається повне перетворення аустеніту в мартенсит; гарна зварюваність, штампування і обробка різанням. До

важливих переваг виробів із МСС належить те, що зміцнення досягається в результаті нескладної термічної обробки. Однак МСС, що містять більше 0,4...0,6% Ti, схильні до теплової крихкості при повільному охолодженні починаючи з 1210...1100°C або при ступінчастому охолодженні 900...700°C (це пов'язане з виділенням карбонітридів титану). Для запобігання цього явища застосовують режим термічної обробки, що полягає в нагріванні при 1150...1200°C, при якому карбонітриди титану розчиняються в аустеніті, з наступним швидким охолодженням у воді, що дозволяє попередити їхнє повторне виділення. Але після такої обробки різко збільшується розмір зерна аустеніту. Для подрібнювання зерна необхідне трикратне загартування з 900...925°C.

МСС доцільно використовувати, насамперед, для виготовлення виробів, які повинні мати високу питому міцність у сполученні з високою експлуатаційною надійністю. Наприклад, в аерокосмічній і ракетній техніці, для зубчастих передач двигунів літаків і вертольотів, у машинобудуванні – матриці, штампи, прес-форми, робочі осі і оправки для металорізальних верстатів, чутливі пружні елементи приладів.

2.6.4. Контрольні тести для самоперевірки

1. Для високоміцних сталей конструкційна міцність визначається комплексом властивостей:

- 1 – пластичністю і границею текучості;
- 2 – границею текучості і границею міцності;
- 3 – границею текучості і в'язкістю руйнування.

2. Максимум вторинного твердіння досягається у високоміцних дисперсійно-твердіючих сталях завдяки зміцненню карбідами:

- 1 – хрому; 2 – молібдену; 3 – ванадію.

3. МСС легують нікелем:

- 1 – у кількості 8...20%;
- 2 – для зменшення розчинності легуючих елементів в α -фазі;
- 3 – для збільшення об'ємної частки інтерметалідів, що виділяються при старінні

4. Указати вміст елементів мартенситно-старіючої сталі Н18К12М4Т2 і описати їхній вплив на структуру і властивості.

2.7. Сталі для цементації і азотування

Цементация і азотування – найпоширеніші методи хіміко-термічної обробки (ХТО) сталей. Цементовані сталі і їхня термічна обробка. Азотовані сталі і їхня термічна обробка.

2.7.1. Методичні вказівки

Пристаючи до вивчення даного розділу, необхідно, насамперед, згадати, що цементацию виробів роблять до загартування, а азотування – після загартування і високого відпуску. У результаті ХТО відбувається поверхнєве зміцнення деталей машин і механізмів: зростають зносостійкість, міцність, стійкість до втомленості. Для деталей, що піддаються цементации і азотуванню, як правило, застосовують спеціальні сталі. Роль легування таких сталей полягає в одержанні високої міцності і зносостійкості цементованого або азотованого шару та забезпеченні необхідної в'язкості серцевини виробу при прийнятій обробці.

Цементовані сталі – низьковуглецеві сталі з вмістом вуглецю 0,08...0,25%, що забезпечує одержання в'язкої серцевини. Для деяких високонавантажених деталей (зубчасті колеса та ін.) вміст вуглецю в сталі може бути підвищений до 0,35%. При легуванні цементованих конструкційних сталей, як правило, здійснюється комплексне легування декількома елементами. Наприклад, сталі 18ХГТ, 30ХГТ, 20ХГР, 12ХН3А, 18Х2Н4МА. Додатки молібдену до 0,3...0,5% у хромонікелеві і хромомарганцеві сталі збільшують прогартовуваність цементованого шару (сталі 25ХГМ, 20ХНМ). Бор (0,001...0,005%) збільшує прогартовуваність серцевини. Широко застосовується легування цементованих сталей елементами, що затримують ріст зерна аустеніту при нагріванні (титаном або ванадієм). Сприятливе легування цементованих сталей нікелем, який підвищує в'язкість цементованого шару і серцевини та знижує температуру холодноламкості (сталі 12ХН3А, 18ХГСН2МА). Введення кремнію дозволяє підвищити ударно-втомлювальну витривалість хромонікелевих цементованих сталей.

Цементацию проводять у газовому, рідкому і твердому середовищах. Цементация є трудомістким і тривалим процесом. Глибина цементованої зони може бути різною для різних деталей і становить 0,3...2,5 мм залежно від розмірів і призначення виробу. Вплив легуючих елементів на глибину цементованого шару визначається їхнім впливом на коефіцієнт дифузії і концентрацію вуглецю в поверхневому шарі. Оптимальний вміст вуглецю після цементации в поверхневому шарі становить 0,8...0,9%.

Цементацию проводять в аустенітній області (920...980°C), іноді при 980...1050°C (високотемпературна цементация для сталей зі спадково дрібним

зерном). Після цементації термічна обробка виробів полягає в загартуванні (з 840...860°C) і низькотемпературному відпуску (180...200°C).

У легованих сталях після цементації і загартування, крім мартенситу і карбідів, присутній також залишковий аустеніт. Після цементації, загартування і низького відпуску основна структура поверхневого шару, що містить 0,8...0,9% С, - низьковідпущений мартенсит із дрібними сфероїдальними карбідами, добре опирається зношуванню, твердість поверхні 750...950 НV. Серцевина деталі, що містить 0,08...0,25% С, залишається в'язкою. Цементації звичайно піддають деталі машин, які повинні мати зносостійку робочу поверхню і в'язку серцевину: зубчасті колеса, вали і пальці, розподільні валики, кулачки і т.п.

Азотовані сталі: 38Х2МЮА, 30Х3ВА, 30ХН2ВФА, 20Х3МВФА, 25Х2МФА та ін. Найбільш висока поверхнева твердість при азотуванні досягається в хромомолібденових сталях, додатково легованих алюмінієм, типовим представником яких є сталь 38Х2МЮА, яка містить, %: 0,35...0,42 С; 1,35...1,65 Cr; 0,7...1,10 Al і 0,15...0,25 Мо. Комплексне легування Cr, Мо, Al дозволяє підвищити твердість азотованого шару до 1200 НV. Молібден також усуває відпускну крихкість, яка може виникнути при повільному охолодженні від температур азотування.

Азотування – процес дифузійного насичення азотом поверхневої зони деталей при температурі 500...600°C. До азотування деталі піддають загартуванню, високому відпуску (поліпшенню) і чистовій обробці. Азотування конструкційних сталей проводять для підвищення їхньої твердості, зносостійкості, теплостійкості і корозійній стійкості (колінчасті вали, гільзи циліндрів та ін.). Процес азотування – тривала операція. Так при звичайному азотуванні сталі 38Х2МЮА дифузійну зону товщиною 0,5 мм одержують при 500...520С за 55 годин витримки. Таку ж товщину зони можна одержати за 40 годин, якщо застосувати двоступінчастий режим азотування: 510°C, 15 годин і 550°C, 25 годин. Висока твердість і зносостійкість азотованих конструкційних сталей забезпечується нітридами легуючих елементів (CrN, MoN, AlN), однак через наявність вуглецю при азотуванні фактично утворюються карбонітридні фази. Азотування підвищує теплостійкість конструкційних легованих сталей. Наприклад, робочі температури азотованих деталей зі сталей 38Х2МЮА й 25Х2МФА становлять 400...490°C

Процес одночасного насичення сталі вуглецем і азотом у газовому середовищі називається **нітроцементацією**. Нітроцементацію проводять при нижчих температурах (850...870°C) у порівнянні із цементацією. Нітроцементації зазвичай піддають леговані сталі з вмістом до 0,25% С (наприклад, сталі 18ХГТ, 25ХГМ та ін.). Термічна обробка після нітроцементації – загартування з низьким відпуском.

2.7.2. Контрольні тести для самоперевірки

1. Цементацию виробів роблять: 1 – до зміцнювальної обробки; 2 – після зміцнювальної обробки; 3 – після загартування і низького відпуску.
2. Азотування виробів роблять: 1 – після загартування і високого відпуску (поліпшення); 2 – до поліпшення; 3 – після зміцнювальної обробки.
3. Цементовані сталі: 1 – високовуглецеві; 2 – низьковуглецеві; 3 – містять вуглецю 0,08...0,25%.
4. Марки цементованих сталей: 1 – 18ХГТ; 2 – 20ХГР; 3 – 12ХН3А та ін.
5. Цементацию проводять при температурі: 1 – 850...890°C; 2 – 920...980°C; 3 – 980...1050°C.
6. Азотовані сталі: 1 – 38Х2МЮА й ін.; 2 – 30ХН2ВФА; 3 – 20Х3МВФА.
7. Комплексне легування Cr, Mo, Al дозволяє підвищити твердість азотованого шару до: 1 - 800 HV; 2 - 900 HV; 3 - 1200 HV.
8. Азотування – це процес дифузійного насичення азотом поверхневої зони деталей при температурі: 1 – 500...600°C; 2 – 400...500°C; 3 – 700...800°C.

2.8. Підшипникові сталі

Особливості характеру роботи підшипників. Склад і області застосування підшипникових сталей. Легування і термічна обробка.

2.8.1. Методичні вказівки

До особливостей характеру роботи підшипників належать високі локальні навантаження. Тому пред'являються високі вимоги до чистоти сталі по неметалічних включеннях, карбідній неоднорідності і т.п. Тиск в області контакту при роботі підшипників доходить до 2000...4000 МПа. Необхідна статична вантажопідйомність досягається застосуванням в якості матеріалу для підшипників заевтектоїдних легуваних хромом сталей, оброблених на високу твердість (HRC 60...64). Для забезпечення високого опору контактній утомленості необхідно очищати сталь від сульфідних і оксидних включень, від водню – підшипникові сталі флокеночутливі (застосовують рафінуючі переплави, вакуумно-дугову виплавку, обробку шлаками і додатковий переплав вакуумно-дуговим способом – ШХ15ШД). Зносостійкість, у тому числі абразивна, досягається введенням у сталь ~ 1% С і 1,5% Cr (ШХ15; ШХ15Ш; ШХ15ШД). Розмірну стабільність (зміни розмірів підшипників при експлуатації не повинні перевищувати 10^{-4} ... 10^{-5} мм) досягають шляхом зменшення вмісту після термічної обробки залишкового аустеніту.

