

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет
«Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ
ТА ЗАВДАННЯ

до лабораторних робіт та контрольної роботи
з дисципліни «Машинобудівні матеріали»
для студентів спеціальності
132 «Матеріалознавство»
денної та заочної форми навчання

2021

Методичні вказівки та завдання до лабораторних робіт та контрольної роботи з дисципліни «Машинобудівні матеріали» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» денної та заочної форми навчання / Укл.: О.В. Климов, Ю.І. Кононенко. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2021. – 110 с.

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

Рецензенти: В.Л. Грешта, професор, к.т.н.

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

Рекомендовано до видання НМК
інженерно-фізичного факультету
Протокол № 10
від «08» червня 2021 р.

Затверджено на засіданні
кафедри «Фізичне матеріалознавство»
Протокол № 9
від «18» травня 2021 р.

ЗМІСТ

ПРОГРАМА ДИСЦИПЛІНИ	7
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1	
Класифікація легованих сталей за структурою у відпаленому та нормалізованому станах. Вплив легувальних елементів на критичні та концентраційні точки	9
1.1 Загальні відомості	9
1.1.1 Вплив легувальних елементів на структуру сталі	9
1.1.2 Маркування легованих сталей	13
1.1.3 Класифікація легованих сталей	14
1.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	18
1.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи	18
1.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	18
1.5 Вказівки з техніки безпеки	18
1.6 Порядок проведення лабораторної роботи	19
1.7 Зміст звіту	19
1.8 Рекомендована література	19
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2	
Вивчення структурних класів заданих марок легованих сталей з використанням діаграм рівноваги та діаграм перетворення переохолодженого аустеніту.....	20
2.1 Загальні відомості	20
2.1.1 Особливості фаз, що утворюються в легованих сталях ...	20
2.1.2 Вплив легувальних елементів на стійкість та кінетику перетворення переохолодженого аустеніту	26
2.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	31
2.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи	31
2.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	31
2.5 Вказівки з техніки безпеки	31
2.6 Порядок проведення лабораторної роботи	31
2.7 Зміст звіту	32
2.8 Рекомендована література	32

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

Дослідження впливу хрому на структуру

та властивості сталей	33
3.1 Загальні відомості	33
3.1.1 Система залізо-хром	33
3.1.2 Сплави залізо-хром-вуглець	34
3.1.3 Вплив хрому та вуглецю на протяжність	
замкненої γ -області	37
3.1.4 Вплив хрому на характер перетворення	
сплавів Fe-Cr-C	37
3.1.5 Вплив хрому на процеси при відпусканні	
загартованих Fe-Cr-C сплавів	39
3.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	46
3.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	46
3.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	46
3.5 Вказівки з техніки безпеки	47
3.6 Порядок проведення лабораторної роботи	47
3.7 Зміст звіту	48
3.8 Рекомендована література	48

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення

легованих конструкційних сталей	49
4.1 Загальні відомості	49
4.1.1 Основні легувальні елементи в конструкційних сталях ...	49
4.1.2 Основні групи конструкційних легованих сталей	50
4.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	56
4.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	56
4.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	57
4.5 Вказівки з техніки безпеки	57
4.6 Порядок проведення лабораторної роботи	57
4.7 Зміст звіту	58
4.8 Рекомендована література	58

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5

Визначення основних вимог до конструкційних сталей та

механізмів їх зміцнення	59
-------------------------------	----

5.1 Загальні відомості	59
5.1.1 Конструктивна міцність та її основні критерії	59
5.1.2 Основні механізми зміцнення матеріалів	60
5.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	62
5.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	62
5.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	63
5.5 Вказівки з техніки безпеки	63
5.6 Порядок проведення лабораторної роботи	63
5.7 Зміст звіту	64
5.8 Рекомендована література	64

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6

Вивчення впливу легувальних елементів на мікроструктуру і властивості сталей після хіміко-термічної обробки (ХТО)

та поверхневого гартування.....	65
6.1 Загальні відомості	65
6.1.1 Хіміко-термічна обробка	65
6.1.2 Поверхнєве гартування	74
6.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	76
6.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	76
6.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	77
6.5 Вказівки з техніки безпеки	77
6.6 Порядок проведення лабораторної роботи	77
6.7 Зміст звіту	79
6.8 Рекомендована література	79

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення

інструментальних сталей.....	80
7.1 Загальні відомості	80
7.1.1 Вплив легувальних елементів	
на властивості інструментальних сталей	81
7.1.2 Сталі для різальних інструментів	81
7.1.3 Сталі для вимірювальних інструментів	82
7.1.4 Штампові сталі	83
7.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	86

7.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	86
7.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	87
7.5 Вказівки з техніки безпеки	87
7.6 Порядок проведення лабораторної роботи	87
7.7 Зміст звіту	88
7.8 Рекомендована література	88

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8

Вивчення структури та теплостійкості (червоностійкості)

швидкорізальних сталей	89
8.1 Загальні відомості	89
8.1.1 Особливості легування швидкорізальних сталей	89
8.1.2 Марки швидкорізальних сталей	91
8.1.3 Фазовий склад та структурні особливості	
швидкорізальних сталей	92
8.1.4 Технологічні особливості термічної обробки	
швидкорізальних сталей	93
8.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи	96
8.3 Контрольні запитання для самоперевірки	
і контролю підготовленості до лабораторної роботи	96
8.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання	96
8.5 Вказівки з техніки безпеки	97
8.6 Порядок проведення лабораторної роботи	97
8.7 Зміст звіту	98
8.8 Рекомендована література	98

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ТА ЗАВДАННЯ

ДО КОНТРОЛЬНОЇ РОБОТИ

ДЛЯ СТУДЕНТІВ ЗАОЧНОГО ВІДДІЛЕННЯ	99
-----------------------------------	----

ЛІТЕРАТУРА	108
------------	-----

Додаток А

Правила безпеки при виконанні лабораторних робіт

із дисципліни «Машинобудівні матеріали» в лабораторіях

кафедри фізичного матеріалознавства	109
-------------------------------------	-----

ПРОГРАМА ДИСЦИПЛІНИ

Студенти при проведенні лабораторних робіт з дисципліни «Машинобудівні матеріали» повинні вивчити основні фази легованих сталей, призначення кожного легувального елемента, навчитися класифікувати леговані сталі за структурою та призначенням, підбирати оптимальну термічну обробку, здобути практичні навички щодо раціонального вибору матеріалу для певного виробу.

Основні галузі застосування та перспективи розвитку машинобудівних матеріалів. Предмет і завдання дисципліни. Основні поняття і терміни: системи легування; класифікаційні ознаки; структурні та фазові складові; залежності властивостей матеріалів від складу, структури та умов експлуатації виробів; конструктивна міцність, експлуатаційна надійність, матеріалоемність.

Особливості фаз та фазових перетворень у легованих сталях. Вплив легувальних елементів на поліморфізм заліза, на критичні (A_3 , A_4) і концентраційні (S,E) точки. Структура та властивості легованого фериту та аустеніту. Карбіди та нітриди. Інтерметаліди та неметалеві включення. Структурні класи легованих сталей у рівноваговому стані. Утворення аустеніту при нагріванні. Розчинення карбідів та нітридів. Вплив легувальних елементів на стійкість переохолодженого аустеніту, на перлітне, бейнітне та мартенситне перетворення. Структурні класи легованих сталей у нормалізованому стані. Вплив легувальних елементів на процеси відпуску. Теплостійкість та червоностійкість. Відпускна крихкість.

Конструкційні сталі. Умови експлуатації, вимоги до матеріалів виробів. Основні механізми зміцнення, оптимізація структури. Мета легування. Конструкційні будівельні матеріали. Умови експлуатації. Вимоги до структури та властивостей. Вуглецеві та низьколеговані сталі. Зміцнення легуванням та термічне зміцнення. Конструкційні машинобудівні матеріали, їх класифікація за хімічним складом та призначенням. Сталі для холодного штампування. Нестаріючі холоднокатані та двофазні сталі. Цементовні (нітроцементовні) сталі. Хімічний склад, умови експлуатації, вимоги до властивостей поверхневого шару та серцевини. Вплив легувальних елементів на технологію термічної обробки після цементації. Конструкційні сталі, що поліпшуються тер-

мічною обробкою. Умови експлуатації та вимоги до матеріалів. Принципи легування, різновиди термообробки (нормалізація, поліпшення в тому числі із подальшим гартуванням після нагрівання СВЧ або азотуванням, гартування з низьким відпуском). Високоміцні низьковідпущені сталі та сталі з дисперсійним твердінням. Високоміцні мартенсито-старіючі сталі. Галузі та перспективи їх використання. Сталі для виготовлення пружних елементів (ресори, пружини, мембрани тощо). Умови експлуатації. Вимоги до матеріалів (опір малим пластичним деформаціям, релаксаційна стійкість, схильність до знеуглецювання, зростання зерна, стан поверхні). Особливості легування та термічної обробки. Вальницькі сталі. Особливості їх хімічного складу. Термічна обробка.

Інструментальні матеріали. Умови експлуатації інструменту. Вимоги до властивостей матеріалів та їх легування. Сталі для різального інструменту. Вуглецеві та низьколеговані нетеплостійкі сталі. Особливості їх термообробки. Швидкорізальні сталі, хімічний склад, особливості структури. Термічна обробка, яка забезпечує високу червоностійкість. Особливості структури і властивостей швидкорізальних сталей, отриманих методом порошкової металургії. Тверді сплави. Теплостійкість та різальні властивості. Сталі для вимірювальних інструментів, їх хімічний склад, основні вимоги до структури та властивостей, особливості термічної обробки. Штампові сталі для холодного та гарячого деформування, їх класифікація в залежності від умов експлуатації. Принципи легування, особливості термообробки.

Техніко-економічна характеристика машинобудівних матеріалів. Порівняльна оцінка різноманітних матеріалів за конструктивною міцністю, надійністю, коштовністю. Оцінка техніко-економічної ефективності під час заміни одного матеріалу на інший.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1

Класифікація легованих сталей за структурою у відпаленому та нормалізованому станах. Вплив легувальних елементів на критичні та концентраційні точки

Мета роботи – вивчити вплив легувальних елементів на структуру сталі; навчитися в залежності від хімічного складу визначати структурний клас сталі у рівноважному та нормалізованому станах.

1.1 Загальні відомості

В сучасних машино- та приладобудуванні у зв'язку із тим, що вуглецеві сталі не завжди відповідають вимогам до матеріалів, з яких виготовляють деталі машин, конструкції та інструменти, широке використання набули сталі, до складу яких окрім заліза, вуглецю та постійних домішок спеціально введена деяка кількість інших елементів, найчастіше за все металів. Ці домішки називають легувальними елементами (л.е.), а такі сталі – легованими сталями.

Легувальними елементами називають хімічні елементи, що спеціально введені в сталь для одержання потрібних структури, фізико-хімічних та механічних властивостей. *Леговані сталі* – це сплави на основі заліза, до хімічного складу яких спеціально введені л.е., що при певних засобах виробництва та обробки забезпечують необхідні структуру та властивості.

1.1.1 Вплив легувальних елементів на структуру сталі. Основними л.е. в сталях є Mn, Si, Cr, Ni, Mo, W, Co, Ti, V, Zr, Nb, B. В деяких сталях легувальними елементами можуть бути також Se, Ta, Cu, Ce, La та ін. Такі елементи, як P, S, N, H, O, Sn, Sb, Pb, As, Bi – шкідливі домішки в сталях. В окремих випадках P, S, N, Pb можуть спеціально додаватися до складу сталі в незначній кількості. Взагалі вміст л.е. в сталі може коливатися від тисячних часток відсотку до десятків відсотків.