Підшипникові сталі зазвичай класифікують за умовами роботи: розрізняють сталі загального застосування, що використовуються для виготовлення деталей підшипників (кілець, кульок, роликів), які працюють при температурах $-60...300^{\circ}\text{C}$ у неагресивних середовищах – ШХ15 ($\sim 1\% \text{ C}$; $\sim 1,5\% \text{ Cr}$), ШХ15СГ ($\sim 1\% \text{ C}$, $\sim 1,5\% \text{ Cr}$, $\sim 0,5\% \text{ Si}$, $\sim 1\% \text{ Mn}$), ШХ20СГ ($1,4...1,7\% \text{ Mn}$; $0,55...0,85\% \text{ S}$ та ін.), і сталі спеціального призначення, призначені для виготовлення теплостійких – 8Х4В9Ф2Ш ($\sim 0,8\% \text{ C}$; $\sim 4\% \text{ Cr}$; $\sim 9\% \text{ W}$; $1,4...1,7\% \text{ V}$) – і корозійностійких підшипників – 95Х18-Ш ($\sim 1\% \text{ C}$; $\sim 18\% \text{ Cr}$, обробка синтетичними шлаками). У всіх сталях, як правило, вміст $\text{P} \leq 0,030\%$, $\text{S} \leq 0,020\%$ (особливо високоякісна сталь). У складі підшипникових сталей загального призначення обов'язково присутній Cr , який визначає склад карбідної фази і забезпечує необхідну прогартовуваність. Додаткове введення Si і Mn проводять із метою підвищення прогартовуваності і застосовують для сталей, що використовуються для виробництва великогабаритних підшипників з товщиною стінки більше 10 мм. При відпуску Si дає більш високі значення твердості внаслідок розпаду мартенситу в інтервалі температур $150...350^{\circ}\text{C}$. Термічна обробка сталей типу ШХ15 включає пом'якшуючий сфероїдизуючий відпал, при якому забезпечується розчинення певної частини карбідної фази в аустеніті і утворення зернистого перліту. Готові деталі підшипників піддають ступінчастому або ізотермічному загартуванню від $850...900^{\circ}\text{C}$. Така температура нагріву дозволяє, з одного боку, розчинити карбіди хрому в аустеніті, а з іншого боку – не допустити надмірного росту зерна аустеніту. Наразі застосовують як загартування в одному охолоджувачі, так і ступінчасте або ізотермічне загартування з витримкою в області нижнього бейніту при $210...240^{\circ}\text{C}$. Перспективне для загартування деталей підшипників застосування індукційного нагрівання. Остаточною операцією термічної обробки підшипникових сталей є низький відпуск, ціль якого зменшити гартівні напруги.

2.8.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Особливості характеру роботи підшипників.
2. Значення для експлуатації підшипників наявності металургійних дефектів різного роду (сульфідних і оксидних включень, водню).
3. Склад і області застосування підшипникових сталей.
4. Легування і термічна обробка підшипникових сталей.

2.9. Будівельні сталі

Загальні поняття. Термозміцнені сталі. Сталі підвищеної міцності. Високоміцні сталі. Арматурні сталі.

2.9.1. Методичні вказівки

До будівельних сталей належать конструкційні сталі, що застосовуються для виготовлення металевих конструкцій і споруд, а також для арматури залізобетону. Будівельні сталі застосовують для виготовлення металоконструкцій будинків, споруд, мостів, кранів, вагонів, естакад, бункерів, резервуарів і т.п. Ці сталі повинні мати певне сполучення міцнісних і пластичних властивостей, високу в'язкість, корозійну стійкість, малу схильність до крихких руйнувань, а також мати гарні технологічні властивості: зварюваність, оброблюваність різанням, здатність до гнуття, правлення і т.д. Будівельні сталі для металевих конструкцій підрозділяють за категоріями міцності на кілька класів. Кожний клас міцності характеризується мінімально гарантованими значеннями тимчасового опору розриву (чисельник) і границі текучості (знаменник): до класу міцності С380/230 належать сталі нормальної міцності, до класів С 460/330 і С 520/400 заведено відносити будівельні сталі підвищеної міцності, а до класів С 600/450, С 700/600 і С 850/750 - сталі високої міцності.

Арматурні будівельні сталі залежно від механічних властивостей ділять на класи від А-I до А-VII. Зварюваність – одна з головних технологічних вимог, що висуваються до будівельних сталей. Одним з найважливіших технологічних показників зварюваності є вуглецевий еквівалент. Вуглецевий еквівалент будівельних сталей, як правило, не повинен перевищувати 0,45...0,48%. Тому граничний вміст вуглецю в низьколегованих будівельних сталях звичайно не перевищує 0,18% і встановлюється тим нижче, чим більше легована сталь.

Термозміцнення є ефективним методом підвищення міцності вуглецевих сталей. Сутність методу термозміцнення прокату полягає в тому, що по закінченні прокатки сталь із аустенітного стану охолоджується прискорено, у результаті чого утворюються більш низькотемпературні продукти розпаду аустеніту, ніж у звичайній гарячекатаній сталі. При деформації можливе додаткове зміцнення за рахунок ефекту термомеханічної обробки. Термозміцнення вуглецевих будівельних сталей дозволяє підвищити міцнісні характеристики сталі в 1,3...1,5 і більше разів, знизити поріг холодноламкості. У результаті використання термозміцненого прокату в будівництві досягається економія металу від 15 до 60% і підвищується надійність металоконструкцій і споруд. Термозміцнена вуглецева сталь для зварних металевих конструкцій позначається ВСтТсп, ВСтТпс і ВСтТкп. Сталі групи В поставляють із регламентованими механічними

властивостями і хімічним складом. Такі сталі містять 0,10...0,21% С і 0,4...0,65% Mn. Для листів товщиною 10...40 мм гарантуються такі механічні властивості: $\sigma_B \geq 430$ МПа; $\sigma_T \geq 295$ МПа; $\delta \geq 16\%$; $KCU \geq 0,3$ МДж/м². Ефективне термозміцнення прокату із низьколегованих сталей (вміст легуючих елементів до 2,5%).

Будівельні сталі підвищеної міцності поставляють у гарячекатаному стані з ферито-перлітною структурою. Для одержання більшої стабільності механічних властивостей ці сталі іноді застосовують у нормалізованому стані. Сталі підвищеної міцності можуть піддаватися термополіпшенню – загартуванню з високим відпуском (загартування проводиться зі спеціального нагріву, потім проводять високий відпуск). У результаті такої обробки сталь має дисперсну сорбітну структуру. Основними легуючими елементами в цих сталях є марганець і кремній, а в сталях ряду марок додатково, % – хром (0,5...0,9), ванадій (0,05...0,12), ніобій (0,02...0,05), нікель (0,3...0,6), мідь (0,15...0,4). Мідь додають для підвищення стійкості до атмосферної корозії. Приклади будівельних марок сталі підвищеної міцності: 09Г2С, 09Г2СД, 15ГФ, 15Г2СФ, 15ХСНД, 14Г2. Низьколеговані сталі підвищеної міцності мають границю текучості в 1,25...1,6 рази вище, ніж замінна сталь ВСтЗсп і гарантовану ударну в'язкість при температурі –40°С, а для деяких –70°С (для сталі ВСтЗсп ударна в'язкість гарантується при –20°С). Це дозволяє полегшити масу металоконструкцій на 15...30% і забезпечити надійну експлуатацію при низьких температурах.

Високоміцні і холодостійкі сталі з карбонітридним зміцненням додатково легують V (0,05...0,12%) у сполученні з азотом (0,015...0,030%), іноді алюмінієм (0,05...0,10). Високий опір пластичній деформації і холодостійкість забезпечуються дисперсійним зміцненням, подрібненням аустенітного і дійсного зерна сталі, а при контрольованій прокатці утворенням субзеренної структури. Введення в сталь підвищеного вмісту азоту (до 0,030%) призводить до утворення комплексних фаз – карбонітридів: V(C,N) і Nb(C,N), а також нітридів. Нормалізація сталі 16Г2АФ забезпечує одержання дрібного зерна (№ 9...11), внаслідок чого сталь має високу міцність і низьку температуру холодноламкості ($\sigma_T \leq 400$ МПа, $KCU^{-70} = 0,3$ МДж/м²). Механічні властивості сталей з карбонітридним зміцненням мало залежать від перетину прокату. Більш високу міцність ($\sigma_T \leq 600$ МПа) має складнолегована сталь 12Г2СМФ і її холодостійка модифікація – сталь 12ГН2МФАЮ. Малоперлітні сталі (типу 09Г2ФБ) і низьковуглецеві бейнітні сталі (типу 08Г2МФБ) піддають

термомеханічній обробці – контрольованій прокатці (для високоміцних магістральних газопровідних труб північного виконання).

Арматурну сталь у вигляді стрижнів, гладких і періодичного профілю, застосовують для армування залізобетонних конструкцій. Сталі класів А-I (А200), А-II (А300) і А-III (А400) використовують для ненапружених конструкцій, а більш високоміцні сталі класу А-IV (А600)...А-VI(А1000) застосовують для армування попередньо напруженого залізобетону (у дужках зазначена границя текучості, σ_T , МПа). Гарячекатані сталі задовольняють вимогам класів від А-I до А-V. Більш високоміцні сталі класу А-VI використовують у термомеханічно і термічно зміцненому станах. Зі збільшенням класу міцності зростає ступінь легування сталей. Наприклад, рекомендовані сталі для класів: (А-I) - ВСтЗсп; (А-III) - сталь 25Г2С; (А-VI) - сталь 20ХГС2. Арматурні сталі гарячекатані поставляють за ДСТ 5781-82, а термомеханічно і термічно зміцнені – за ДСТ 10884-94. Термічне зміцнення арматурної сталі дозволяє одержати економію металу в середньому на 22%.

2.9.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Які сталі належать до будівельних?
2. Якими механічними властивостями характеризуються класи міцності будівельних сталей?
3. Технологічний показник зварюваності сталі.
4. Термозміцнення вуглецевих сталей для зварних металоконструкцій.
5. Легування сталей підвищеної міцності.
6. Високоміцні будівельні сталі з карбонітридним зміцненням.
7. Класи арматурних сталей гарячекатаних і термічно зміцнених.

2.10. Інструментальні сталі

Основні властивості і класифікація інструментальних сталей. Матеріали для різальних інструментів. Різальні інструменти з вуглецевих і низьколегованих сталей. Швидкорізальні сталі. Штампові сталі.