Л.е., що введені до складу сталі, не є самостійними компонентами, а можуть утворювати такі фази:

- *тверді розчини* - леговані ферит та аустеніт. Легований ферит (або аустеніт) уявляє собою багатокомпонентний твердий розчин по типу заміщення або втілення легувальних елементів та домішок в α -

(або γ -) залізі. Всі л.е., за винятком **C**, **N**, **H** та частково **B**, утворюють тверді розчини заміщення внаслідок заміни частини атомів заліза атомами цих елементів;

- *легований цементит або спеціальні карбіди*. В сталях карбіди утворюються тільки перехідними металами, що розташовані в періодичній системі елементів ліворуч заліза (рис.1.1). До елементів, що утворюють карбіди, відносять **Mn**, **Cr**, **Mo**, **W**, **V**, **Nb**, **Ta**, **Ti**, **Zr** (при цьому спроможність карбідоутворення зростає у приведеному ряді зліва направо). Елементи **Si**, **Al**, **Ni**, **Cu**, **Co** є некарбідоутворювачами. При низькому вмісті в сталі таких карбідоутворювачів, як **Mn**, **Cr**, **Mo** та **W**, вони розчиняються в ґратці цементиту, заміщують в ньому атоми **Fe**, тобто утворюють легований цементит M_3C , наприклад, $(Fe,Mn)_3C$. Підвищений вміст **Cr**, **Mo**, **W** призведе до утворення спеціальних карбідів типу MC , M_2C , M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$, наприклад, W_2C , $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Сильні карбідоутворювачі **Ti**, **Nb**, **V**, **Zr** майже не розчиняються в цементиті та утворюють самостійні спеціальні карбіди типу MC , наприклад, VC , NbC . *Спеціальними* називають карбіди, що утворилися з участю карбідоутворювачів та мають відмінну від цементиту формулу та кристалічну ґратку; які вони утворюють в сталях;

Група Період	IV		V		VI		VII		VIII			
							Mn_7C_3					
1-й довший	TiC		VC		$Cr_{23}C_6$ Cr_7C_3		$Mn_{23}C_6$ Mn_7C_3		Fe_3C	$Fe_{2-3}C$	$[Co_3C]$	$[Ni_3C]$
	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$
	TiN		VN		CrN		Mn_4N		Fe_4N $Fe_{16}N_{11}(\epsilon)$	$[Co_3N]$	$[Ni_3N]$	
2-й довший	ZrC		NbC		Mo_2C MoC							
	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$							
	ZrN		NbN		Mo_3N MoN							
3-й довший	HfC		TaC		W_2C WC							
	$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$		$\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$							
	HfN		TaN		W_2N WN							

Умовні позначення:

Тип ґратки

- $\square$ ОЦК
- $\square$ ГЦК
- Δ Гексагональна
- $\boxtimes$ Складний куб
- $\diamond$ Ромбічна

Карбіди елемента, їх кристалічні ґратки

Fe_3C $Fe_{2-3}C(\epsilon)$
 $\square$ $\square$ Δ $\boxtimes$ $\diamond$
 Fe_4N $Fe_{16}N_{11}(\epsilon)$

Елемент, його кристалічні ґратки та будова зовнішніх електронних оболонок

Нітриди елемента, їх кристалічні ґратки

Fe_3N $Fe_{16}N_{11}(\epsilon)$

[] Фази в сталі не утворюються (нестійкі)

Рисунок 1.1 – Структура d-перехідних металів, а також карбідів та нітридів

- *нітриди (карбонітриди)*. В легованих сталях всі карбідоутворювачі, а також **Al**, можуть утворювати нітриди типу **MN**, **M₂N**, **M₄N** (**TiN**, **AlN**, **Mo₂N**, **Fe₄N**) або комплексні сполуки карбідів та нітридів – карбонітриди (позначаються формулою, в якій знаходяться всі елементи, що входять до їх складу: **V(C,N)**, **(V,Nb)(C,N)** або **(V,Nb,Ti)(C,N)**);

- *інші неметалеві сполуки*, які утворюють і л.е. (наприклад, **B** утворює бориди типу **M₃B₂ – (Mo,Ti,Cr)₃B₂**), і постійні домішки в сталі (наприклад, оксиди, сульфід та ін. - **Al₂O₃**, **V₂O₅**, **MnS**, **FeS**);

- *інтерметалідні сполуки*. Фази, що утворюються в результаті взаємодії основного компонента сплаву із легувальними елементами або легувальних елементів між собою, називають інтерметалідними сполуками або інтерметалідами. Різновидами інтерметалідних сполук є електронні сполуки (**FeAl**, **NiAl**), топологічно щільнопаковані (σ -фази – **FeCr**), фази Лавеса типу **A₂B** (**Fe₂Mo**, **Co₂Ti**) та геометрично щільнопаковані фази типу **A₃B** (наприклад, γ' -фаза – **Ni₃Al**, **Ni₃(Al,Ti)**).

Майже всі л.е. змінюють температури поліморфних перетворень заліза (рис.1.2), температури евтектоїдної (рис.1.3) та евтектичної реакцій, впливають на розчинність вуглецю в аустеніті (т.Е) та його вміст в евтектоїді (т.С) (рис.1.4).

Л.е. за впливом на температуру поліморфних перетворень (рис.1.2,а,б) поділяють на *ауθενітостабілізатори* (**Ni**, **Mn**, **Cu**, **N**, **C**) та *феритостабілізатори* (**Cr**, **W**, **Mo**, **V**, **Nb**, **Ti**, **Al**, **Si** тощо). Елементи першої групи знижують температуру точки **A₃** та підвищують температуру точки **A₄**, тобто розширюють γ -область. Якщо кількість л.е. перевищує концентрацію, що відповідає точці **b** (рис.1.2,а), то кристалічна ґратка аустеніту ГЦК стає стійкою при кімнатних температурах; сталі із такою структурою звуться аустенітними. При введенні феритостабілізаторів, навпаки, температура точки **A₃** підвищується, а **A₄** – знижується, тобто температурний інтервал стійкості аустеніту зменшується та γ -область замикається (рис.1.2,б). Однофазні сплави з ОЦК-ґраткою, стійкі при будь-якій температурі до лінії солідус, звуться феритними. У відсутності вуглецю **Cr** замикає γ -область при 12,5% (точка **c**), **Si** – при 2,5%, **V** – при вмісті 1%.

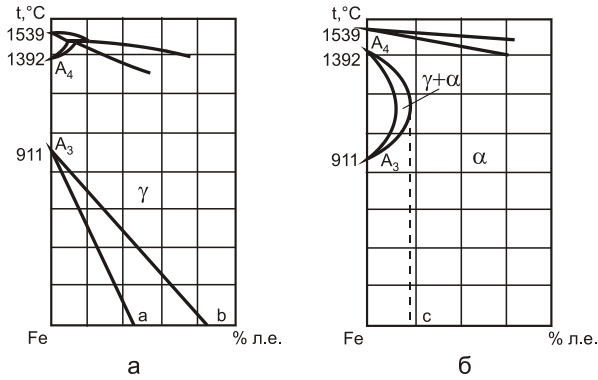


Рисунок 1.2 – Схема впливу легувальних елементів на положення точок A_3 та A_4

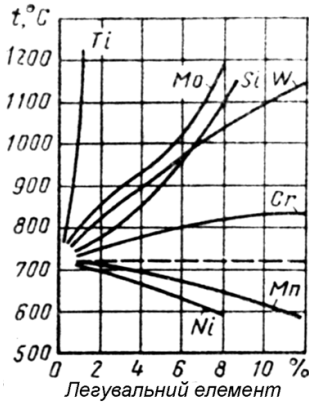


Рисунок 1.3 – Вплив легувальних елементів на температуру A_{C1}

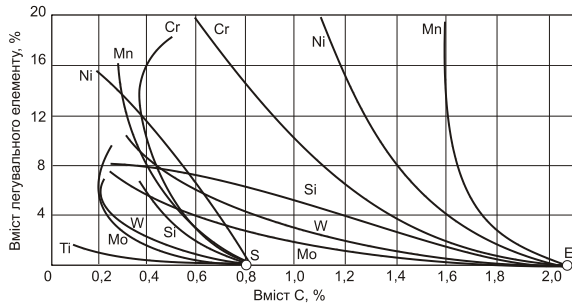


Рисунок 1.4 – Вплив легувальних елементів на положення точок S та E діаграми стану системи залізо-вуглець

Карбідоутворювачі зсувають положення ліній PSK, GS та SE в сторону більш високих температур, а некарбідоутворювачі – навпаки, в сторону більш низьких температур. Вплив деяких л.е. на положення евтектоїдної лінії при нагріванні показано на рис.1.3. В складнолегованих сталях, що містять елементи і першої, і другої групи, зміщення критичних температур залежить від кількісного співвідношення цих елементів.

Завдяки легуванню змінюється положення концентраційних точок S та E на діаграмі **Fe-Fe₃C** (рис.1.4). Максимальна кількість вуглецю, яка розчиняється в аустеніті (точка E) зменшується, що призводить до зсуву вліво лінії SE, тому ледебурит у структурі легованих сталей з'являється при менших, ніж 2,14% концентраціях вуглецю. Так, у сталі з 4%W ледебурит спостерігається при наявності ~1%C. Також більшість л. е. при розчиненні в фериті та заміні частини атомів заліза в його ґратці, зменшують вміст заліза в перліті, що призводить до зсуву точки S у бік менших концентрацій вуглецю, тобто ліворуч.

1.1.2 Маркування легованих сталей. Марка легованої сталі складається із сполучення букв та цифр, що вказують її хімічний склад. Згідно з ГОСТ 4543-71 л.е. позначають таким чином: хром – X, нікель – Н, марганець – Г, кремній – С, молібден – М, вольфрам – В, титан – Т, ванадій – Ф, кобальт – К, алюміній –Ю, мідь – Д, ніобій – Б, бор – Р, цирконій – Ц, азот – А (в середині марки), рідкоземельні метали – Ч. Цифра, що стоїть після букви, показує приблизну кількість л.е. у відсотках. Якщо цифра відсутня, то концентрація л.е. менше або приблизно дорівнює одному відсотку.

Цифри(а) на початку марки легованої сталі вказує на середню концентрацію вуглецю. В конструкційних сталях на початку марки ставлять дві або три цифри, що показують вміст вуглецю в сотих частках відсотку; в інструментальних ставлять або одну цифру, що вказує на вміст вуглецю в десятих частках відсотку, або жодної – якщо його вміст становить 1...2%. Буква А в кінці марки вказує на те, що сталь високоякісна (наприклад, 30ХГСА), у випадку коли вона стоїть на початку марки, це автоматна сталь (А35Г2), а якщо знаходиться в середині марки – в сталі присутній азот (16Г2АФ). В кінці марки особливо високоякісної сталі ставлять букву Ш (30ХГС-Ш). Наприклад, марка конструкційної сталі 12ХН3А означає, що сталь містить 0,12%C (0,09...0,16%), близько 1%Cr (0,6...0,9%), близько 3%Ni (2,75...3,15%) та є високоякісною. В інструментальній сталі ХВСГ міститься близько

1%С (0,90...1,05%), 1%Cr (0,6...1,1%), 1%Si (0,65...1,0%), 1%Mn (0,6...0,9%). Якщо інструментальна сталь має в своєму складі 0,5...0,6%С, 0,6...0,8%Cr, 1,4...1,8%Ni, 0,4...0,7%W, то її марку слід записати як 5ХНВ.

Деякі групи сталей мають додаткові позначення: марки вальницьких сталей починаються із букви Ш, швидкорізальних – із букви Р, магнітотвердих – із букви Е. Нестандартні сталі позначаються буквами ЭИ (Э завод “Електросталь”, И – дослідницька), ДИ (Д – завод “Дніпроспецсталь”, И – дослідницька) та порядковим номером, наприклад, ЭИ437, ДИ-3.

1.1.3 Класифікація легованих сталей. Леговані сталі класифікують за хімічним складом, якістю, структурою та призначенням.

За хімічним складом, в залежності від концентрації вуглецю сталі поділяють на *низьковуглецеві* (<0,3%), *середньовуглецеві* (0,3...0,7%) та *високовуглецеві* (>0,7%). В залежності від л.е., що введені до складу сталі, розрізняють хромисті, хромонікелеві, хромовольфрамолібденові сталі та інші.

В залежності від кількості л.е. розрізняють *низьколеговані* (<5% л.е.), *середньолеговані* (5...10% л.е.) та *високолеговані* (>10% л.е.) сталі.

За якістю в залежності від присутності шкідливих домішок (S та P) сталі поділяють на *якісні*, *високоякісні* та *особливо високоякісні*.

За структурою сталі класифікують в рівноваговому або відпаленому стані (охладження із піччю) та нормалізованому (охладження на повітрі). При цьому оцінюється структура зразків невеликого розміру.

Сталі у відпаленому стані можуть бути поділені на такі основні класи:

- *доевтектоїдні* (структура – перліт та ферит), наприклад, 40ХНМА, 65Г, 20Х13;
- *евтектоїдні* (структура – перліт), наприклад, 60С2А;
- *заевтектоїдні* (структура – перліт та карбіди вторинні), наприклад, ХВГ, 70С3А, 40Х13.