2.10.1. Методичні вказівки

Основними властивостями інструментальних сталей, що мають значення практично для всіх видів інструментів, є: твердість, в'язкість, зносостійкість, прогартовуваність. Твердість є головним показником якості інструмента. Твердість інструмента залежить від вмісту вуглецю та від одержуваної структури: надлишкова карбідна фаза і мартенсит збільшують твердість, а

залишковий аустеніт зменшує. Зносостійкість інструментальної сталі є характеристикою довговічності роботи інструмента. Теплостійкість або червоностійкість інструментальної сталі характеризується температурою, до якої зберігається задана висока твердість, міцність і зносостійкість сталі. Теплостійкість також визначає стійкість сталі проти відпуску. За теплостійкістю сталі розділяють на нетеплостійкі (зберігають високу твердість та інші властивості до температури нагрівання 200...300°C), напівтеплостійкі (до 400...500°C), теплостійкі (вище 550...600°C). За складом інструментальні сталі підрозділяють на вуглецеві, низьколеговані, леговані та високолеговані. За структурою в рівноважному стані: доевтектоїдні, заевтектоїдні та ледебуритні. За призначенням інструментальні сталі ділять на сталі для різальних інструментів, штампів сталі для холодного деформування і для гарячого деформування, сталі для вимірювальних інструментів. Умови роботи інструментів залежать від режимів різання і властивостей оброблюваного матеріалу. Чим більше швидкість різання, перетин стружки, що знімається, а також міцність і в'язкість оброблюваного матеріалу, тим вище температура нагрівання різальної кромки інструментів. Працездатність інструментів визначається здатністю матеріалу зберігати високу твердість при тривалому нагріванні, тобто теплостійкістю. За теплостійкістю застосовувані матеріали підрозділяють на наступні групи: вуглецеві та низьколеговані сталі (до 200°C), високолеговані сталі (до 600...640°C), тверді сплави (до 800...1000°C) і надтверді матеріали (до 1200°C).

Вуглецеві сталі виробляють якісними У7, У8, У9, ...У13 і високоякісними У7А, У8А, У9А, ...У13А. Через низьку прогартовуваність (10...12 мм) вуглецеві сталі придатні для дрібних інструментів або інструментів з поперечним перерізом до 25 мм із незагартованою в'язкою серцевиною, у яких різальна частина припадає на поверхневий шар (мітчики, напилки й т.п.). Різальні інструменти (дрібні мітчики, свердла, пилки й ін.) виготовляються із заевтектоїдних сталей У10...У13. Їх піддають неповному загартуванню і низькому відпуску при 150...180°C на структуру мартенситу із включеннями цементиту. Такі інструменти мають підвищену зносостійкість і високу твердість (62...64 HRC). Однак твердість сильно знижується при нагріванні понад 200°C.

Заевтектоїдні сталі використовують також для виготовлення вимірювальних інструментів (калібри простої форми та невисоких класів точності) і невеликих штампів холодного висадження.

Сталі У7, У8, У9 застосовують для інструментів, що піддаються ударам: деревообробних, слюсарних, ковальських, пуансонів, матриць і ін. Після

повного загартування їх відпускають на структуру трооститу при 275...325°C (48...55 HRC) або при 400...450°C (38...45 HRC).

За структурою низьколеговані сталі (ХВ4, 9ХС, ХВГ, ХВСГ) належать до заевтектонічних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному загартуванню від температури трохи вище точки A_1 і низькому відпуску. Структура мартенситу і надлишкових карбідів (легований цементит) забезпечує їм твердість (62...69 HRC) і високу зносостійкість. Їх застосовують для інструментів, які працюють при невеликих швидкостях різання, не нагріваються понад 200...260°C. На відміну від вуглецевих ці сталі менше схильні до перегріву й дозволяють виготовляти інструменти більших розмірів і більше складної форми. Сталь ХВ4 відрізняється особливо високою твердістю (67...69 HRC) і зносостійкістю (алмазна сталь) завдяки тому, що в ній крім легovanого цементиту присутній карбід вольфраму (застосовується для чистової обробки твердих матеріалів). Сталь 9ХС має підвищені експлуатаційні властивості (знеміцнюється при відпуску до 260°C), її застосовують для виготовлення фрез, свердел та інших інструментів з поперечним перерізом до 35 мм. Сталь ХВГ характеризується малою деформацією при загартуванні, її застосовують для довгих стрижневих інструментів (свердла, розверток, протяжок і т.п.) з поперечним перерізом до 45 мм. Зі складнолегованої сталі ХВСГ, яка сполучає у собі кращі властивості сталей 9ХС і ХВГ, виготовляють інструменти великого поперечного перетину (до 100 мм).

До швидкорізальних сталей (Р18, Р9, Р6М5, порошкова Р6М5Ф3-МП та ін.) належать високолеговані сталі, призначені для виготовлення інструментів високої продуктивності. Основна властивість цих сталей – висока теплостійкість, що забезпечується введенням великої кількості вольфраму разом з іншими карбідоутворюючими елементами – молібденом, хромом, ванадієм і спеціальною термічною обробкою. Виділення дисперсних карбідів при підвищених температурах відпуску (500...600°C) викликає дисперсійне твердіння мартенситу – явище вторинної твердості. У результаті комплексного легування інструменти зі швидкорізальних сталей зберігають високу твердість до 560...640°C і допускають в 2...4 рази більше продуктивніші режими різання, ніж інструменти з вуглецевих і низьколегованих сталей. Швидкорізальні сталі позначають буквою Р, після якої стоїть число, що вказує вміст вольфраму в % – основного легуючого елемента (наприклад, Р18 – W ~18%). Вміст ванадію (до 2%) і хрому (~4% у всіх сталях) у марці не вказуються. Сталі, леговані додатково молібденом, кобальтом або ті, що мають підвищену кількість ванадію, мають у марці відповідно букви М, К, Ф і числа, що показують їхній

вміст у відсотках (наприклад, P6M5, P10K5Ф5). За структурою після відпалу швидкорізальні сталі належать до ледебуритного класу. У литому виді вони мають ледебуритну евтектику, яку усувають гарячою деформацією – куванням. Деформовану сталь для зниження твердості (до 207...255НВ) піддають ізотермічному відпалу. Структура відпалених сталей складається із сорбітоподібного перліту, вторинних і більших первинних карбідів. Загальна кількість карбідів у сталі P18 становить приблизно 28%, у сталі P6M5 – 22%. Основним карбідом сталі P18 є складний карбід вольфраму Fe_3W_3C (Me_6C), що розчиняє в собі частину ванадію і хрому. В інших сталях, крім Me_6C і невеликої кількості карбиду $(Fe,Cr)_{23}C_6$, присутній карбід VC (MeC). Високих експлуатаційних властивостей інструменти зі швидкорізальної сталі набувають після загартування з високої температури нагріву (для сталі P18 – 1270...1290°C, для сталі P6M5 – 1210...1230°C) і трикратного відпуску. Через низьку теплопровідність швидкорізальні сталі при загартуванні нагрівають повільно із прогріванням при 450°C (при складній формі інструмента) і 850°C, щоб виключити тріщиноутворення й жолоблення. Висока температура нагрівання (особливість загартування швидкорізальних сталей) необхідна для забезпечення теплостійкості – максимальне розчинення в аустеніті вторинних карбідів і одержання після загартування високолегованого мартенситу. Первинні карбіди не розчиняються і гальмують ріст зерна аустеніту. Швидкорізальні сталі за структурою після нормалізації належать до мартенситного класу. Сучасні технології передбачають обробку інструмента зі швидкорізальних сталей у вакуумних печах (на заводах зустрічається загартування в соляних ваннах). Після загартування не досягається максимальна твердість сталей, оскільки в структурі крім мартенситу й первинних карбідів знаходиться 30...40% залишкового аустеніту. Залишковий аустеніт перетворюється в мартенсит при відпуску або обробці холодом. Відпуск проводять при 550...570°C. У процесі витримки при відпуску з мартенситу й залишкового аустеніту виділяються дисперсні карбіди Me_6C . Однократного відпуску недостатньо для перетворення всього залишкового аустеніту. Застосовують трикратний відпуск з витримкою по 1 год. і охолодженням на повітрі. При цьому кількість аустеніту знижується до 3...5%. Застосування обробки холодом після загартування скорочує цикл термічної обробки (застосовують однократний відпуск). У термічно обробленому стані швидкорізальні сталі мають структуру, що складається з мартенситу відпуску й карбідів, і твердість 63...65 HRC. Для усунення карбідної неоднорідності, характерної для деформованих швидкорізальних сталей, застосовують порошкові

швидкорізальні сталі (наприклад, Р6М5Ф 3-МП), які одержують розпиленням рідкої швидкорізальної сталі в азоті і наступним гарячим компактуванням.

Штампові сталі застосовують для виготовлення інструмента, призначеного для зміни форми матеріалу деформуванням без зняття стружки. За умовами роботи штампові сталі ділять на сталі для холодного деформування і сталі для гарячого деформування. Універсальних за призначенням штампових сталей немає. Необхідна спеціалізація сталей за призначенням відповідно до умов експлуатації інструментів. Штампові сталі легують такими елементами, як хром, вольфрам, молібден, ванадій, кремній, рідше марганець, нікель, кобальт, титан. Вміст вуглецю в штампових сталях може мінятися від 0,3 до 2,0%, іноді й вище. Хром у штампових сталях може змінюватися від 0,5 до 13% і вище. Збільшення вмісту хрому та інших легуючих елементів в аустеніті сприятливо впливає на прогартовуваність, на схильність до дисперсійного твердіння і теплостійкість. У комплексно легованих штампових сталях хром сприяє протіканню дисперсійного твердіння при високому відпуску загартованих сталей. Оптимальний вміст хрому в комплексно легованих штампових сталях становить 4,4...5,5%. У штампових сталях високої зносостійкості вміст хрому становить близько 12%. У штампових сталях гарячого деформування помірної теплостійкості й підвищеної в'язкості вміст хрому обмежується 1...2%, а необхідний рівень міцнісних властивостей і прогартовуваність сталей досягається комплексним легуванням нікелем, молібденом і ванадієм. У штампових сталях для холодного деформування застосовують вольфрам (2,0...3,0%) для підвищення теплостійкості й механічних властивостей. Молібден сприятливо впливає на зменшення схильності до відпускнуї крихкості й додатково підсилює дисперсійне твердіння при відпуску. Вольфрам і молібден у штампових сталях можуть входити до складу твердого розчину й карбідів (разом із хромом) $Me_{23}C_6$, Me_6C , а також утворювати карбіди типу Me_2C і MeC . Ванадій у штампових сталях присутній в карбіді VC і твердому розчині, підвищує їхню теплостійкість, підсилює інтенсивність дисперсійного твердіння. Теплостійкість штампових сталей типу 5Х3В3МФС зростає при збільшенні відношення $V:C$ до 0,25...0,30. Збільшення вмісту вуглецю до 0,45...0,50 приводить до підвищення теплостійкості. Кремній і кобальт входять до складу деяких штампових сталей. Кремній значно зміцнює феритну матрицю, підвищує окалиноостійкість. Кобальт у низьковуглецевих сталях і сплавах збільшує кількість інтерметалідної фази, оскільки зменшує розчинність вольфраму і молібдену, що приводить до додаткового зміцнення. Нікель і

марганець використовують для підвищення прогартовуваності великогабаритного штампового інструмента.