Сталі цих класів, як правило, низьколеговані (конструкційні містять <6% л.е., інструментальні – 1...4% л.е.), але при малій кількості вуглецю можуть бути і високолегованими. Структуру треба визначати з урахуванням впливу л.е. на точку S (рис.1.4). Наприклад, 3% Cr зсувають точку S до 0,6%С, і тому сталь 7Х3 по структурі є заевтектоїдною;

- *ледебуритні або карбідні* (структура – перліт, ледебурит та карбіди вторинні). Ці сталі містять 0,5...2,0%С при сумі л.е. понад 8%, наприклад, X12M, P6M5. Належність сталі до цього класу визначають із урахуванням впливу л.е. на положення точки Е (рис.1.4). Із зсувом точки Е ліворуч частина сплаву під час кристалізації утворює грубу евтектику – ледебурит. Наприклад, 12% **Cr** зсувають точку Е до 0,9%С, тому сталь X12M є ледебуритною;

- *феритні* (структура – ферит або ферит + карбіди), наприклад, 08X18T1, 15X25T. Сталі цього класу мають низький вміст вуглецю ($\leq 0,15\%$) та велику кількість феритостабілізаторів, серед яких головним є хром. Як вище вказувалося, додавання в залізо хрому в кількості $\sim 12,5\%$ призводить до закриття γ -області (точка с на рис.1.2,б). Додавання вуглецю, в свою чергу, призводить до розширення γ -області, тому для її закриття потрібний більший вміст хрому, ніж 12,5%. Структурний клас високохромистої сталі в залежності від співвідношення **Cr** та **C** (у відсутності інших аустенітостабілізаторів) можна визначити за допомогою структурної діаграми системи **Fe-C-Cr** (рис.1.5). В феритних сталях відсутні поліморфні перетворення;

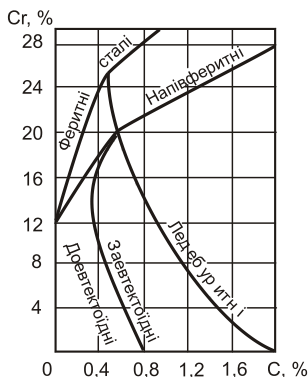


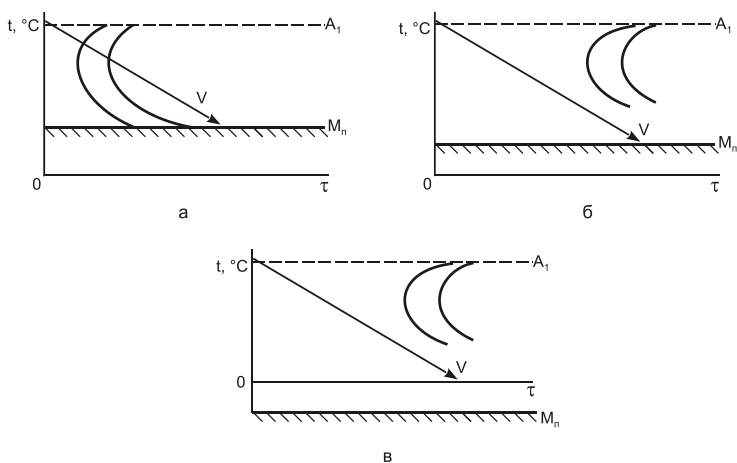
Рисунок 1.5 – Структурна діаграма **Fe-C-Cr**

- *аустенітні* (структура – аустеніт або аустеніт + карбіди), наприклад, 12X18H10T, 15X17AG14. Сталі цього класу мають не тільки велику кількість аустенітостабілізаторів (більше за концентрацію точки **b** на рис.1.2,а), але й хрому. Якщо у складі високохромистої сталі кількість нікелю становить не менше половини від кількості хрому (у відсутності інших феритостабілізаторів), то її структура є аустенітною. Аустенітні сталі також не мають структурних перетворень при нагріванні та охолодженні.

При певних кількостях л.е. можлива часткова фазова перекристалізація ($\alpha \leftrightarrow \gamma$) із утворенням проміжних класів: напівферитного, аустеніто-феритного.

В нормалізованому стані розрізняють такі основні структурні класи:

- *перлітний*. Сталі перлітного класу (наприклад, 40Х, ХВГ) мають невелику стійкість переохолодженого аустеніту (рис.1.6,а) і при охолодженні на повітрі набувають структури перліту, сорбіту або троститу. Це, як правило, вуглецеві та низьколеговані сталі ($\Sigma \text{л.е.} < 5\%$);



а – перлітний клас; б – мартенситний; в – аустенітний

Рисунок 1.6 – Діаграма термкінетичного перетворення аустеніту в сталях різних класів (v – крива швидкості охолодження на повітрі)

- *мартенситний*. Сталі мартенситного класу (наприклад, Р6М5, 40ХН2МА) мають високу стійкість переохолодженого аустеніту (рис.1.6,б) і при охолодженні на повітрі в них відбувається мартенситне перетворення. До цього класу належать середньо- та високолеговані сталі, які у відпаленому стані відносяться до доевтектоїдного, евтектоїдного, заевтектоїдного або ледебуритного класів. Винятком є низьколеговані сталі із нікелем, вміст якого не менше 1,5% (Ni дуже сильно зсуває С-криву праворуч);

- *феритний*;
- *аустенітний*.

Структурні класи аустенітних та феритних сталей після охолодження на повітрі співпадають із класами у відпаленому стані.

Крім вищевказаних основних структурних класів в нормалізованому стані є також проміжні (наприклад, аустеніто-мартенситний, аустеніто-феритний та ін.).

Структурний клас в нормалізованому стані сталей аустенітного, феритного та проміжного класів можна визначити за діаграмою Шефлера (рис.1.7), розрахувавши еквіваленти нікелю та хрому:

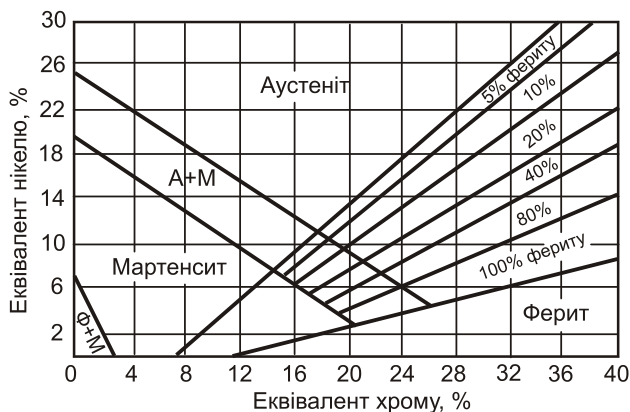
$$E_{Ni} = \%Ni + 30 \times \%C + 0,5 \times \%Mn; E_{Cr} = \%Cr + \%Mo + 1,5 \times \%Si + 0,5 \times \%Nb.$$


Рисунок 1.7 – Структурна діаграма легуваних сталей (нормалізований стан)

Розглянута класифікація за структурою в нормалізованому стані має умовний характер, бо сталь одного й того ж хімічного складу може мати різну структуру в залежності від умов охолодження та розмірів деталей.

За призначенням легувані сталі поділяють на такі групи:

- *конструкційні* (ті, що використовують для виготовлення деталей машин);
- *інструментальні* (ті, що використовують для виготовлення інструментів);
- *сталі та сплави з особливими властивостями* (до цієї групи відносять сталі, що володіють певними різко вираженими властивостями: неіржавіючі, жароміцні, зносостійкі, з особливими магнітними властивостями та ін.).

Знання класифікаційних ознак дозволяє вірно класифікувати сталі за призначенням та обирати режим термічної обробки для отримання потрібних фізико-механічних та технологічних властивостей.

1.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вивчити основні л.е. та фази, які вони утворюють при введенні в сталь, описати вплив л.е. на властивості фериту та аустеніту, на положення точок A_1 , A_3 , A_4 та лінії SE. Засвоїти маркування легованих сталей та їх класифікацію.

1.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

1.3.1 Поняття легувальних елементів та легованих сталей. Основні л.е. в сталях.

1.3.2 Основні фази легованих сталей.

1.3.3 Карбідна фаза в легованих сталях. Елементи карбідо- та некарбідоутворювачі, типи карбідів в легованих сталях.

1.3.4 Неметалеві та інтерметалідні сполуки в сталях.

1.3.5 Особливості маркування легованих сталей.

1.3.6 Вплив л.е. на положення критичних точок A_1 , A_3 , A_4 та концентраційних S та E точок.

1.3.7 Класифікація легованих сталей.

1.3.8 Структурні класи легованих сталей у відпаленому стані.

1.3.9 Структурні класи легованих сталей в нормалізованому стані.

1.3.10 Класифікувати задані викладачем марки сталей за основними ознаками.

1.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Довідники.

1.5 Вказівки з техніки безпеки

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

1.6 Порядок проведення лабораторної роботи

Користуючись довідниковими даними для вказаних марок сталей (табл.1.1) виписати хімічний склад, визначити вміст вуглецю в концентраційних точках S та E; структурні класи в рівноважному та нормалізованому станах, призначення. Заповнити табл.1.1.

Таблиця 1.1 - Основні класифікаційні ознаки сталей

Марка сталі	Хімічний склад, %	Призначення	Вміст С (%) в точках		Структура в рівноважному стані	Структурний клас	
			S	E		у відпаленому стані	в нормалізованому стані
30ХГСА							
18Х2Н4ВА							
60С2А							
4ХВ2С							
Р9Ф4К5							
15Х25Т							
12Х18Н10Т							
08Х22Н6Т							

1.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 1.2,а,б, 1.4, 1.6, таблиця 1.1. Висновки до роботи.

1.8 Рекомендована література

[1, с.341-349, 352-355, 359-364; 2, с.136-145; 3, с.7-18, 32-73; 4, с.78-83, 161-167; 9, с.388-405]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2

Вивчення структурних класів заданих марок легованих сталей з використанням діаграм рівноваги та діаграм перетворення переохолодженого аустеніту

Мета роботи – засвоїти склад основних фаз легованих сталей, вивчити вплив легування на властивості фериту та аустеніту, на стійкість та кінетику перетворення переохолодженого аустеніту.

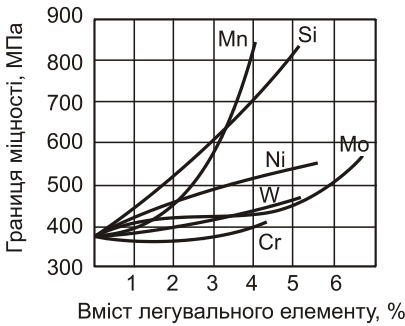
2.1 Загальні відомості

При введенні легувальних елементів (л.е.) до складу сталі, вони можуть певним чином перерозподілятися між фазами: розчинятися в твердому розчині, утворювати хімічні сполуки такі як карбіди, нітриди, інтерметаліди тощо. При аналізі впливу вмісту того чи іншого л.е. на положення критичних точок, стійкість переохолодженого аустеніту, рівень властивостей, слід обов'язково враховувати його перерозподіл між фазами та структурними складовими.

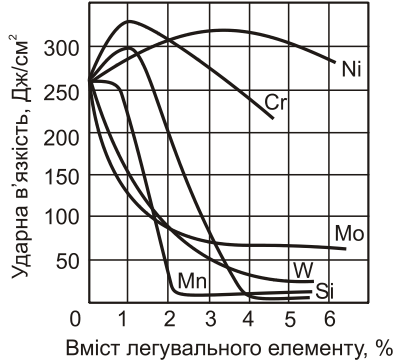
2.1.1 Особливості фаз, що утворюються в легованих сталях.

В легованих сталях ферит є однією з основних структурних складових (в конструкційних сталях його частка може становити більше 90%). При розчиненні в фериті легувальні елементи значно спотворюють ґратку α -заліза, що призводить до підвищення міцності, температурного порогу холодноламкості і твердості фериту та зменшення ударної в'язкості, особливо, якщо концентрація л.е. перевищує 1% (рис.2.1,а,б,в). Найбільш сильно зміцнюють ферит **Si**, **Mn** та **Ni**, тобто елементи, що мають відмінну від α -заліза ґратку. **Cr** в невеликій кількості (1,0...1,5%) підвищує міцність і ударну в'язкість. **Ni** зміцнює ферит при одночасному збільшенні його ударної в'язкості та зниженні порогу холодноламкості. Л.е., за виключенням **Mn** та **Si** при вмісті їх більше за 2,5...3,0%, несуттєво знижують відносно видовження (рис.2.1,г).

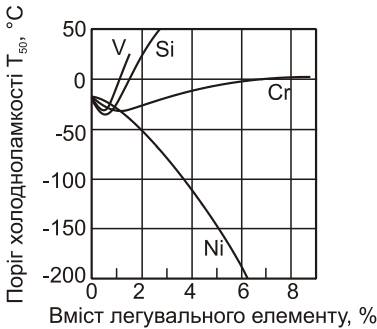
При певному вмісті аустенітостабілізаторів однією з головних структурних складових може стати аустеніт. Для легованого аустеніту характерні низька границя плинності при порівняно високій границі міцності. Аустеніт легко наклепується (тобто швидко та сильно зміцнюється під час деформації). Аустенітна фаза парамагнітна, має високий показник лінійного коефіцієнта теплового розширення.



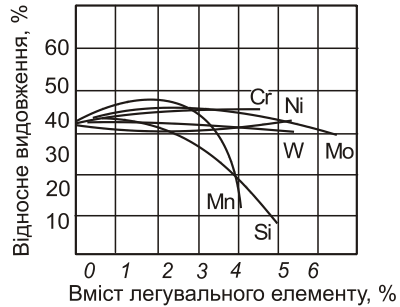
а



б



в



г

а – на міцність фериту; б – на ударну в'язкість фериту;
в – на поріг холодноломкості заліза; г – відносне видовження

Рисунок 2.1 – Вплив легувальних елементів

Легування фериту та аустеніту різними елементами суттєво впливає на поведінку вуглецю (розчинність в твердому розчині, дифузійну рухомість, здатність до виділення тощо). Характеристикою, що визначає поведінку вуглецю (та будь-якого л.е.) в твердому розчині, є його термодинамічна активність. *Коефіцієнт термодинамічної активності γ* компонента характеризує сили зв'язку його з атомами матриці, тобто його рухомість в твердому розчині, здатність компонента залишатися розчиненим або виділятися з розчину. Багато процесів фазових перетворень, що відбуваються в сталі, визначаються термодинамічною активністю вуглецю та л.е.

Відношення коефіцієнтів термодинамічної активності вуглецю в легованому та нелегованому залізі (γ^l/γ_c) уявляє собою відносний коефіцієнт термодинамічної активності вуглецю f_c . Він характеризує собою вплив л.е. на активність вуглецю в залізовуглецевому сплаві.

Л.е., що знаходяться в розчині, змінюють міцність зв'язку між атомами металу та вуглецю. Карбідоутворювачі будуть збільшувати міцність зв'язку вуглецю з атомами л.е. в твердому розчині, вони збільшують вірогідність знаходження атомів вуглецю в міжвузлях поблизу вузлів ґратки, що зайняті атомами карбідоутворювача, «притягують» до себе атоми вуглецю та знижують рухомість вуглецю в твердому розчині, тобто зменшують його термодинамічну активність. Некарбідоутворювачі, що заміщують атоми заліза в твердому розчині, навпаки, будуть «відштовхувати» атоми вуглецю, підвищувати їх рухомість, тобто збільшують його термодинамічну активність, при цьому буде виявлятися тенденція до виділення вуглецю з твердого розчину.

Узагальнені дані про вплив л.е. на відносний коефіцієнт термодинамічної активності вуглецю в аустеніті приведені на рис.2.2. Необхідно зазначити, що л.е. мають вплив на термодинамічну активність вуглецю в твердому розчині лише тоді, коли вони є розчиненими в ньому.

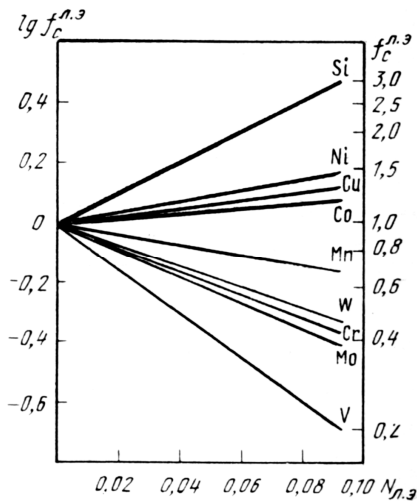


Рисунок 2.2 – Вплив концентрації мольної частки ($N_{л.з.}$) на відносний коефіцієнт термодинамічної активності вуглецю в аустеніті ($f_c^{л.е.}$) при 1000°C

Карбідоутворювачами в сталі є метали з d-електронною смугою, що заповнена менше, ніж у заліза: **Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ta, Ti, Zr**. Чим більш ліворуч по відношенню до заліза знаходиться в періодичній системі карбідоутворювач (див.лаб.роб.№1 рис.1.1), тим в більшій мірі недобудованою є його d-електронна смуга, більш суттєво знижується f_c та більшу карбідоутворювальну здатність він має. Тому спроможність карбідоутворення зростає у приведеному ряді зліва направо. **Si, Al, Ni, Cu, Co** – елементи-некарбідоутворювачі.

Всі перехідні метали утворюють в сталі по 2-3 карбіди із різною складною кристалічною структурою. В сталях можуть утворюватися карбідні сполуки 2-х груп:

- до I-ої групи відносять карбіди типу M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_3 (такі сполуки утворюють **Mn, Cr**), M_6C (утворюють **Fe, Mo, W**), наприклад, Fe_3C , $(Fe,Mn)_3C$, $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Fe_3W_3C ;

- до II-ої групи відносять фази втілення, тобто карбіди типу MC , M_2C (їх утворюють **Mo, W, Ti, Zr, Nb**), наприклад, Mo_2C , W_2C , WC , VC , NbC , $(Ti,V)C$ (тут під **M** розуміють суму карбідоутворювачів).

Карбіди, що віднесені до I-ої групи, мають складну кристалічну будову, карбіди II-ої групи, навпаки, мають просту кристалічну ґратку, але на відміну від карбідів I-ої групи, важко розчиняються в аустеніті навіть при дуже високому нагріві. В чистому вигляді вищевказані карбіди не існують. Карбіди всіх л.е. містять в розчині залізо, а при наявності декількох карбідоутворювачів ще і ці елементи (наприклад, $(Fe,Mn,Cr)_{23}C_6$).

Нітридоутворювальна здатність вищевказаних елементів також зростає від **Mn** до **Zr**.

Метали IV-V груп утворюють однотипні монокарбіди, мононітриди MC (**MN**), що мають кристалічну ґратку типу **NaCl**. Ця ґратка уявляє собою дві ГЦК підґратки: металеву та неметалеву, що якби вставлені одна в іншу із зміщенням на половину параметра (рис.2.3). Атоми вуглецю та азоту заповнюють октаедричні пори. Але не всі пори заповнені атомами втілення, деякі з них залишаються вакантними, із-за чого фази MC (**MN**) не мають чіткого стехіометричного складу та формули, і в загальному виді позначаються як MeC_x (MeN_x), де значення x , як правило ≤ 1 : $TiC_{1,0-0,28}$; $VC_{0,96-0,75}$; $ZrN_{1,0-0,55}$; $VN_{1,0-0,72}$.

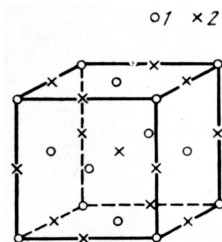


Рисунок 2.3 – Гратка типу NaCl , 1 – Me , 2 – C(N)

Перехідні метали VI-VIII груп утворюють в сталі по 2...3 карбіда з різними складними кристалічними структурами (див. лаб. роб. №1 рис.1.1). Карбіди WC й MoC та карбіди W_2C й Mo_2C мають відповідно просту та щільнопаковану гексагональну гратку.

Карбід Cr_7C_3 із складною гексагональною граткою утворюється найчастіше в конструкційних сталях з відносно невисоким вмістом хрому (до 3...4%); в сталях цей карбід може містити 30...50% хрому, його позначають як $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ або M_7C_3 .

Карбід Cr_{23}C_6 із складною ГЦК граткою утворюється в високолегованих хромистих сталях при високому вмісті хрому (вище 5%). В сталях карбід Cr_{23}C_6 в чистому вигляді не зустрічається, частина атомів металу в ньому буде замінюватися елементами, що входять до складу сталі (Fe (до 35%), Mo , W), тому частіше такий карбід позначають як $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$.

Нітрид CrN утворюється в сталях з азотом, має ГЦК гратку типу NaCl .

Карбід M_6C (η -карбід) із складною ГЦК-граткою, не позначений на рис.1.1 (див.лаб.роб.№1), оскільки до його складу завжди входить декілька металів, тому він є комплексним карбідом. Зазвичай η -карбід утворюється в високолегованих швидкорізальних сталях з високим вмістом молібдену та вольфраму – $(\text{W,Mo,Fe})_6\text{C}$.

Карбіди заліза відносять до найменш стійких в порівнянні з карбідами л.е., основним карбідом заліза є цементит Fe_3C . Цементит має складну ромбічну гратку, елементарна комірка якої містить 96 атомів ($\text{Fe} - 72$, $\text{C} - 24$). Атоми заліза в цементиті можуть замінюватися атомами деяких л.е. Так, необмежено розчиняється в цементиті Mn , при цьому карбід має формулу $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$. Необмежена розчинність марганцю в цементиті пояснюється тим, що Mn утворює карбід Mn_3C ,

подібний до Fe_3C . Розчинність хрому в цементиті складає близько 20%; легований хромом цементит буде мати формулу $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$. **Cr** та **Mn** підвищують стійкість цементиту в сталі. Такі л.е., як **V**, **Nb**, **Ti**, **Zr**, є практично нерозчинними в цементиті.

Карбіди марганцю Mn_{23}C_6 , Mn_7C_3 , Mn_3C , як самостійні, в сталях не утворюються, оскільки їх склад та кристалічні ґратки є подібними до ґраток відповідних карбідів хрому та заліза, й вони створюють з ними комплексний карбід, до складу якого входить марганець, наприклад, $(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})_{23}\text{C}_6$.

Нітриди заліза утворюються в сталі при легуванні її азотом, а також можуть виділятися в процесі старіння сталі, що містить азот навіть в кількостях 0,008...0,01%. В сталі утворюються в основному два типи нітридів – Fe_4N (γ' -фаза) та $\text{Fe}_{16}\text{N}_{1-2}$ (α'' -фаза). Нітрид Fe_4N має аналогічну аустеніту ГЦК-ґратку, в якій атоми азоту розташовані в порядкувано, нітрид $\text{Fe}_{16}\text{N}_{1-2}$ має складну елементарну комірку, що складається з восьми спотворених ОЦК-комірок.

При одночасній присутності в сталі азоту та вуглецю можливо заміщення частини атомів вуглецю азотом в цементиті.

Нітриди марганцю подібні до нітридів заліза. Нітрид алюмінію AlN є одним з найбільш стійких нітридів у сталі, має спотворену гексагональну ґратку та з іншими нітридами не дає комплексних сполук. Алюміній є неперехідним металом і його нітрид неможна віднести до фаз втілення.

Найбільш розповсюдженими інтерметалідними сполуками в легованих сталях є топологічно щільнопаковані фази типу σ -фази, фази Лавеса та геометрично щільнопаковані фази. Важливою ознакою інтерметалідних сполук є наявність в них нової кристалічної ґратки, відмінної від ґраток компонентів, що утворюють фазу.

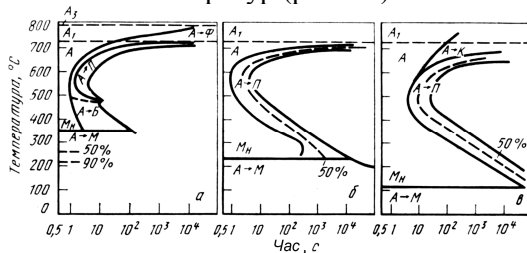
σ -фаза типу FeCr та інші топологічно щільнопаковані фази (наприклад, χ -фаза Fe_3CrMo) мають тетрагональні або складні ромбодричні елементарні комірки. Наявність цих фаз, як правило, окрихчує матеріал, тому вони є небажаними. Фази Лавеса – сполуки типу A_2B зазвичай мають кубічну або гексагональну структуру, можуть утворюватися компонентами, що розташовані в будь-якому місці періодичної системи (Fe_2Mo , Fe_2W , $(\text{Fe}, \text{Si})_2\text{Mo}$). Присутність фаз Лавеса часто супроводжується окрихчуванням при кімнатній температурі, але можна досягти їх позитивного впливу на підвищення жароміцності

сталей та сплавів. Геометрично щільнопаковані фази типу A_3B уявляють собою виділення впорядкованих ГЦК (γ'), ОЦТ (γ'') та гексагональних щільнопакованих η -фаз з аустенітної матриці та мають когерентний зв'язок з нею. В сполуках типу A_3B більш електровід'ємні елементи – такі, як **Fe, Co, Ni**, відповідають елементу **A**, а такі як **Al, Ti, Nb** – елементу **B** ($Ni_3(Al,Ti,Nb)$). Наявність фаз типу A_3B фаз має позитивний вплив на властивості сталей та сплавів.

Таким чином, з інтерметалідних фаз найбільш позитивний вплив на зміцнення сплавів мають сполуки типу A_3B , а також деякі фази Лавеса. Виділення σ -фази та їй подібних топологічно щільнопакованих фаз викликає різке окрихчування сплавів.

2.1.2 Вплив легувальних елементів на стійкість та кінетику перетворення переохолодженого аустеніту. Стійкість переохолодженого аустеніту до перетворення характеризується діаграмами ізотермічного перетворення аустеніту (С-кривими). Зміна вмісту вуглецю та легування аустеніту впливають на кінетику перлітного, проміжного перетворень та температуру початку мартенситного перетворення.

Звісно, що підвищення вмісту вуглецю в аустеніті призводить до зсування С-кривих праворуч та до зсування мартенситного перетворення до більш низьких температур (рис.2.4).



а – доєвтектоїдна сталь (0,45%); б - евтектоїдна сталь (0,8%);
в - заєвтектоїдна сталь (1,2%)

Рисунок 2.4 – Діаграми ізотермічного перетворення аустеніту в вуглецевих сталях

Некарбідоутворювачі (**Ni, Al, Si, Cu**) принципово не змінюють вид С-кривої, зсувають її вниз за температурною шкалою та підвищують стійкість аустеніту, тобто зсувають лінії діаграми праворуч. Виняток – **Co**, що зменшує час до початку перетворення.

Карбідоутворювачі (**Cr, Mo, W, V** тощо) суттєво змінюють вид діаграми та кінетику перетворення, розділяють області перлітного та

бейнітного перетворень із появою області підвищеної стійкості аустеніту між ними. На рис.2.5 приведені дані щодо впливу **Ni** та **Cr** – як некарбідоутворювача та карбідоутворювача на характер діаграми ізотермічного перетворення аустеніту.

Легувальні елементи по-різному впливають на перлітне, проміжне та мартенситне перетворення.

В перлітній області всі л.е., за винятком кобальту (якщо вони переведені в аустеніт при нагріванні), збільшують стійкість переохолодженого аустеніту. Значний вплив мають **Mo** та **Mn**, дещо слабше діють **Cr** та **Ni**. В доєвтектоїдних сталях л.е. можуть по-різному впливати на виділення надлишкового фериту та утворення феритокарбідної суміші (ФКС): **Si** та **Al** прискорюють процес утворення надлишкового фериту, але уповільнюють розпад на ФКС; **Mn** та **Ni** уповільнюють обидва процеси. Збільшення вмісту вуглецю суттєво зменшує швидкість утворення надлишкового фериту в доєвтектоїдних сталях та збільшує швидкість утворення надлишкового карбіду в заєвтектоїдних сталях, а швидкість утворення ФКС максимальна при його концентрації, наближеній до евтектоїдної.