Штампові леговані сталі для холодного деформування можуть бути підвищеної (високої) зносостійкості, їхня твердість після загартування й низького відпуску 61...64 HRC (X12M, X12Ф1, X12BM, X12Ф4М та ін.), дисперсійно-твердіючими (8X4B2C2MФ, X5B2C4Ф2HM та ін.) з високим опором зминанню, високоміцними з підвищеною ударною в'язкістю (7ХГ2ВМ - загартування й низький відпуск, 6X4M2ФС - загартування й високий відпуск).

Штампові сталі для гарячого деформування призначені для виготовлення інструментів (штампів), що працюють при підвищених температурах, багаторазових теплозмінах (нагрівання й охолодження), динамічних навантаженнях, а форми лиття під тиском – при корозійному впливі оброблюваного металу. Опір термічній втомі (розпалостійкість) – специфічна властивість штампових сталей, характеризує стійкість сталі до утворення поверхневих тріщин при багаторазових теплозмінах. Розпалостійкість тим вище, чим більше в'язкість сталі й менше коефіцієнт теплового розширення. Більшість штампових сталей є сталями з карбідним зміцненням (зміцнюються шляхом загартування на мартенсит і відпуску). У ряді випадків як штампові можуть застосовуватися мартенситно-старіючі сталі з інтерметалідним зміцненням. Вміст вуглецю в штампових сталях для гарячого деформування знижений і становить 0,3...0,5%. За основними властивостями штампові сталі для гарячого деформування підрозділяють на сталі помірної теплостійкості і підвищеної в'язкості (5ХНМ, 4ХМФС, 5Х2МНФ та ін.), сталі підвищеної теплостійкості й в'язкості (4Х5МФС, 4Х5В2ФС, 4Х3ВМФ і ін.) і сталі високої теплостійкості (3Х2В8Ф, 4Х2В5МФ, 5Х3В3МФС та ін.). Сталі помірної теплостійкості й підвищеної в'язкості містять невелику кількість карбідоутворюючих елементів, їхня твердість після загартування на мартенсит і високого відпуску HRC 42...44. Сталі підвищеної теплостійкості й в'язкості дисперсійно-твердіючі, максимум твердості досягається після загартування в масло й відпуску при 500...550°C, HRC 47...49. Сталі високої теплостійкості відрізняються більш високим вмістом карбідоутворюючих елементів: вольфраму, молібдену й ванадію, деякі із цих сталей додатково легують кобальтом у кількості 8...15% (наприклад, 2Х6В8М2К8). Зміцнювальними фазами в цих сталях є карбіди Me_6C і MeC , а при легуванні кобальтом карбіди й інтерметаліди. Після загартування й відпуску на твердість HRC 45...47 сталі мають найбільш задовільний комплекс властивостей.

2.10.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Якими основні механічні, технологічні та експлуатаційні властивості повинні мати інструментальні сталі?
2. Класифікація інструментальних сталей.
3. Принципи легування інструментальних сталей.
4. Режими термічної обробки легованих, вуглецевих, швидкорізальних, штампових сталей.
5. Поняття теплостійкості (червоностійкості)

2.11. Корозійностійкі сталі

Класифікація і критерії корозійної стійкості. Аустенітні сталі. Аустенітно-феритні сталі. Аустенітно-мартенситні сталі. Мартенситні сталі. Феритні сталі.

2.11.1. Методичні вказівки

Корозійностійкі сталі і сплави мають стійкість відносно електрохімічної або хімічної корозії в атмосфері, ґрунті, розчинах лугів, солей. Корозійностійкі сталі – високолеговані, містять феритно- і аустенітно-утворюючі елементи і мають різну структуру залежно від вмісту легуючих елементів. Корозійностійкі сталі розділяють на класи залежно від основної структури, яка у них утворюється після високотемпературного нагрівання й охолодження на повітрі: мартенситний; мартенситно-феритний при вмісті не менш 10% фериту; феритний; аустенітно-мартенситний; аустенітно-феритний при вмісті не менш 10% фериту; аустенітний. Сумарна дія феритно-утворюючих елементів характеризує еквівалент хрому $Cr_{екв.}$, а аустенітно-утворюючих елементів – еквівалент нікелю $Ni_{екв.}$:

$$Cr_{екв.} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75W$$

$$Ni_{екв.} = Ni + Co + 0,5Mn + 30C + 30N + 0,3Cu,$$

де символи хімічних елементів позначають їхні масові частки в даній сталі, а числа - коефіцієнти активності.

Більшість корозійностійких сталей є сильностійкими (1 бал стійкості, швидкість корозії – $V_{к,}$ мм/рік – 0,1) або стійкими (2 бал, $V_{к,}$ – 0,1...1,0) відносно рівномірної корозії в агресивних середовищах. Висока стійкість сталей забезпечується пасивним станом сталі. Найбільш пасивації сприяє Cr (не менш 13%). При руйнуванні пасивуючого шару, під дією іонів Cl^- і SO_4^{2-} більшість корозійностійких сталей втрачає стійкість у солянокислих або сірчано-кислих розчинах, особливо при нагріванні. У таких випадках замість сталей використовують корозійностійкі сплави, наприклад, нікелевий сплав з 30% Мо. Корозійностійкі сталі за певних умов піддаються небезпечним видам місцевої

корозії - міжкристалітній, корозійному розтріскуванню, точковій або щілинній корозії. МКК проявляється у швидкому вибіркового руйнуванні тонких шарів металу уздовж границь зерен.

Міжкристалітна корозія (МКК) проявляється через електрохімічну неоднорідність приграничних ділянок і самих зерен. Існують наступні причини втрати стійкості: – утворення збідненого хромом шару по границях зерен через виділення на границях часток карбідів хрому $(CrMe)_{23}C_6$, σ -фази або інших з'єднань; – виділення на границях зерен часток фаз, хімічно нестійких у даному активному середовищі; – сегрегація домішок на границях зерен. Основною причиною МКК в аустенітних сталях є утворення збіднених хромом ділянок уздовж границь зерен аустеніту при виділенні карбідів хрому. МКК розвивається повільно. Схильність до МКК оцінюють за допомогою методів прискорених випробувань відповідно вимогам стандарту. Способи боротьби із МКК аустенітних сталей наступні: введення в сталь добавок титану або ніобію для стабілізації структури; зниження вмісту вуглецю (не більше 0,03%) для виключення утворення карбідів хрому; загартування сталей з 1050...1100°C для розчинення карбідів і переведення хрому і вуглецю у твердий розчин; стабілізуючий відпал при 850°C із витримкою не менше трьох годин для дифузійного вирівнювання хімічного складу аустеніту і ліквідації збіднених хромом ділянок.

Корозійне розтріскування являє собою руйнування металу при одночасній дії корозійно-активного середовища і розтягуючих напруг. Тріщина поширюється через зерна або уздовж границь зерен без помітної макропластичної деформації металу. Розтріскування відбувається, якщо розтягуючі напруги перевищують критичне значення ($\sigma_{кр} \approx 0,5\sigma_T$), а в корозійному середовищі є активатор, здатний зруйнувати пасивний стан металу. Для корозійностійких сталей таким активатором є іони Cl^- . Найменш стійкими до розтріскування є мартенситні сталі після загартування й низького відпуску, аустенітно-мартенситні сталі після обробки до досягнення максимальної міцності й аустенітні сталі типу 12X18H10T. Феритні сталі мають максимальну стійкість, а аустенітно-феритні займають проміжне положення між феритними й аустенітними сталями. Стійкість до розтріскування у аустенітних сталей і сплавів підвищується зі збільшенням в них вмісту нікелю. Для мартенситних сталей застосування загартування й високого відпуску досить, щоб захистити лопатки турбін від розтріскування.

Точкова корозія (пітинг) являє собою утворення на поверхні металу ямок там, де відсутня пасивуюча плівка. небезпека точкової корозії полягає в

тім, що швидкість утворення ямок, або пітингів, в 100 разів вище швидкості загальної корозії корозійностійких сталей. Точкова корозія з'являється при вмісті іонів СГ не менш 0,1%. Чим більше хрому містить корозійностійка сталь, тим вище її стійкість до точкової корозії. Для усунення точкової корозії в сталях, що містять $Cr < 20\%$, використовують легування молібденом у кількості до 2...3%. Термообробка, що знижує структурну однорідність, зменшує опір точкової корозії. Наприклад, в аустенітних сталях типу 12X18H10T розвитку точкової корозії сприяє виділення карбідів з аустеніту.

Щілинна корозія являє собою корозійне руйнування сталей у вузьких зазорах шириною в декілька десятих часток міліметра. Причиною є руйнування пасивуючої плівки у місцях, де вповільнений або зовсім припинений доступ кисню і немає відтоку продуктів корозії. Наприклад, при невдалій конструкції або неправильно обраних посадках при сполученні деталей. Чим менше хрому містить сталь, тим більше вона піддається щілинній корозії. Сталі з вмістом хрому 13% руйнуються інтенсивніше, ніж сталь 12X18H10T. Додаткове легування хромонікелевих сталей Мо (2...3%) істотно підвищує стійкість проти щілинної корозії.

Аустенітні сталі розділяють на хромонікелеві й хромомарганцеві.