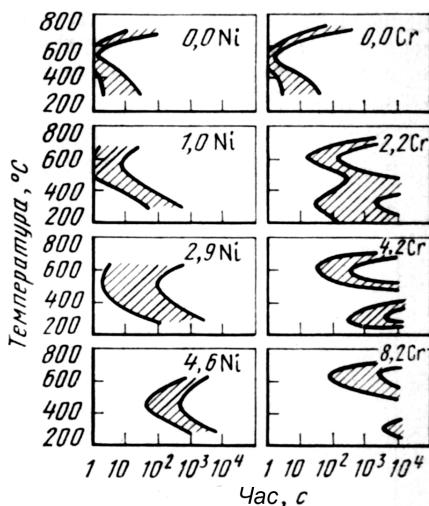


Рисунок 2.5 – Вплив нікелю та хрому на характер діаграм ізотермічного перетворення аустеніту сталі з 0,5%С

В проміжній області найбільш ефективно збільшують стійкість аустеніту вуглець та азот. Л.е. (**Mn**, **Cr**, **Ni**, **Mo**, **W** тощо) збільшують

інкубаційний період початку проміжного перетворення, але в значно меншому ступені, ніж при перлітному перетворенні. Проміжне перетворення, на відміну від перлітного, не завершується повним перетворенням аустеніту, частина якого залишається. Легування збільшує кількість аустеніту залишкового при бейнітному перетворенні. Завдяки легуванню проміжне перетворення зміщується в область більш низьких температур, тому в високолегованих сталях воно може співпадати з мартенситним перетворенням (як приклади, бейнітне перетворення в сталях 5ХНМ, 3Х2В8Ф, Р6М5Ф3).

При комплексному легуванні вплив л.е. на стійкість аустеніту є більш складним, ніж адитивний. Так, найбільш сильний ефект збільшення стійкості аустеніту спостерігається при такій системі легування, як **Cr-Ni**, **Cr-Ni-Mo**, **Cr-Mn-V** та ін., при цьому співвідношення л.е. повинно бути приблизно $\text{Ni:Cr} \approx 2:3$, а $\text{Mn:Cr} \approx 1,5:2$.

Л.е. суттєво впливають на температуру початку мартенситного перетворення M_n (рис.2.6). Елементи, що знижують температуру мартенситного перетворення (**Mn**, **Cr** та ін.) сприяють збільшенню кількості аустеніту залишкового після гартування, а **Al** та **Co**, навпаки, зменшують його кількість. Вплив **Co** на збільшення кількості аустеніту залишкового в загартованих високолегованих швидкорізальних сталях пояснюється зміною розчинності в аустеніті інших л.е. Вуглець та азот сильно знижують мартенситну точку.

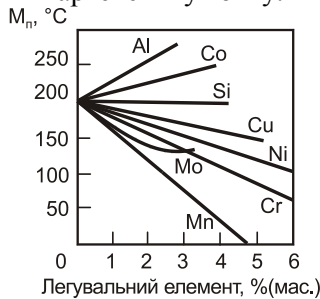


Рисунок 2.6 – Вплив легувальних елементів на температуру початку мартенситного перетворення M_n сталі з 1%С

Кінетика перетворень аустеніту, тобто вид діаграми перетворення, залежить від багатьох факторів та перш за все від хімічного складу аустеніту. В залежності від легування сталей можна виділити шість основних різновидів діаграм ізотермічного та термокінетичного перетворення переохолодженого аустеніту (рис.2.7).

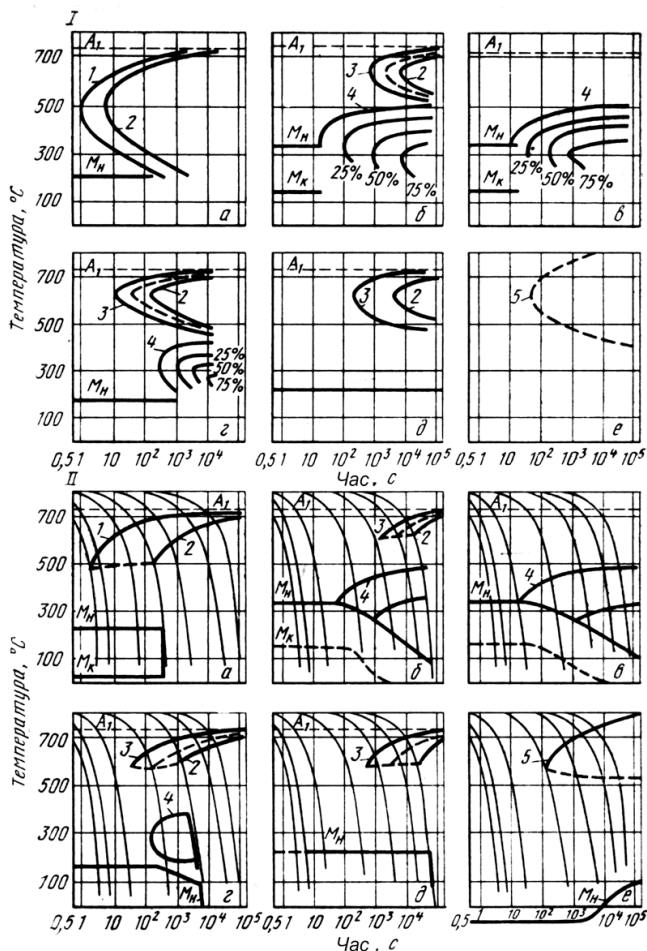
Для *вуглецевих сталей* (наприклад, сталь 30), а також деяких *низьколегованих сталей*, що містять в основному некарбідотворювачі – **Ni, Si, Cu** (60C2A), ізотермічне перетворення аустеніту характеризується С-подібними кривими з одним максимумом (рис.2.7, а). При безперервному охолодженні такої сталі в залежності від швидкості охолодження можуть бути отримані три типи структур: мартенситна, мартенситна та ФКС або тільки ФКС.

Для *легованих сталей*, що містять карбідотворювачі – **Cr, Mo, W, V** та ін. (рис.2.7,б,г) діаграми перетворення мають дві чітко розділені між собою області перлітного та проміжного перетворень, для кожної з котрих характерні свої С-криві. При вмісті вуглецю до 0,4...0,5% в конструкційних сталях (наприклад, 20Х2Н4А, 30ХГС) перлітне перетворення є зсунутим праворуч по відношенню до проміжного (рис.2.7, б), а при більшому вмісті вуглецю (інструментальні сталі типу 7Х3, ШХ15 тощо), навпаки, перлітне перетворення знаходиться лівіше відносно бейнітного (рис.2.7, г).

Для *хромонікельмолібденових та хромонікельвольфрамкових сталей* (18Х2Н4МА) із вмістом вуглецю в межах 0,15...0,25% (рис.2.7,в) характерна висока стійкість переохолодженого аустеніту в перлітній області та мала стійкість переохолодженого аустеніту в проміжній, внаслідок чого перлітне перетворення на С-діаграмі відсутнє.

В *високолегованих хромистих сталях типу 30Х13, 40Х13* (рис.2.7,д) проміжне перетворення може бути сильно загальмовано та зсунуто в область температур мартенситного перетворення, внаслідок чого на діаграмах перетворення аустеніту присутнє лише перлітне перетворення, а бейнітне відсутнє.

В *сталях аустенітного класу*, а саме в високолегованих сталях типу 37Х12Н8Г8МФБ (рис.2.7,е) завдяки високому вмісту **Cr, Ni, Mn** та **C** температура початку мартенситного перетворення знаходиться нижче кімнатної, й перетворення аустеніту на ФКС та бейніт практично не спостерігається. Через підвищений вміст вуглецю в аустеніті цих сталей при переохолодженні можливо утворення надлишкових спеціальних карбідів.



- а – вуглецеві та низьколеговані сталі, що не містять карбідотворювачів;
 б – леговані сталі (до 0,4...0,5%С), що містять карбідотворювачі;
 в – леговані хромом, нікелем, молібденом (вольфрамом) сталі з низьким вмістом вуглецю (до 0,2...0,25%); г – леговані сталі, що містять карбідотворювачі (вище 0,4...0,5%С); д – високолеговані сталі з високим вмістом хрому; е – високолеговані аустенітні сталі
 1 – початок перетворення; 2 – кінець перетворення; 3 – початок утворення ФКС; 4 – початок утворення бейніту;
 5 – початок виділення карбідів

Рисунок 2.7 – Основні різновиди діаграм (I – ізотермічні; II – термкінетичні) перетворення переохолодженого аустеніту

2.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вивчити склад основних фаз легованих сталей, вплив легування на властивості фериту та аустеніту; засвоїти вплив л.е. та вуглецю на стійкість переохолодженого аустеніту, положення т. M_n та кінетику перетворень аустеніту.

2.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

2.3.1 Леговані ферит та аустеніт; їх властивості.

2.3.2 Карбідо- та некарбідоутворювачі. Їх вплив на коефіцієнт термодинамічної активності вуглецю f_C .

2.3.3 Типи карбідів та нітридів в легованих сталях.

2.3.4 Інтерметалідні сполуки.

2.3.5 Вплив легування на перлітне, проміжне та мартенситне перетворення.

2.3.6 Основні види діаграм ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту.

2.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Довідники, діаграми ізотермічного та термодинамічного перетворення переохолодженого аустеніту.

2.5 Вказівки з техніки безпеки

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

2.6 Порядок проведення лабораторної роботи

2.6.1 Для заданих марок сталей підібрати рівно вагові діаграми рівноваги та діаграми ізотермічного та термодинамічного перетворення переохолодженого аустеніту. Із використанням діаграм та літературних джерел дати характеристику цим сталям. Дані занести в таблицю 2.1.

2.6.2 Для однієї із сталей, що задані викладачем, підібрати відповідну діаграму стану, зарисувати її. Провести лінію сплаву та описати перетворення в ньому при охолодженні. Дати характеристику отриманої структури. Вказати фазовий склад.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад, призначення структура та структурні класи у відпаленому та нормалізованих станах легованих сталей

Марка сталі	Хімічний склад, %	Призначення	Структура в стані		Структурний клас	
			відпаленому	нормалізованому	відпаленому	нормалізованому
40X13						
5XHM						
P6M5Ф3						
40XH2MA						
70C2						
XBG						
X12B						

2.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Рисунки 2.6, 2.7 (ізотермічні діаграми), заповнена таблиця 2.1. Виконане завдання п.2.6.2.

2.8 Рекомендована література

[1, с.349-359; 2, с.140-144; 3, с.32-107; 9, с.388-405]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

Дослідження впливу хрому на структуру та властивості сталей

Мета роботи – на прикладі сталей У10, ШХ15 та Х12М вивчити вплив хрому на режими термічної обробки, структуру та твердість сталі.

3.1 Загальні відомості

Хром є одним з найважливішим л.е. в спеціальних сталях. Майже кожна марка конструкційної та інструментальної сталі містить в собі цей елемент. Невід’ємним він є і в корозійностійких та жароміцних матеріалах, в більшості зносостійких.

3.1.1 Система залізо-хром. Хром – метал з ОЦК-граткою, відноситься до л. е., що звужують γ -область; не має поліморфних перетворень. Температура плавлення хрому 1850°C . На рис. 3.1 приведена діаграма стану **Fe-Cr**. Як можна побачити, в температурному інтервалі існування γ -фази інтерметалідних сполук немає. В гетерогенній $\alpha+\gamma$ -області вище 900°C більш збагачені на хром α -тверді розчини знаходяться в рівновазі з більш збідненими γ -розчинами; навпаки, від 900 до 850°C в області від 0 до $8,5\%$ **Cr** γ -розчин більш збагачений на хром, ніж α -розчин. Це свідчить про те, що в усіх випадках, коли в легованих стабілізаторами аустеніту (**C**, **Mn**, **Ni** та ін.) залізохромистих сплавах з’являється $\alpha+\gamma$ -структура, кристали α -фази, збагачені на хром. При вмісті хрому приблизно до 8% температура A_3 знижується до $\sim 850^{\circ}\text{C}$ та тільки потім сильно підвищується. Таким чином, γ -область закривається приблизно при 12% **Cr** (1000°C), а границя $\alpha+\gamma$ -області знаходиться при $\sim 12,5\%$ **Cr** (1000°C). За $12,5\%$ **Cr** в сплавах **Fe-Cr** знаходиться однофазна область з ОЦК-граткою. Феритом в сплавах **Fe-Cr** та в хромистій сталі називають як α -, так і δ -тверді розчини. При температурі нижче 900°C в високохромистих сплавах з’являється нова фаза – інтерметалідна сполука **FeCr** (середній вміст хрому $\sim 45\%$ за масою), яка називається σ -фазою. σ -фаза виділяється із α -фази при повільному охолодженні або тривалій витримці при понижених температурах. Високі твердість та крихкість σ -фази робить її небажаною в хромистій сталі.

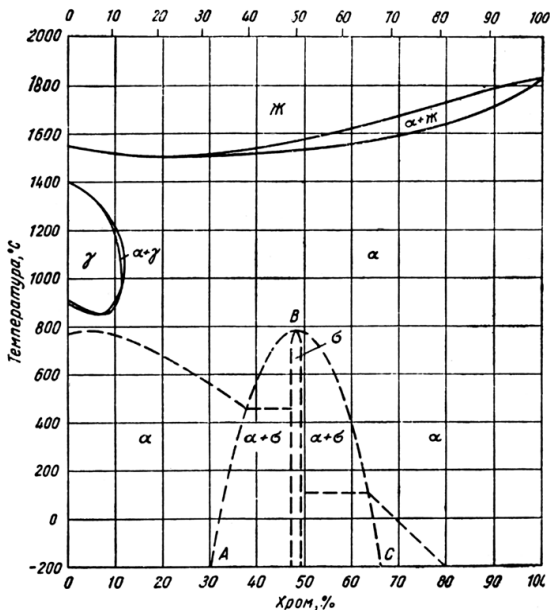


Рисунок 3.1 – Система Fe-Cr

3.1.2 Сплави залізо-хром-вуглець. Важливими властивостями хрому є:

- обмеження γ -області;
- велика схильність до утворення спецкарбідів.

Спорідненість хрому до вуглецю значно більша, ніж спорідненість заліза, що обумовлює утворення в сталі більш стійких спеціальних карбідів. З трьох існуючих в системі **Cr-C** карбідів – кубічного **Cr₂₃C₆**, тригонального **Cr₇C₃** та орторомбічного **Cr₃C₂** – в практично використовуваних сплавах **Fe-C-Cr** спостерігаються тільки два перші. В сплавах з малим вмістом хрому присутній також цементит **(Fe,Cr)₃C**, в якому може розчинятися значна кількість хрому (10...20%). В карбіді **Cr₇C₃** розчиняється до 30...50%, а в карбіді **Cr₂₃C₆** – 35% заліза (**(Cr,Fe)₇C₃** та **(Cr,Fe)₂₃C₆**).

Більшу спорідненість хрому до вуглецю в порівнянні із залізом необхідно враховувати при розгляді таких особливостей впливу хрому:

- протилежний вплив **Cr** та **C** на протяжність обмеженої γ -області;

- вплив **Cr** на перетворення в сплавах **Fe-C-Cr**;
- вплив **Cr** на перетворення при відпусканні загартованих сплавів **Fe-C-Cr**.

Введення хрому в сталь призводить до зсуву точок S та E ліворуч, тобто в бік менших концентрацій вуглецю; отже структури перліту та ледебуриту в хромистих сталях отримуються при меншому вмісті вуглецю – 0,8 та 2,14% відповідно.

Критична точка A_1 з підвищенням вмісту хрому зсувається до більш високих температур (рис. 3.2). Перлітне перетворення в хромистих сталях відбувається в деякому інтервалі температур та значному переохолодженні, так що в першу чергу утворюється збіднений на **Cr** карбід заліза, який при подальшій витримці при температурі перетворення або при подальшому нагріві до цієї температури збагачується на хром та переходить в карбід хрому.

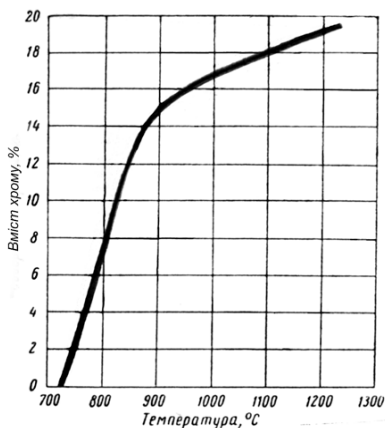


Рисунок 3.2 – Вплив хрому на підвищення температури перлітного перетворення

За рис. 3.3 можна встановити вміст вуглецю та хрому в різних карбідах, а також їх здатність розчиняти **Cr** або **Fe**. При підвищенні вмісту хрому з'являється карбід $(Fe,Cr)_3C$, потім карбід $(Cr,Fe)_7C_3$ і нарешті $(Cr,Fe)_{23}C_6$; в проміжних областях спостерігається змішана структура, що складається з карбідів двох видів із змінним відношенням хрому до вуглецю.

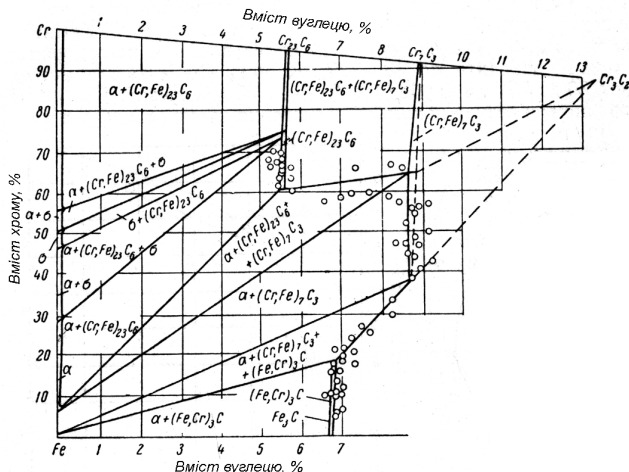
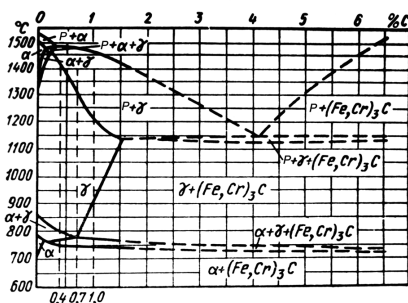
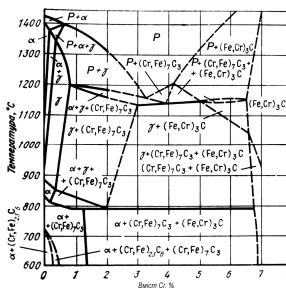


Рисунок 3.3 – Горизонтальний розріз просторової діаграми системи **Fe-Cr-C** при кімнатній температурі

На рис. 3.4 приведені вертикальні розрізи діаграми стану при різному вмісті хрому. При низькому вмісті хрому (рис. 3.4,а) γ -область присутня навіть в безвуглецевих сплавах; при низькому вмісті вуглецю та високому вмісті хрому спостерігається (рис. 3.4,б) безперервний ряд α -твердих розчинів від температури плавлення до кімнатної температури. В сплавах з низьким вмістом вуглецю та високим вмістом хрому карбід $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ при охолодженні перетворюється на карбід $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$.



а



б

а – при 1,6%Cr; б – при 12% Cr.

Рисунок 3.4 – Вертикальний розріз діаграми стану потрійної системи **Fe-Cr-C**

Для класифікації хромистої сталі за структурною ознакою можна наближено користуватися структурною діаграмою **Fe-Cr-C** (див.лаб.роб.№1 рис.1.5).

3.1.3 Вплив хрому та вуглецю на протяжність замкнутої γ -області. Протилежний вплив хрому та вуглецю на положення γ -області після повного розчинення карбідів видно за даними рис. 3.5. Підвищення вмісту хрому інтенсивно звужує гомогенну γ -область. Присутність хрому в низьковуглецевих сталях ефективно обмежує γ -область, а підвищення вмісту вуглецю, навпаки, зміщує межу існування γ -області до більш високого вмісту хрому, але при легуванні одним хромом неможливо отримати аустенітні сплави. В високовуглецевих сталях проявляється здатність хрому зв'язувати вуглець в нерозчинні карбіди.

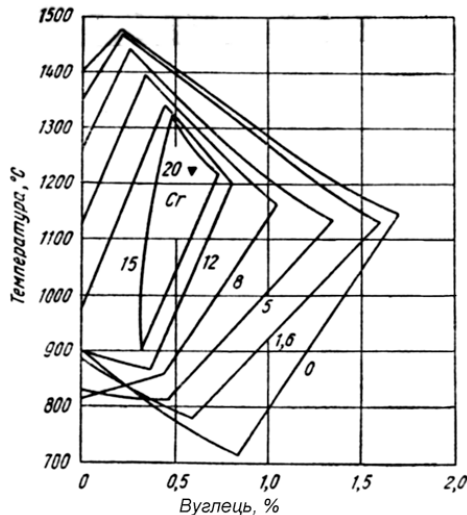


Рисунок 3.5 – Вплив хрому на звуження γ -області в системі Fe-C
(цифри біля кривих – вміст хрому, %)

3.1.4 Вплив хрому на характер перетворення сплавів Fe-Cr-C.

Хром (рис. 3.6) несуттєво зміщує перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ до більш низьких температур в сплавах системи **Fe-Cr** (див.рис. 3.1), але додавання хрому в залізовуглецеві сплави діє таким же чином, як і підвищення вмісту вуглецю. Максимальна швидкість перетворення в перлітній області (тобто “ніс” ізотермічної кривої) зміщується при легуванні хро-

мом до більш високих температур, а тривалість перетворення зростає. Максимум швидкості перетворення в проміжній області зсувається до більш низьких температур та праворуч. Між цими областями розташовується область уповільненого (інертного) перетворення. В 12%-ій хромистій сталі з низьким вмістом вуглецю (рис. 3.7) проміжна область в межах дослідних витримок взагалі відсутня; в такій же 12%-ій хромистій сталі з високим вмістом вуглецю ця область знову з'являється при порівняно низьких температурах та відносно великих витримках, однак і в цьому випадку перетворення залишається незавершеним.

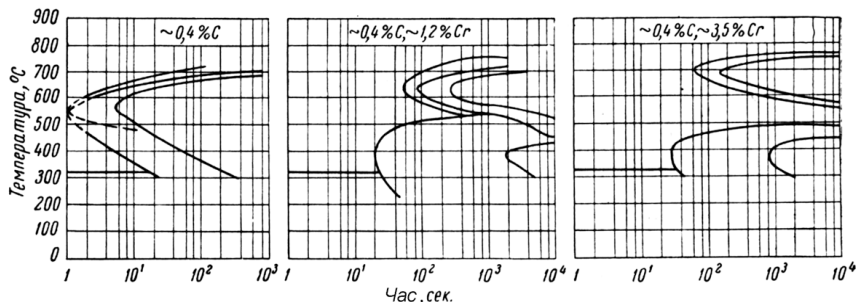
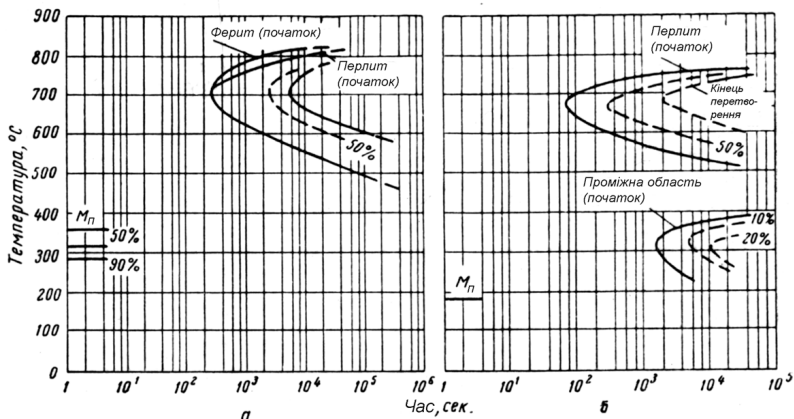


Рисунок 3.6 – Діаграми ізотермічних перетворень переохолодженого аустеніту хромистій сталі з різним вмістом хрому



а – 0,11%С; 12,18% Cr; 0,44% Mn та 0,16%Ni. Температура аустенізації 980⁰С; б – 0,02%С; 12,39% Cr та 0,39% Mn. Температура аустенізації 980⁰С

Рисунок 3.7 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі з 12% Cr

При нерівноважному перетворенні в усій перлітній області перш за все утворюється карбід заліза із вмістом близько 25% хрому. Тільки при тривалих витримках при температурі перетворення цей карбід, частково вже під час самого перетворення, переходить в рівноважний карбід хрому $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$ із вилучанням хрому з феритної основи.

У випадку перетворення в проміжній області в зв'язку з утрудненою дифузією завжди утворюється тільки карбід типу $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, вміст хрому в ньому тим менший, чим нижчою є температура перетворення.

При аустенізації для розчинення хромистих карбідів необхідна більш висока температура та більш тривалий час, ніж для нелегованої сталі. Це призводить до підвищення вмісту вуглецю та хрому в аустеніті, що підвищує прогартовуваність та загартовуваність, тому в хромистих сталях прогартовуваність сильно залежить й від температури гартування. У випадку повного розчинення карбідів мартенситна точка буде знижуватися. В зв'язку із цим загартована з гомогенної області хромиста сталь містить більшу кількість $A_{\text{зал}}$ в порівнянні з нелегрованою сталлю з тим же вмістом вуглецю.