Хромонікелеві сталі. Найбільше поширення одержали сталі, що містять 17...19% Cr і 9...11% Ni (12X18H9, 12X18H10T, 03X18H10T). За рубежом ці сталі називають аустенітними типу 18-10. Найбільший опір корозії – у сталей зі структурою однорідного аустеніту, яку одержують загартуванням у воді 1050...1150°C. Тонкостінні вироби (5...10 мм) допускається охолоджувати на повітрі. У загартованому стані аустенітні сталі є м'яким матеріалом з високою пластичністю, в'язкістю і низькою границею текучості. Механічні властивості всіх сталей цього класу близькі: $\sigma_B = 500...550$ МПа; $\sigma_{0,2} = 150...240$ МПа; $\delta_5 = 40...45\%$; $KCU = 2...3$ МДж/м²; твердість 200...250НВ. При температурі 450...700°C із аустеніту виділяється карбід $Me_{23}C_6$ і з'являється схильність до МКК. Вище 700°C переважно виділяється карбід MeC і сталь залишається стійкою до МКК. Для усунення крихкості після загартування рекомендується стабілізуючий відпал при 850...950°C з витримкою 3 години. Для попередження МКК вводять Ti або Nb, знижують вміст вуглецю (не більше 0,3%), наприклад, сталь 03X18H10T.

Хромомарганцеві сталі. У порівнянні з Ni марганець є слабкішим аустенітоутворюючим елементом. Тому сталі додатково легують нікелем (4...5%), азотом (0,25...0,50%) або одночасно обома елементами. Наприклад, сталь 10X14AG15, застосовують для виробництва пральних машин, деталей

холодильників. Хромомарганцеві сталі міцніші й дешевші, ніж хромонікелеві аустенітні сталі. Їх застосовують для виготовлення великогабаритного устаткування, великих ємностей, труб. Механічні властивості сталі 10X14AG15, у чисельнику - після загартування, у знаменнику - властивості цієї ж сталі після холодного деформування на 20%:

$$\sigma_B = \frac{650 \dots 750}{1040 \dots 1140} \text{ ППа}; \quad \sigma_{0,2} = \frac{300 \dots 350}{920 \dots 960} \text{ ППа} \quad ; \quad \delta_5 = \frac{35 \dots 45}{30} \%.$$

Аустенітно-феритні сталі мають оптимальний комплекс властивостей при приблизно рівному співвідношенні між аустенітом і феритом. Хімічний склад аустенітно-феритних сталей характеризується вмістом нікелю (менш 8%) і таким співвідношенням між феритно- і аустенітно-утворюючими елементами, що після загартування з 1000...1100°C одержують оптимальні структуру й властивості. Наприклад, сталі 08X22H6T, 08X21H6M2T, 08X18Г8M2T.

У порівнянні з аустенітними сталями аустенітно-феритні дешевше, оскільки містять менше нікелю і обидва класи сталей мають приблизно однакову опірність МКК і точковій корозії. Для попередження МКК у розглянутих сталях зменшують вміст вуглецю і застосовують легування титаном для стабілізації. Для підвищення опору точкової корозії використовується легування молібденом. Аустенітно-феритні сталі стають крихкими під час нагрівання при температурі 450...500°C (475°C - крихкість) і 650...800°C, тому вироби із цих сталей не експлуатуються при температурі вище 350°C.

Аустенітно-мартенситні сталі. Головною перевагою цих сталей у порівнянні з аустенітними є висока міцність. Міцність і інші властивості розглянутого класу сталей визначаються їхнім структурним станом. Коли в структурі сталей міститься 70...90% мартенситу і 30...10% аустеніту, сталі мають $\sigma_{0,2} = 700 \dots 1000$ МПа, $\sigma_B = 1100 \dots 1400$ МПа. Співвідношення вмісту аустенітно- і феритно-утворюючих елементів у цих сталях вибирають таким, щоб одержати після загартування або нормалізації переважно аустенітну структуру, а потім за допомогою холодного деформування нижче M_n або обробки холодом перевести значну частку аустеніту в мартенсит (70...90%) для підвищення міцності сталей. Сталі цього класу містять менш 0,1% вуглецю і для збільшення ефекту старіння додатково легуються Al, Ti, Be, Mo (у цих легуючих елементів розчинність у мартенситі набагато менше їхньої розчинності в аустеніті). Старіння при температурі 350...450°C супроводжується виділенням фаз типу A_3B (Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Be), AB ($NiTi$, $NiAl$), фаз Лавеса A_2B – Fe_2Mo , $(Fe,Ni)_2Mo$. Обробку холодом цих сталей проводять для стабілізації аустеніту, щоб у структурі збереглося 30...10%

аустеніту й підвищилася в'язкість сталі. Приклади марок аустенітно-мартенситних сталей і їхньої термічної обробки: 07X16H6, 09X15H8Ю (загартування 975...1000°C, вода або повітря, обробка холодом -70°C, 2 години, старіння 350...450°C, 12годин), 08X17H5M3 (нормалізація 950°C, обробка холодом -70°C, 2 год, старіння 350...450°C, 4 год.).

2.11.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Що характеризує еквівалент хрому? Еквівалент нікелю?
2. Які ви знаєте класи корозійностійких сталей?
3. Яку кількість хрому повинні містити корозійностійкі сталі?
4. Види місцевої корозії (МКК, корозійне розтріскування, точкова, щілинна), способи усунення (легування, термічна обробка).
5. Особливості легування і термічної обробки корозійностійких сталей: аустенітних хромонікелевих, аустенітних хромомарганцевих, аустенітно-феритних, аустенітно-мартенситних, мартенситних, феритних.

2.12. Жароміцні сталі

Жароміцність сталей. Мета легування і термічної обробки. Теплотривкі сталі. Мартенситні сталі. Аустенітні сталі.

2.12.1. Методичні вказівки

Жароміцністю називається властивість матеріалів витримувати механічні навантаження при високих температурах протягом певного часу. При температурі до 600°C звичайно застосовують термін **теплотривкість**. Головне значення для вибору сталей мають температура, тривалість експлуатації і характер напруженого стану. При температурах вище 450...500°C характерні процеси повзучості та релаксації напруг. При незмінній нарузі підвищення температури випробування збільшує швидкість повзучості на стадії сталої повзучості, скорочує тривалість цієї стадії та в результаті прискорює руйнування. Аналогічно впливає підвищення напруги при незмінній температурі випробування. Показниками жароміцності є границі повзучості і границі тривалої міцності, вони визначаються при випробуванні на розтягування по стандартних методиках (ГОСТ 3248-81 і ГОСТ 10145-81). Жароміцність сталей забезпечується легуванням і термічною обробкою для одержання однорідної структури з дисперсними частками карбідів, боридів та інших з'єднань. Частки усередині зерен гальмують переміщення дислокацій, а на границях зерен перешкоджають зернограничному ковзанню. При збільшенні міцності міжатомного зв'язку в матричних твердих розчинах завдяки легуванню

зменшується рухливість вакансій і підвищується жароміцність. Зокрема, перехід від ОЦК-структури фериту до ГЦК-структури завдяки легуванню підвищує жароміцність, міжатомні зв'язки в аустеніті міцніші, ніж у фериті. Легкоплавкі домішки (свинець, кадмій, вісмут, олово, сурма та ін.) зменшують жароміцність навіть при невеликому вмісті в сталі, сприяють межзеренному руйнуванню при повзучості. Введення малих добавок РЗМ (рідкоземельні метали), цирконію, бору використовують для підвищення жароміцності. Ці елементи через свою малу розчинність у залізі збираються на границях зерен, утворюючи частки тугоплавких з'єднань, що перешкоджає зернограничному ковзанню, а також утворюють з'єднання зі шкідливими домішками, нейтралізуючи їхню дію. Жароміцність сталей знижується внаслідок змін вихідної структури при тривалому нагріванні. Тому необхідно обмежувати робочі температури і час експлуатації виробів. Оптимальна структура жароміцних сталей – твердий розчин, зміцнений дисперсними частками других фаз – є нерівноважною. Жароміцні сталі, що використовуються в навантаженому стані вище 450°C, за хімічним складом розділяють на наступні групи: низьколеговані сталі перлітного або бейнітного класів (12ХМ, 12ХМФ, 25Х1МФ та ін.), що застосовуються при температурі 450...600°C; високолеговані хромисті сталі мартенситного класу (15Х11МФ, 18Х11МНФБ, 20Х12ВНМФ та ін.), застосовувані при температурі 550...650°C, аустенітні хромонікелеві й хромомарганцеві сталі (12Х18Н10Т, 45Х14Н14В2М, 12Х11Н20Т3Р та ін.), що застосовуються при температурі 600...850°C.

Теплотривкі сталі – жароміцні вуглецеві і низьколеговані сталі, а також хромисті мартенситного класу, використовуються в енергетичному машинобудуванні для виготовлення котлів, посудин пароперегрівників, деталей парових турбін, а також деталей, що працюють при підвищених температурах 600...650°C, ресурс роботи – зазвичай $10^5 \dots 2 \cdot 10^5$ год. Основні вимоги до цих сталей: збереження заданих значень тривалої міцності й опору повзучості протягом усього ресурсу роботи, достатня пластичність і зварюваність, низька вартість.

Вуглецеві сталі – для роботи при температурі до 120°C і тиску в апаратурі до 0,8 МПа, сталі Ст 2, Ст 3, сталі 10, 20.

Котельні вуглецеві сталі – при тиску до 6 МПа і температурі до 450°C, сталі 15К, 16К, 18К, 22К (цифра приблизно відповідає середньому вмісту вуглецю). Термічна обробка полягає в нормалізації, а при підвищеному вмісті вуглецю (0,22...0,24%) – у загартуванні і високому (вище на 100...120°C робочої температури) відпуску.

Перлітні (бейнітні) сталі – для більш відповідальних деталей, що працюють при температурі до 600°C і тиску до 25...30 МПа, низьколеговані теплопривкі сталі: 12ХМ, 12Х1МФ, 15ХМ, 25Х1МФ та ін. Термічна обробка цих сталей полягає в нормалізації і високому відпуску.

Мартенситні сталі – містять 5...13% хрому, 0,08...0,22% вуглецю й додатково леговані карбідоутворюючими елементами – вольфрамом, молібденом, ніобієм, ванадієм (сталі 13Х12Н2ВМФ, 18Х11МНФБ та ін.). Термічна обробка сталі 13Х12Н2ВМФ: нормалізація з 1000°C, відпуск при 530...580°C, 2 год; сталі 18Х11МНФБ: нормалізація з 1100...1140°C, відпуск при 750°C, 10 год. Після термообробки ці сталі мають феритно-карбідну структуру. Ці сталі застосовують для виготовлення деталей парових і газових турбін, що довгостроково працюють при температурі до 600...650°C (лопатки, трубопроводи, кріпильні деталі та ін.).

Аустенітні сталі. Сталі цієї групи підрозділяють на три підгрупи: гомогенні аустенітні сталі, (12Х18Н10Т), сталі з переважно карбідним зміцненням (45Х14Н14В2М, 40Х12Н8Г8МФБ) і сталі з переважно інтерметалідним зміцненням (08Х16Н13М2Б, 10Х11Н20ТЗР.).

Гомогенні аустенітні сталі мають підвищену релаксаційну стійкість при тривалій експлуатації й тому часто застосовуються для кріпильних деталей, які працюють при підвищеній температурі. Перевагою цих сталей є стабільна структура. Термообробка гомогенних аустенітних сталей полягає звичайно в загартуванні з 1050...1200°C і стабілізуючому відпуску (700...750°C), у результаті чого одержують однорідний аустеніт. Ці сталі використовують в основному в енергетичному машинобудуванні (труби, арматура й ін.) при тривалій (до 10⁵ год.) роботі при температурі 650...700°C.

Аустенітні сталі з карбідним зміцненням мають робочу температуру 650...700°C при досить високих напругах, найчастіше їх використовують в енергетичному машинобудуванні для виготовлення дисків і лопаток турбін. Основи цих сталей - хромонікелевий і хромомарганцевий аустеніт з вмістом вуглецю 0,25...0,50% і додатковим легуванням карбідоутворюючими елементами (W, Cr, Mo, Ti). Термічна обробка: загартування з 1100...1150°C і подвійне (або ступінчасте) старіння. При знижених температурах старіння (500...650°C утворюються високодисперсні карбідні (карбонітридні) часточки фаз, сталь значно зміцнюється, але при цьому знижується пластичність. При більш високій температурі старіння (700...800°C) відбувається часткова коалесценція часточок фаз, рівень міцності трохи знижується, але зростає пластичність сталі і її структура стає стійкішою при експлуатації. Так, для сталі

40X12H8Г18МФБ після низькотемпературного старіння (660°C, 16 год.) здійснюють високотемпературне старіння (800°C, 16 год.).

Більш високий рівень жароміцності і стабільні властивості при 700...850°C мають *аустенітні сталі з інтерметалідним зміцненням*. Легування сталей цього типу засновано на одержанні залізохромонікелевого аустеніту і елементів, що приводять до утворення зміцнюючих інтерметалідних фаз (Ni,Co)₃(Al,Ni), Лавеса Fe₂(Mo,W). У ці фази, а також в аустенітну матрицю можуть входити також Mo, Cr, W, що сприяє більш високому зміцненню сталей. Вміст вуглецю 0,08...0,12%. Режим термічної обробки, наприклад, для сталі 08X16H13M2Б: загартування з 1100...1130°C, повітря, старіння при 750°C, 12 год.

2.12.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Які механічні властивості характеризують жароміцність?
2. Які матеріали належать до жароміцних?
3. Які сталі належать до теплотривких?
4. Які фактори є головними при виборі жароміцних сталей?
5. Яка структура повинна бути у високолегованих жароміцних сталей після термічної обробки?
6. Які ви знаєте групи жароміцних сталей (за хімічним складом)?
7. Принципи легування і термічної обробки сталей:
 - 1 – теплотривких; 2 – мартенситних;
 - 3 – гомогенних аустенітних;
 - 4 – аустенітних з карбідним зміцненням;
 - 5 – аустенітних з інтерметалідним зміцненням.

2.13. Жаростійкі сталі

Поняття жаростійкості (окалиностійкості). Области застосування жаростійких сталей. Високолеговані жаростійкі сталі. Принципи легування. Термічна обробка.

2.13.1. Методичні вказівки

Жаростійкими (окалиностійкими) називаються сталі, стійкі до хімічного руйнування поверхні в газових середовищах при температурі вище 550°C. Їх застосовують для ненавантажених або слабонавантажених виробів. Для практичного використання сталей найбільш важливим є їхній опір окислюванню. Швидкість окислювання зростає при підвищенні температури. У результаті окислювання заліза тверді речовини – Fe₂O₃, Fe₃O₄, FeO –

відкладаються на поверхні металу, утворюючи оксидну плівку. Оксидні плівки на металах сповільнюють окислювання, якщо плівка є суцільною, щільною і міцно зчепленою з поверхнею металу. Щільна оксидна плівка на металі утворюється, коли відношення обсягу оксиду $V_{\text{ок.}}$ до обсягу металу $V_{\text{Ме}}$, що утворив цей оксид, становить 2,5...1 Цій умові оксидні плівки на залізі задовольняють, коли $V_{\text{ок.}}/V_{\text{Ме}}$ дорівнює 1,77; 2,14 і 2,06, відповідно для оксидів FeO, Fe₃O₄ і Fe₂O₃. З моменту утворення щільної оксидної плівки подальше окислювання заліза визначається дифузійною проникністю іонів заліза і кисню через шар оксидів. Захисні властивості плівок Fe₂O₃ і Fe₃O₄ зберігаються до 550...575°C. Вище цієї температури утворюється **в'юстит** FeO, об'ємна частка якого в окаліні досягає майже 100% (95% при 750°C). При утворенні в'юститу швидкість окислювання заліза (і сталей) різко збільшується.

Жаростійкими є, як правило, високолеговані сталі, що містять хром, алюміній і кремній у кількостях, достатніх для зміни кристалічної структури і властивостей оксидної плівки. Для забезпечення жаростійкості головне значення має хром, його вміст у сталях різних класів становить 6...28%. При підвищенні вмісту хрому оксидні плівки приймають кристалічну структуру **шпінелі** (FeO·Cr₂O₃, FeO·Al₂O₃ і більш складного хімічного складу) з низькою дифузійною проникністю для іонів і гарними захисними властивостями. Додаткове легування хромистих сталей кремнієм (до 2...3%) і алюмінієм (до 5...6%) підвищує жаростійкість. Приклади жаростійких марок сталі: 40X9C2, 40X10MC2, 15X25, 15X28, 36X18H25C2.

Жаростійкість визначається, насамперед, хімічним складом сталі й мало пов'язана з її структурою. Температура початку інтенсивного утворення окаліни $T_{\text{ок}}$ приблизно однакова у сталей різних класів з рівним вмістом хрому. При рівному вмісті хрому $T_{\text{ок}}$ підвищується на 100...150°C при легуванні кремнієм і алюмінієм.

Жаростійкі сталі мартенситного класу – **сильхроми** (40X9C2, 40X10C2M) характеризуються мінімальним вмістом легуючих елементів і відносно дешевиною. Завдяки сполученню гарної стійкості в гарячих газах – продуктах спалювання палива – з підвищеною міцністю і опором зношуванню ці сталі застосовують насамперед для клапанів двигунів внутрішнього згоряння і пічної арматури. Оптимальні властивості деталей із сильхромів одержують після термічної обробки – загартування – з 1050...1100°C і високого відпуску. Завдяки підвищеному вмісту хрому і кремнію, сильхроми мають високі температури критичних точок. Наприклад, для сталі 40X9C2 $A_{c1} = 900^\circ\text{C}$, $A_{c3} = 970^\circ\text{C}$. Це дозволяє проводити високий відпуск при 660...740°C залежно

від необхідної твердості і одержувати структуру сорбіту, стійку в умовах експлуатації при більш низьких температурах. Одержання структури сорбіту забезпечує одночасно з підвищенням $\sigma_{0,2}$ підвищений опір втомленості при термоциклюванні. Граничні робочі температури для навантажених деталей із сильхромів 600...700°C, вище яких сталі знеміцнюються, зберігаючи, однак, жаростійкість.

Феритні хромисті сталі (15X25, 15X28 та ін.) не є жароміцними, тому основною областю застосування цих сталей є слабонавантажені деталі - муфелі промислових печей, захисні чохла термопар і деталі апаратури нафтохімічного й хімічного виробництва. При додатковому легуванні кремнієм підвищується жаростійкість. Жаростійкість сталей 15X25 і 15X28 підвищується при легуванні ітрієм (до 1%) або деякими іншими РЗМ. Температура окислювання підвищується при такому легуванні до 1250...1300°C. Термічна обробка феритних хромистих сталей – відпал.

Аустенітні хромонікелеві сталі з $Cr \geq 20\%$ мають найвищу жаростійкість після загартування з 1100...1150°C. На відміну від феритних сталей аустенітні хромонікелеві сталі технологічніші й здатні витримувати підвищені навантаження протягом тривалого часу. Завдяки цим перевагам аустенітні сталі з підвищеним вмістом хрому (і, відповідно, нікелю для збереження аустенітної структури) застосовують, насамперед, у якості жаростійких для теплообмінників, пічних конвеєрів, труб установок піролізу. Сталь 36X18H25C2 стійка до науглецювання й застосовується для деталей, що постійно піддаються впливу середовищ, де здійснюється науглецювання – муфелів цементацийних печей, головок форсунок.

2.13.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Які сталі називаються жаростійкими (окалиностійкими)?
2. Чому опір окислюванню є найбільш важливим для цього класу сталей?
3. Принципи легування й термічної обробки жаростійких сталей:
(мартенситних; феритних; аустенітних).

2.14. Електротехнічні сталі (ЕТС)

Класифікація. Властивості ЕТС. Особливості технології виробництва. Рекомендації з вибору ЕТС.