Сталі із 1% С при зростанні в ній кількості хрому та підвищенні температури гартування можна надати здатність загартовуватися не тільки в воді, але й в маслі і, навіть, на повітрі. Так, в сталі з 10...12% Cr та ~1,0% С при температурах аустенізації 950...1000°C та не дуже великому поперечному перерізі мартенситне перетворення відбувається вже при охолодженні на повітрі. Якщо температуру гартування цієї сталі підняти вище температури максимуму твердості, то внаслідок підвищення кількості аустеніту залишкового та розміру аустенітного зерна її твердість зменшиться. При гартуванні з 1100...1200°C такої сталі мартенситна точка зсувається нижче кімнатної температури і тому отримується структура, що складається з аустенітних зерен та нерозчинених карбідів; в такому аустеніті можуть відбуватися процеси виділення карбідів й тому він стає малостійким та відносно легко перетворюється при відпусканні 400...600°C. Високохромисті сталі з високим вмістом вуглецю є нечутливими до перегріву до температур розчинення карбідів, що дає можливість використовувати дуже високі температури гартування для сталей із спеціальними карбідами.

3.1.5 Вплив хрому на процеси при відпусканні загартованих Fe-Cr-C сплавів. На відміну від нелегваної, хромиста сталь характе-

ризується підвищеною стійкістю при відпусканні, що є характерним для сталей, легованих карбідоутворювачами.

Підвищену стійкість проти відпуску сталі, що містить спецкарбіди, можна пояснити таким чином. При низькотемпературному відпусканні мартенситу відбувається виділення тільки частини вуглецю, що міститься у нелегованому або низьколегованому карбіді заліза. З підвищенням температури відпуску відбувається розвиток цього процесу, але без утворення нових частинок. Значна кількість вуглецю залишається в розчині, що й викликає затримку в зниженні твердості; причина цього – зв'язування вуглецю легувальними елементами, що перешкоджає його дифузії. Спеціальні карбіди утворюються тоді, коли температура відпуску забезпечує достатню рухомість атомів вуглецю та л.е., тобто коли вона наближена до температури рекристалізації.

Якщо температура відпуску наближається до температури рекристалізації, то вуглець, що залишився в твердому розчині, виділяється у формі дуже дисперсного спецкарбіду. Карбід заліза, що виділився раніше, при цьому також частково або повністю перетворюється на спецкарбід. Інтенсивний розвиток процесу виділення або утворення дисперсного спецкарбіду призводить до вторинного підвищення твердості (або до суттєвого уповільнення її зменшення). При подальшому збільшенні температури відпуску формуються менш дисперсні спеціальні карбіди, при цьому твердість знижується в кінці кінців до значення, що відповідає відпаленому стану.

При відпусканні загартованої сталі відбуваються процеси розпаду мартенситу, утворення цементиту та спецкарбідів, їх коагуляція, розпад аустеніту залишкового, зворот та рекристалізація мартенситу. Розглянемо вплив хрому на окремі процеси, що відбуваються при відпусканні загартованої сталі.

1. Перетворення мартенситу. Л.е. слабо впливають на кінетику розпаду мартенситу до температур відпуску 150...200⁰С та суттєво змінюють її при більш високих температурах. Карбідоутворювачі сильно уповільнюють розпад мартенситу (тобто виділення з нього вуглецю). Якщо в вуглецевій сталі майже увесь вуглець виділяється з мартенситу при 250...300⁰С, то в сталях з карбідоутворювачами (наприклад, із хромом) цей процес зсувається в сторону більш високих температур (до 400...500⁰С). Такий вплив карбідоутворювачів пов'язаний із зменшенням термодинамічної активності вуглецю в розчині, тобто

із підвищенням сил зв'язку в розчині між атомами вуглецю та карбідотворювача.

Схема на рис. 3.8 показує виділення вуглецю з мартенситу в карбідну фазу в вуглецевій та легованій хромом сталях. Як можна побачити із схеми, карбіди цементитного типу починають формуватися незалежно від легування при одній і тій же температурі (t_c). Однак в сталі, легованій хромом, при більш високих температурах цементиту утворюється менше, тому що більша кількість вуглецю залишається розчиненою в мартенситі. Так, при температурі t_1 вміст вуглецю в мартенситі вуглецевої сталі (C_1) набагато менший, ніж в сталі, легованій карбідотворювачем (C_2). При температурі t_k з мартенситу сталі, легованої карбідотворювачем, починається інтенсивне виділення вуглецю із утворенням спеціального карбіду. Температура t_k залежить від карбідотворювальної здатності елемента, що розчинений в мартенситі: чим вона вища, тим вища ця температура. Для хромистої сталі температура t_k приблизно дорівнює $400...500^\circ\text{C}$.

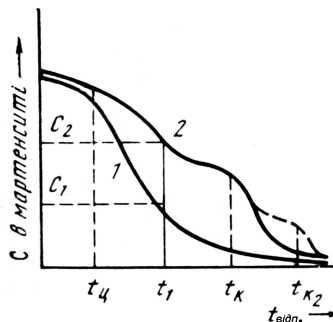


Рисунок 3.8 – Схема виділення вуглецю з мартенситу в вуглецевих (1) та легованих карбідотворювачами (2) сталях

2. *Утворення спеціальних карбідів та їх коагуляція.* При відпусканні мартенситу також, як і при перлітному перетворенні можливі два механізми утворення спецкарбідів: через проміжний карбід – легований цементит (механізм "на місці" – "in situ") та при безпосередньому зародженні в твердому розчині.

Механізм зародження спецкарбіду з легованого цементиту полягає в перебудові його ґратки в ґратку спецкарбіду після насичення цементиту легувальним елементом до границі розчинності в ньому. Цей механізм реалізується у випадку достатньо високої розчинності л.е. в

цементиті, необхідної для утворення відповідного спецкарбіду. З усіх карбідоутворювачів тільки хром має високу розчинність в цементиті (до 20%). За механізмом "на місці" при відпусканні загартованої сталі можливе також перетворення $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3 \rightarrow (\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$.

Механізм безпосереднього зародження спецкарбіду в твердому розчині здійснюється для більшості карбідів при відпусканні легового мартенситу. За таким механізмом можуть сформуватися карбіди хрому $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ та $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ (при вмісті в сталі більше 2...4% Cr). При реалізації цього механізму можливий складний перерозподіл вуглецю між твердим розчином та карбідною фазою. Цементит, що утворився при низьких температурах відпуску, з підвищенням температури відпуску буде знову розчинятися в твердому α -розчині, що забезпечить необхідну кількість вуглецю для утворення спецкарбідів, що формуються при температурах відпуску 450...600°C.

З усіх карбідоутворювачів тільки Cr відноситься до елементів, карбіди яких можуть утворюватися в сталі як через легований цементит, так й безпосередньо з твердого розчину – відпущеного мартенситу. Карбіди всіх інших елементів зароджуються безпосередньо з α -розчину, тобто стадія утворення проміжного легового цементиту в них відсутня.

З підвищенням температури відпуску карбіди, що зародилися, починають коагулювати, при цьому схильність карбідних фаз до коагуляції зменшується по мірі віддалення їх від цементиту в ряду стійкості карбідів. Так, якщо в вуглецевій сталі коагуляція починається при температурах відпуску 350...400°C, то в сталях, легованих карбідоутворювачами, коагуляція починається при відпусканні 450...600°C.

Як приклад, розглянемо зміни в карбідах, що утворилися при відпусканні сталі з вмістом 0,9% C та ~12%Cr після гарту з 1100°C та відпуску впродовж години при температурах від 400 до 750°C. При температурі відпуску нижче 500°C з'являється тільки карбід $(\text{Fe,Cr})_3\text{C}$, при температурах відпуску від 525 до 625°C – тільки карбід $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$, від 650 до 675°C – карбід $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$ поряд з карбідом $(\text{Cr,Fe})_7\text{C}_3$; при 700°C та вище - тільки $(\text{Cr,Fe})_{23}\text{C}_6$.

Внаслідок виділення в загартованій сталі спецкарбідів при температурі близько 500°C збагачена на хром та вуглець сталь відрізняється високою стійкістю проти зменшення твердості при відпусканні до цієї температури.

При термічній обробці важливим є те, що хром підвищує точку A_{c1} й тим самим розширює (догори) температурну область відпуску. Тому в хромистих сталях, як і в сталях, що містять інші карбідоутворювачі, завжди можна здійснити повне виділення та формування карбідів при відпусканні мартенситу.

3. *Перетворення залишкового аустеніту.* При відпусканні легованих сталей $A_{зал}$ може перетворюватися в бейніт, феритно-карбідну суміш або мартенсит при охолодженні від температури відпуску.

При перетворенні аустеніту залишкового в бейніт хром підвищує температуру відпуску, при якій відбувається це перетворення. Так, в вуглецевій сталі аустеніт залишковий перетворюється в бейніт при температурах 200...300⁰C, а в легованих сталях в залежності від складу та вмісту л.е. необхідно відпускання при температурах 400...600⁰C. $A_{зал}$ в структурі розташований у вигляді тонких прошарків між кристалами мартенситу й тому знаходиться в напруженому стані; перетворення його на бейніт відбувається практично без інкубаційного періоду.

Перетворення $A_{зал}$ на мартенсит при охолодженні після відпускання може відбуватися в високолегованих сталях, для яких характерна діаграма ізотермічного розпаду аустеніту з лінією виділення надлишкових спеціальних карбідів (рис. 3.9). В цьому випадку в процесі витримки при температурі відпуску (~500...600⁰C) із залишкового аустеніту виділяються спеціальні карбіди типу $Me_{23}C_6$ та ін., $A_{зал}$ збіднюється на вуглець та л.е., його мартенситна точка стає вище кімнатної, а при охолодженні із аустеніту залишкового утворюється мартенсит. Після такого однократного або багаторазового відпуску $A_{зал}$ практично повністю перетворюється на мартенсит, при цьому твердість сталі може бути навіть більш високою, ніж вона була після гартування. Тому таке явище іноді називають *вторинним гартуванням* або *вторинним твердінням*.

4. *Зворот та рекристалізація матриці.* При відпусканні загартованої сталі відбуваються процеси звороту та рекристалізації, аналогічні процесам, що відбуваються при нагріванні холоднодеформованої сталі. При підвищенні температури відпуску загартованої сталі в тонкій структурі відбувається перерозподіл та анігіляція дислокацій, утворення дислокаціями стабільних стінок, виникнення субзерен, утворення полігональної структури та початок рекристалізації. Температурний інтервал кожного з цих процесів та ступінь його реалізації

знаходяться в прямому зв'язку із стійкістю сегрегацій атомів домішок, типом, кількістю та характером виділення карбідних (нітридних) фаз при відпусканні та їх впливом на блокування дефектів кристалічної будови. Так, при виділенні цементиту висока густина дефектів в структурі зберігається до температур відпуску $350...400^{\circ}\text{C}$, а при утворенні карбиду $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ – до $450...500^{\circ}\text{C}$.

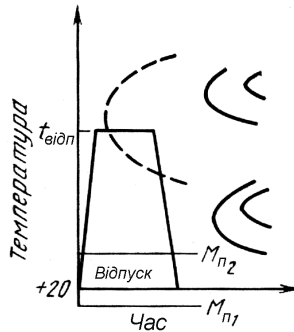


Рисунок 3.9 – Схема перетворення аустеніту залишкового в мартенсит в високолегованих сталях. $M_{П1}$ – мартенситна точка залишкового аустеніту (до відпуску); $M_{П2}$ – те ж саме (після відпуску)

5. Дисперсійне зміцнення. При відпусканні загартованої сталі відбувається два протилежних за впливом на міцність процеси: знеміцнення внаслідок розпаду мартенситу та зміцнення в результаті виділення дисперсних частинок спецкарбідів. Явище дисперсійного зміцнення при відпусканні відбувається в сталях, що леговані сильними карбідоутворювачами (**Cr, Mo, W, V, Ti** та ін.). Співвідношення між зміцненням та знеміцненням, тобто результуюча міцність, буде залежати від вмісту л.е., що утворюють дисперсну зміцнювальну фазу. Чим більше такого елемента витрачається на утворення дисперсної фази (при збереженні її розмірів), тим в більшому ступені зміцнення переважає над знеміцненням.

Слід зауважити, що на процеси відпускання має великий вплив температура гартування хромистої сталі. Так, при низьких температурах гартування, коли розчиняється (рис. 3.10) незначна кількість спеціальних карбідів, спостерігається дуже невелике уповільнення, в порівнянні з нелегованою сталлю, зниження твердості до температур відпускання близько 500°C . **Cr** знаходиться в складі спеціальних карбідів й тим самим знижує температуру їх розчинення й, таким чином, збільшує

легованість твердого розчину. Підвищення вмісту хрому та ін. л.е. в аустеніті сприятливо впливає на прогартовуваність, а після гартування – на схильність до дисперсійного твердіння та теплостійкість. При високих температурах гартування спостерігається не тільки висока стійкість проти зниження твердості при відпусканні, але ще й нове підвищення твердості в області температур відпуску 400...500°C. Це підвищення твердості не спостерігається в сталі з низьким вмістом хрому (до 2%); обидва ефекти спостерігаються тільки тоді, коли вміст хрому та вуглецю такий, що можуть утворюватися спеціальні карбіди. В комплексно-легованих штампових сталях хром (~12%) сприяє проходженню дисперсійного твердіння при високому відпусканні загартованих сталей, хоча в чисто хромистих сталях ефект дисперсійного твердіння відсутній. Частка карбідної фази в сталях цього типу складає >12% (за масою). Після гартування та відпуску в цих сталях виділяються спецкарбіди, в основному Me_7C_3 та в меншій кількості $Me_{23}C_6$.