2.14.1. Методичні вказівки

ЕТС - великий клас магнітно-м'яких феромагнітних матеріалів для виготовлення магнітопроводів електромашин і приладів, що виробляють або

перетворюють електричну енергію: генераторів, трансформаторів, електродвигунів, реле та ін. Поліпшення магнітних властивостей цих сталей (зниження магнітних втрат і підвищення магнітної проникності) дає значну економію електроенергії. За структурним станом й способом прокатки ЕТС розділяють на анізотропні й ізотропні. В анізотропних ЕТС завдяки певній орієнтації структури (текстури), можна одержувати дуже високі магнітні властивості уздовж напрямку легкого намагнічування. У ґратах α -Fe таким напрямком є ребро куба (100). У ізотропних нетекстурованих сталей властивості однакові у всіх напрямках (у межах допуску). За способом виготовлення ЕТС ділять на гарячекатані й холоднокатані. Текстуровані сталі виготовляють тільки холодною прокаткою. ЕТС розділяють також залежно від масової частки головного легуючого елемента (кремній або кремній разом з алюмінієм), а також рівня магнітних властивостей. За видом заключної обробки й стану поставки ЕТС ділять на відпалені й невідпалені (напівготові). Деталі магнітопроводів з невідпаленої сталі набувають необхідних магнітних властивостей при відпалі після штампування. Сталь може вироблятися з незахищеною металевою поверхнею або – залежно від призначення – мати електроізоляційне покриття. Термостійкість покриття позначається в марці буквою Т, поліпшення штампування сталі - буквою Ш, нетермостійке покриття - буквою Н. Позначення марки сталі складається із чотирьох цифр і однієї-двох букв. Перша цифра означає клас сталі: 1 - гарячекатана; 2 - ізотропна холоднокатана; 3 - анізотропна. Друга цифра означає групи сталей за ступенем легування:

Номер групи	0	1	2	3	4	5
Найменування групи	Нелегована	Низько-легована	Слабо-легована	Середньо-легована	Підвищено-легована	Високо-легована
Si+Al, %	0,5	0,5...0,8	0,8...2,1	1,8...2,8	2,5...3,8	3,8...4,8

Третя цифра означає основну нормовану характеристику магнітних властивостей. Разом перші три цифри визначають тип сталі. Четверта цифра означає порядковий номер типу сталі й рівень основної нормованої характеристики: 1 – нормальний; 2 – підвищений; 3 – високий; 4...7 – вищі рівні. У сталі 8-го типу 4-а й 5-а цифри показують коерцитивну силу, H_c , А/м.

Деякі приклади позначення марок:

2313ТШ – ізотропна холоднокатана середньолегована ЕТС із високим рівнем магнітної індукції B_{2500} і втрат $P_{1,5/50}$ з термостійким покриттям, що поліпшує штампування.

10860 – гарячекатана нелегована ЕТС із коерцитивною силою 64,0 А/м (релейна сталь).

У загальному обсязі ЕТС, що випускаються, основну частину (близько 95%) складає тонколистова сталь (0,27...0,80 мм) для роботи при промисловій частоті струму, релейна тонколистова й сортова – близько 4%, а найтонша анізотропна сталь (товщиною 0,05...0,15 мм) – до 1 %.

Якість ЕТС характеризується комплексом властивостей, головні з яких магнітні й механічні властивості, точність геометричних розмірів і площинність листів і стрічки, параметри електроізоляційного покриття. Магнітні властивості ЕТС нормують за питомими магнітними втратами при перемагнічуванні сердечника, магнітною індукцією при певній напруженості магнітного поля, анізотропією й старінням – припустимій зміні властивостей при експлуатації. В ізотропних ЕТС скорочення магнітних втрат при заданій товщині досягається в основному підвищенням вмісту кремнію (або сумарного вмісту кремнію й алюмінію). Механічні властивості ЕТС істотно впливають на здатність їх до обробки (штампуванню, обточуванню, прокатці й ін.), а також на собівартість виготовлення магнітопроводів і готової машини. Регламентується число перегинань тонких листів і стрічок з ЕТС. Релейна сортова сталь на термічно оброблених зразках повинна мати механічні властивості при випробуванні на розтягання: $\sigma_B \geq 270$ МПа, $\delta \geq 24\%$, $\psi \geq 60\%$, твердість НВ ≤ 1285 МПа. Крім певного рівня магнітних і механічних властивостей, ЕТС повинні мати мінімальні відхилення від площинності, по товщині й максимальних коефіцієнтах заповнення.

Технологія виробництва якісної анізотропної сталі включає наступні основні операції: виплавку в конвертерах або електропечах із позапічною обробкою рідкої сталі; безперервне розливання в сляби або зливки з наступною їхньою прокаткою на сляби; нагрівання слябів і гарячу прокатку їх на смуги товщиною 2,0...3,0 мм; нормалізацію гарячекатаних смуг; травлення гарячекатаних смуг і холодну прокатку до товщини 0,35...0,27 мм (із проміжним рекристалізаційним відпалом при товщині 0,80...0,70 мм); знеуглецювальний відпал смуг товщиною 0,35...0,27 мм (іноді знеуглецювання сполучають із рекристалізаційним відпалом смуг товщиною 0,80...0,70 мм); нанесення термостійкого покриття й високотемпературний відпал рулонів; випрямляючий відпал смуги з нанесенням електроізоляційного покриття.

При виробництві ізотропних ЕТС застосовують два різновиди технологічного процесу, що різняться числом операцій холодної прокатки: одностадійний, двостадійний. В обох процесах виплавка, розливання, гаряча прокатка й обробка гарячекатаних смуг аналогічні й призначені для виготовлення ЕТС із мінімальною кількістю шкідливих домішок (сірки, азоту, кисню, вуглецю) і їхніх дисперсних виділень у вигляді неметалічних включень і карбідів.

При двостадійному процесі холодну прокатку ведуть за дві операції: перша – з обтисненням 70...80%, друга – 2...25%. Проміжний відпал проводять у прохідних печах при 850...950°C із витримкою протягом 2...3,5 хв в зневуглецювальній азото-водневій атмосфері. Заключний відпал проводять при 900...1050°C.

При одностадійному процесі холоднокатана смуга кінцевої товщини піддається спільному зневуглецювально-рекристалізаційному відпалу в прохідній печі спочатку при 850...900°C (2,5...3,0 хв.) в зневуглецювальній атмосфері, потім при 950...1050°C (1,5...2,0 хв.) у захисному середовищі. При реалізації обох процесів після відпалу на смугу наносять електроізоляційне покриття різних (залежно від призначення) складу й властивостей.

2.14.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Область застосування ЕТС.
2. Класифікація за:
 - структурним станом й способом прокатки;
 - способом виготовлення;
 - масовою часткою головного легуючого елемента;
 - видом заключної обробки і станом поставки;
 - рівнем магнітних властивостей.
3. Які вимоги пред'являються до якості ЕТС?
4. Чому підвищення вмісту кремнію приводить до зменшення коерцитивної сили?
5. Особливості технології виробництва:
 - анізотропної ЕТС;
 - ізотропної ЕТС.

2.15. Сталі та сплави для постійних магнітів

Магнітно-тверді (магнітно-жорсткі) матеріали. Основні характеристики постійних магнітів, необхідні для вибору сталі (сплаву) і режиму термічної обробки. Особливості легування й термічної обробки магнітів.

2.15.1. Методичні вказівки

Постійний магніт – виріб з магнітно-твердого матеріалу, що є джерелом магнітного поля. Магнітно-твердими (магнітно-жорсткими) називають феромагнітні і феримагнітні матеріали, які здатні зберігати залишковий магнетизм після попереднього намагнічування. Умовно до магнітно-твердих (висококоерцитивних) відносять матеріали з коерцитивною силою $H_c \geq 4$ кА/м. При використанні магнітно-твердих матеріалів для магнітних схем і ланцюгів їх вибирають, виходячи із властивостей матеріалів і умов їхньої роботи в даній конструкції. Вироби з магнітно-твердих матеріалів працюють у магнітному ланцюзі, що включає повітряний зазор і магнітопровід із магнітно-м'якого матеріалу. Через наявність повітряного зазору утворюються вільні магнітні полюси й розмагнічувальне поле, у якому перебуває магнітно-твердий матеріал. Для повної характеристики магнітно-твердого матеріалу необхідно знати залишкову індукцію B_r , коерцитивну силу H_c і величину магнітної енергії $B_r \cdot H_c$. Магнітна енергія пропорційна добутку $B_r \cdot H_c$. Оскільки B_r обмежена магнітним насиченням феромагнетика (заліза), збільшення магнітної енергії досягається підвищенням коерцитивної сили H_c .

Для одержання високої коерцитивної сили сталі повинні мати нерівноважну структуру, звичайно – мартенсит з високою щільністю дефектів будови. У промисловості найбільш широко застосовують сплави типу алніко (вміст елементів зазначений в % масової частки):

ЮНДК15 (Ni = 18...19; Al = 8,5...9,5; Co = 14...15; Cu = 3...4; Ti = 0,2...0,3);

ЮН14ДК25А (Al = 8...8,5; Ni = 13,5...14,5; Cu = 3,5; Co = 24...26; Ti \geq 0,3);

ЮНДК40Т8АА (Al = 7,2...7,7; Ni = 14...14,5; Co = 39...40,6; Cu = 3...4; Ti = 7...8).

Буква «А» означає, що сплави мають стовпчасту структуру, а букви «АА» - монокристалічну структуру. Сплави крихкі, тверді й не піддаються деформації, тому магніти з них виготовляють литтям. Після лиття роблять шліфування.

Високі магнітні властивості сплаву одержують після нагрівання до 1250...1280°C і наступного загартування з певною (критичною) для кожного сплаву швидкістю охолодження; після загартування проводять відпуск при 580...600°C. При охолодженні від температури загартування високотемпературна фаза α розпадається на дві фази α_1 і α_2 , які мають однакову кристалічну ОЦК решітку з незначним розходженням у періодах. Фаза α_1 – твердий розчин на базі заліза, феромагнітна, α_2 – парамагнітна фаза на базі з'єднання NiAl.

Відпуск підсилює відокремлення фаз, що збільшує коерцитивну силу. Більші внутрішні напруження, що виникають у процесі α -розпаду

високотемпературної фази, анізотропія форми часток, розподілених в α_1 -фазі, однорідність цих часток визначають висококоерцитивний стан сплавів. Подальше підвищення магнітної енергії досягається створенням у сплавах магнітної і кристалографічної текстур. Для створення *магнітної текстури* сплави типу алніко піддають термомагнітній обробці: нагріванню до 1300°C і охолодженню зі швидкістю 0,5...5°C/c (залежно від складу сплаву) у магнітному полі, прикладеному уздовж напрямку, найважливішого для магніту даної конфігурації. Потім магніт відпускають при 625°C. При обробці в магнітному полі α -фаза виділяється у вигляді часток, орієнтованих уздовж поля паралельно напрямку [100]. Після такої обробки магнітні властивості сплавів стають анізотропними, їхні магнітні характеристики (B_r , H_c , $B_r \cdot H_{c \max}$) сильно зростають в напрямку прикладеного магнітного поля (магнітна текстура). Термомагнітній обробці піддають сплави, що містять понад 18% Со (сплави останнього покоління – понад 24% Со). Кристалічна текстура утворюється у випадку спрямованої кристалізації відливки магніту, при цьому виникають стовпчасті кристали, які ростуть у напрямку [100]. Це сильно підвищує магнітні властивості, оскільки вони залежать від кристалографічної орієнтації феромагнітних фаз.

Для виготовлення магнітів застосовують і порошкові сплави Fe - Ni - Al ММК (магніт металокерамічний). Ці сплави проходять таку ж термічну обробку, як і литі сплави. Сплави не крихкі. Деяке застосування знайшли деформовані сплави 52КФА, 52КФ13 (51...53% Со, 11...13% V, інше – Fe). Після загартування й холодної деформації сплави піддають відпуску при 600...620°C.

2.15.2. Контрольні питання для самоперевірки

1. Чому необхідно виготовляти магніти зі сплаву (сталі), що забезпечує після термообробки високу коерцитивну силу H_c ?
2. Основні характеристики магнітно-твердого матеріалу.
3. Яку структуру повинні мати магніти після термічної обробки?
4. Якими елементами легують сплави типу алніко?
5. Режими термічної обробки для одержання високих магнітних властивостей.
6. Режим термообробки для створення магнітної текстури у магнітного сплаву алніко.

3. ІНДИВІДУАЛЬНІ ЗАВДАННЯ

3.1. Варіанти індивідуальних завдань

Варіант 1

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для колінчастого вала діаметром 60 мм, $\sigma_B = 1100$ МПа; $\sigma_{0,2} = 950$ МПа; $KCU = 0,8$ МДж/м².

Варіант 2

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для штока діаметром 40мм, $\sigma_B = 1100$ МПа; $\sigma_{0,2} = 850$ МПа; $KCU = 0,5$ МДж/м².

Варіант 3

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для вала діаметром 70 мм, $\sigma_B = 1200$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа; $KCU = 0,8$ МДж/м².

Варіант 4

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для осі діаметром 30 мм, $\sigma_B = 1000$ МПа; $\sigma_{0,2} = 800$ МПа; $KCU = 0,6$ МДж/м².

Варіант 5

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для високоміцних болтів з низьковідпущеної сталі перетином 20 мм, $\sigma_B = 1750$ МПа; $\sigma_{0,2} = 1500$ МПа; $KCU = 0,6$ МДж/м².

Варіант 6

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для деталей холодильника з корозійностійкої хромомарганцевої сталі, $\sigma_B \geq 680$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 320$ МПа; $\delta_5 \geq 40\%$

Варіант 7

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для пічної арматури з жаростійкої сталі, $\sigma_B \geq 920$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 715$ МПа; $\delta_5 \geq 12\%$; $T_{ок} = 850^\circ\text{C}$.

Варіант 8

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для клапанів двигуна внутрішнього згоряння з жаростійкої сталі, $\sigma_B \geq 930$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 735$ МПа; $\delta_5 \geq 10\%$; $T_{ок} = 850^\circ\text{C}$.

Варіант 9

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для робочої осі металорізального верстата з високоміцної мартенситно-старіючої сталі, $\sigma_B \geq 2000$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 1800$ МПа; $\delta_5 \geq 8\%$; $\psi \geq 40\%$; $KCU \geq 0,4$ МДж/м²; $\Delta l / l \leq - 0,08\%$.

Варіант 10

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для зубчастої передачі двигуна літака з високоміцної мартенситно-старіючої сталі, $\sigma_B \geq 2500$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 2400$ МПа; $\delta_5 \geq 8\%$; $\psi \geq 40\%$; $KCU \geq 0,3$ МДж/м²; $\Delta l / l \leq - 0,08\%$.

Варіант 11

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для зубчастого колеса з цементованої сталі, $\sigma_B \geq 1000$ МПа; $\sigma_T \geq 900$ МПа; $\delta_5 \geq 9\%$; $\psi \geq 50\%$; $KCU \geq 0,8$ МДж/м².

Варіант 12

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для розподільного валика з цементованої сталі, $\sigma_B \geq 1500$ МПа; $\sigma_T \geq 1300$ МПа; $\delta_5 \geq 9\%$; $\psi \geq 40\%$; $KCU \geq 0,6$ МДж/м².

Варіант 13

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для гільзи циліндра з азотованої сталі, $\sigma_B \geq 1000$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 850$ МПа; $\delta_5 \geq 14\%$; $\psi \geq 50\%$; $KCU \geq 0,9$ МДж/м².

Варіант 14

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для деталей машин з азотованої сталі, що працюють в умовах циклічних контактних навантажень, $\sigma_B \geq 1000$ МПа; $\sigma_T \geq 850$ МПа; $\delta_5 \geq 15\%$; $\psi \geq 50\%$; $KCU \geq 1,0$ МДж/м².

Варіант 15

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для кілець підшипників, що працюють в інтервалі температур $-60 \dots 300^\circ\text{C}$.

Варіант 16

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для кульок підшипників, що працюють в агресивних середовищах.

Варіант 17

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для роликів підшипників, що працюють в інтервалі температур $300 \dots 500^\circ\text{C}$.

Варіант 18

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для виготовлення високоміцних виробів з високою стійкістю до підвищених температур з дисперсійнотвердіючої сталі, $\sigma_B \geq 1720$ МПа; $\delta_5 \geq 12\%$; $\psi \geq 40\%$; $KCU \geq 0,37$ МДж/м², температура експлуатації $500 \dots 550^\circ\text{C}$.

Варіант 19

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для фасонного різця зі швидкорізальної сталі, $HRC \geq 64$, червоностійкість ($HRC > 58$) при 620°C .

Варіант 20

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для перфоруючих пуансонів зі швидкорізальної сталі, $HRC \geq 62$, червоностійкість ($HRC > 58$) при 620°C .

Варіант 21

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для постійного магніту, коерцитивна сила $H_c \geq 4$ кА/м.

Варіант 22

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для постійного магніту, коерцитивна сила $H_c \geq 4$ кА/м, магнітна текстура [100].

Варіант 23

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для деталей машинобудування з аустенітної хромонікелевої сталі, що має структуру однорідного аустеніту, $\sigma_B \geq 520$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 210$ МПа; $\delta_5 \geq 40\%$; $KCU \geq 2,5$ МДж/м².

Варіант 24

Вибір марки сталі й режиму термічної обробки для труб з аустенітної хромомарганцевої сталі, $\sigma_B \geq 1050$ МПа; $\sigma_{0,2} \geq 940$ МПа; $\delta_5 \geq 30\%$.

3.2. Структура індивідуального завдання і порядок його виконання

№ варіанта, указати назву теми.

1. Аналіз умов експлуатації заданого виробу (за варіантом).
2. Вибір марки сталі.
3. Режим термічної обробки.
4. Контроль якості заданого виробу.
5. Список літератури.

Особистий підпис студента й дата закінчення індивідуального завдання.

3.3. Методичні вказівки до виконання індивідуальних завдань

Відповідно до варіанта завдання з даних методичних вказівок проробити відповідну тему й визначити напрямок пошуку класу сталей по літературних джерелах.

1. Аналіз умов експлуатації заданого виробу

При описі виробів або деталей, що піддаються термічній обробці, необхідно вказати їхнє призначення, умови, у яких вони працюють, і, відповідно, вимоги, пропоновані до них: механічні властивості, фізичні властивості, втомлювальна міцність, зносостійкість, стійкість проти корозії,

жароміцність, жаростійкість і т.п. Може виникнути необхідність в аналізі вимог по технологічних властивостях виробів при наступній обробці (штампованість; оброблюваність різанням, кування; і т.п.).

2. Вибір марки сталі

На підставі аналізу умов експлуатації заданого виробу вибирається марка сталі й визначається режим термічної обробки. Далі необхідно описати дію легуючих елементів у межах марочного складу обраної сталі. Аналіз впливу легуючих елементів ведеться з урахуванням наступної термічної обробки сталі. Після вибору відповідної марки сталі приводиться її повний хімічний склад, механічні властивості, фізичні властивості (для магнітотвердих матеріалів).

3. Режим термічної обробки

Визначення температури нагрівання й охолодження здійснюється виходячи з розташування критичних точок для даної сталі з урахуванням кінетики переходу структурних складових у твердий розчин і його розпаду. Температура відпуску призначається залежно від марки сталі й необхідних механічних властивостей. При призначенні режимів відпуску виробів (температура нагрівання, охолоджувальне середовище після витримки при певній температурі) необхідно виключити відпускну крихкість I роду (необоротну) і відпускну крихкість II роду (оборотну). Вибір охолоджувального середовища (швидкості) повинен бути здійснений з урахуванням виду термообробки, необхідної кінцевої структури, кінетики розпаду твердого розчину, розмірів перетину й конфігурації виробів. Розрахунок часу нагрівання здійснюється залежно від способу проведення операції, а також характеристики оброблюваних виробів. Режим термічної обробки необхідно представити у вигляді графіка.

4. Контроль якості заданого виробу

Після термічної обробки проводиться зовнішній огляд виробу, контролюється правильність виконання термічної обробки (температура, час витримки) і контроль механічних властивостей, що гарантують експлуатаційну надійність виробу. Для деяких виробів додатково контролюється структура і фізичні властивості. Значення механічних властивостей і методи дослідження необхідно вказати.

5. Список літератури

Наприкінці роботи наводиться список літератури, використаної при виконанні завдання.

РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА

Основна

1. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали: Учебник для вузов. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: МИСИС, 1999. – 408 с.
2. Материаловедение: Учебник для вузов / Б.Н. Арзамасов, В.И. Макарова, Г.Г. Мухин и др. Под общ. ред. Б.Н. Арзамасова, Г.Г. Мухина. – 3-е изд., перераб. и доп.– М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э.Баумана, 2001. – 648 с.
3. Легування та термічна обробка сталевих виробів: Навч. посібник / В.К.Флоров. – К.:УМКВО, 1992. –76 с.

Додаткова

1. Машиностроение. Энциклопедия/ Ред. совет К.В.Фролов и др. Стали. Чугуны. Т.II-2. Под общ. ред. О.А.Баннх /Г.Г.Мухин, А.И. Беляков, Н.М. Александров и др. – М.: Машиностроение. 2001. – 784 с.
2. Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с немецкого. Под ред. А.С. Займовского и др. 2-е изд. перераб. – М.: Металлургия, 1966. – 736 с.
3. Меськин В.С. Основы легирования стали.– 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия, 1964. – 684 с.