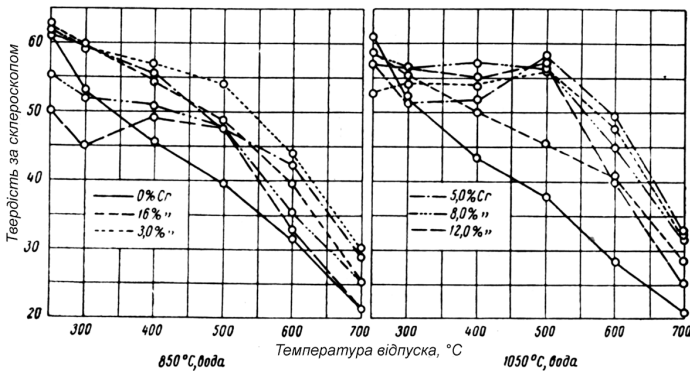


Рисунок 3.10 – Зміна твердості при відпусканні сталі з 1%С та різним вмістом хрому

Стійкість 12%-их хромистих сталей проти відпуску висока: після нагрівання до 400...500°C твердість зберігається на рівні 55...57 HRC. При цьому зростають значення ударної в'язкості та міцності на згин. Подальше підвищення температури відпуску супроводжується зниженням ударної в'язкості та міцності внаслідок розпаду $A_{з\text{ал}}$ та коагуляції карбідів. Низькі значення ударної в'язкості та міцності на згин в сталях типу X12 обумовлені утворенням крупних карбідів хрому, підвищеною карбідною неоднорідністю. Легування сталі типу X12 молібденом, вольфрамом та ванадієм зменшує карбідну неоднорідність, підвищує міцність та в'язкість, надає можливість проводити га-

ртування з більш високих температур, а також зміцнювати сталь завдяки дисперсійному твердінню. До недоліків високохромистих штампових сталей відносять карбідну неоднорідність та підвищену схильність до коагуляції карбідів.

3.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Описати вплив хрому на протяжність γ -області в системі **Fe-Cr**, вказати карбіди системи **Fe-C-Cr**, відмітити вплив температури гартування на характер перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ в хромистих сталях, вплив хрому на поведінку загартованих сталей при відпусканні. Підготувати таблиці 3.1, 3.2, 3.3 та 3.4, рисунок 3.1.

3.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

3.3.1 Основні фази системи **Fe-Cr**. Типи карбідів в сплавах **Fe-C-Cr**.

3.3.2 Вплив хрому на положення $t.S$ та $t.E$, $t.A_1$; на протяжність γ -області.

3.3.3 В чому полягає призначення легування сталей ШХ15 та Х12М хромом ?

3.3.4 Поясніть, чому вироби зі сталі У10 необхідно гартувати із охолодженням у воді, а зі сталі ШХ15 в маслі?

3.3.5 Охарактеризувати структуру за перерізом виробів зі сталей У10, ШХ15, Х12М з характеристичними розмірами 6мм; 12мм; 24мм; 36мм після гартування в масло.

3.3.6 Які механізми зміцнення мають місце в сталях марок У10, ШХ15, Х12М?

3.3.7 Вплив температури гартування на характер перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ в хромистих сталях.

3.3.8 Вплив хрому на процеси відпускання загартованої сталі.

3.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічних мікроскопах МИМ-5 та МИМ-7, твердомірі типу ТК-2. Добірка шліфів містить зразки сталей У10, ШХ15 та Х12М у відпаленому, в загартованому станах, після відпускання при 150°C , 400°C , 550°C та 680°C . Під час виконання ро-

боти використовуються ізотермічні та термокінетичні діаграми перетворення аустеніту сталей У10, ШХ15, Х12М, довідники.

3.5 Вказівки з техніки безпеки

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

3.6 Порядок проведення лабораторної роботи

3.6.1 За літературними даними заповнити таблицю 3.1, замалювати термокінетичні діаграми розпаду аустеніту для сталей У10, ШХ15 та Х12М.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад, критичні діаметри та галузі використання сталей У10, ШХ15, Х12М

Марка сталі	Хімічний склад	Критичний діаметр, мм, при охолоджувачі			Галузь використання
		Вода, (200°C/с)	Масло, (50°C/с)	Повітря, (6°C/с)	
У10					
ШХ15					
Х12М					

Примітка. В дужках наведені середні швидкості охолодження

3.6.2 На підставі аналізу діаграм стану (рівноважних та нерівноважних) заповнити таблицю 3.2.

Таблиця 3.2 – Положення критичних точок та структурні класи сталей У10, ШХ15, Х12М

Марка сталі	Положення критичних точок				Структурний клас в стані	
	S		E		рівноважному	нормалізованому
	% C	t, °C	% C	t, °C		
У10						
ШХ15						
Х12М						

3.6.3 Виміряти твердість зразків у відпаленому та нормалізованому станах, дослідити мікроструктуру та заповнити таблицю 3.3.

Таблиця 3.3 – Твердість та мікроструктура у відпаленому та загартованому станах сталей У10, ШХ15, Х12М

Марка сталі	Режим гартування			Твердість, HRC		Мікро-структура	
	Нагрів, °C	Час витр., хв./мм	Охолодж. серед., °C/с	До гарту	Після гарту	До гарту	Після гарту
У10	760...780	1,5	Вода, 200				
ШХ15	840...860	2	Масло, 60				
Х12М	970...1000	2	Масло, 60				

3.6.4 Виміряти твердість зразків після відпускання, дослідити мікроструктуру та заповнити таблицю 3.4.

Таблиця 3.4 – Твердість та мікроструктура сталей У10, ШХ15, Х12М після відпуску

Температура відпуску, °C	Час витримки, год	Сталь У10		Сталь ШХ15		Сталь Х12М	
		HRC	Структура	HRC	Структура	HRC	Структура
150	1,5						
400	1,5						
550	1,5						
680	1,5						

Примітка. Структуру записати та схематично зобразити.

3.6.5 Побудувати залежності зміни твердості від температури відпуску для кожної сталі (в одних координатах).

3.6.6 Дати теоретичне обґрунтування отриманим результатам по кожній марці дослідженої сталі.

3.7 Зміст звіту

Завдання пункту 3.2, термокінетичні діаграми розпаду аустеніту сталей У10, ШХ15, Х12М; рис. 3.1; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей, заповнені таблиці 3.1, 3.2, 3.3 та 3.4, залежності зміни твердості від температури відпуску для досліджених сталей; висновки.

3.8 Рекомендована література

[3, с.107-116; 5, с.289-306; 8, с.16-38; 9, с.512-533]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення легованих конструкційних сталей

Мета роботи – вивчити вплив легувальних елементів та термічної обробки на структуру та властивості конструкційних сталей, засвоїти основи вибору легованих сталей для деталей машин та приладів.

4.1 Загальні відомості

Номенклатура конструкційних легованих сталей є дуже різноманітною та поширеною. Від раціонального вибору вмісту вуглецю, композиції легування, режимів термічної або хіміко-термічної обробки залежить експлуатаційна надійність, матеріалоемність, технологічність і, як наслідок, собівартість виробу.

4.1.1 Основні легувальні елементи в конструкційних сталях.

Основними л.е. конструкційних сталей є Cr, Si, Mn (до 2% кожного) та Ni (до 4,5%). Такі елементи, як W, Mo, V, Ti, Nb, B та ін. використовують в невеликих концентраціях (наприклад, 0,09...0,15%Ti, 0,2...0,3%Mo, 0,001...0,005%B) та вводять разом із основними л.е. для поліпшення властивостей сталі. Сума л.е. в конструкційних сталях, як правило, не перевищує 6%.

Л.е. додаються для підвищення конструктивної міцності сталі. Підвищення механічних властивостей обумовлено впливом л.е. на властивості фериту, дисперсність карбідної фази, стійкість мартенситу при відпусканні, прогартовуваність, розмір зерна (стійкість до перегріву).

Для досягнення низької критичної швидкості гартування та високої прогартовуваності сталь найчастіше легують більш дешевими елементами – **Mn**, **Cr** та **B**, а також більш коштовними – **Ni** та **Mo**. Найефективніше сприяє підвищенню прогартовуваності комплексне легування (**Cr+Ni**, **Cr+Ni+Mo** тощо), що забезпечує отримання високого рівня властивостей у перерізі до 300мм. Через це для великих деталей складної форми використовуються саме комплекснолеговані сталі. Після досягнення необхідної прогартовуваності надлишкове легування (за винятком **Ni**) знижує ударну в'язкість та полегшує крихке руйнування.

При збільшенні в сталі **C** посилюється вплив карбідної фази, дисперсність якої визначається термічною обробкою та складом сталі.

Більшість л.е. (особливо **V**, **Ti**, **Nb** та **Zr**) зменшує розмір зерна аустеніту, що сприяє підвищенню роботи розвитку тріщини та зменшенню порогу холодноламкості. Всі карбідоутворювачі та частково **Si** затримують виділення та коагуляцію карбідів при відпусканні, збільшуючи дисперсність карбідної фази. Крім того, вони утруднюють знеміцнення загартованого фериту, уповільнюють тим самим процес зниження міцності сталі при відпусканні. Для усунення зворотної відпускнуї крихкості сталі легують **Mo** (або **W**), що дуже важливо для крупних виробів, в яких навіть при охолодженні у воді від температур відпускання неможливо усунути цю крихкість.

4.1.2 Основні групи конструкційних легованих сталей. Конструкційні леговані сталі можна розподілити на такі основні групи:

Будівельні низьколеговані сталі. Будівельними вважають конструкційні сталі, які використовують при виготовленні металевих конструкцій та споруд, а також для армування залізобетону.

Ці сталі повинні мати певне співвідношення властивостей міцності та пластичності, високу в'язкість, малу схильність до крихких руйнувань. Серед технологічних властивостей найважливішими є зварюваність, гнучкість, здатність до рихтування.

Для оцінки зварюваності використовують вуглецевий еквівалент $C_{екв}$:

$$C_{екв} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14,$$

де вміст відповідних елементів зазначено у % (за масою). Оскільки допустиме значення $[C_{екв}] \leq 0,45$, граничний вміст вуглецю в низьколегованих сталях не перевищує 0,2%.

В будівництві поширено застосування вуглецевих сталей звичайної якості Ст0, 1, 2, 3, 4, 5, 6. Найбільшого використання при виготовленні зварних конструкцій здобула сталь Ст3. Порівняно з нею сталі марок від Ст4 до Ст6 значно гірше зварюються, а сталі від Ст0 до Ст2 менш міцні. Здебільшого ці сталі використовують в гарячекатаному стані без термічної обробки. При цьому вони мають структуру Ф+П (рис.4.1,а). В деяких випадках прокат піддають термічному зміцненню, яке є ефективним методом підвищення міцності. Сутність методу полягає в тому, що по закінченні гарячої деформації сталь з аустенітного стану охолоджується пришвидшено (рис.4.2), що призводить до утворення більш низькотемпературних продуктів розпаду аустеніту, ніж у звичайній гарячекатаній сталі (рис.4.1,б). Міцність при

цьому зростає в 1,3...1,5 рази при зберіганні високих показників пластичності та в'язкості, причому поріг холодноламкості зменшується (рис.4.3). За зазначеною схемою обробляють арматуру, лист, сортовий та фасонний профіль, труби, рейки і т.ін.

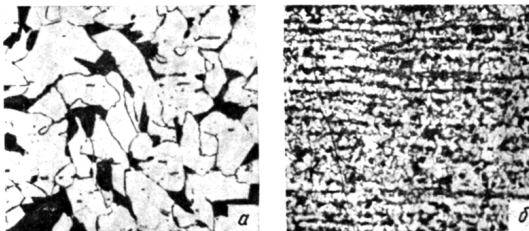


Рисунок 4.1 – Мікроструктура сталі Ст3 в гарячекатаному стані (а) та після термічного зміцнення (б)

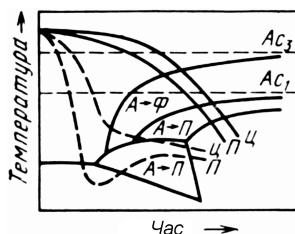


Рисунок 4.2 – Схематична термкінетична діаграма перетворення аустеніту сталі Ст3 із накладеними кривими охолодження центру (ц) та поверхні (п) прокату при термічному зміцненні (штрихові лінії) та при охолодженні на повітрі – гарячекатаний стан (суцільні лінії)



Рисунок 4.3 – Зміна порогу холодноламкості $t_{кл}, ^\circ C$ термічно зміцненої сталі в залежності від ступеня зміцнення K ($K = \sigma_{В\text{ терм. зм.}} / \sigma_{В\text{ гар. кат.}}$)

Крім вуглецевих при виготовленні будівельних металоконструкцій використовують низьколеговані сталі підвищеної (С 460/330 та С 520/400) і високої (від С 600/450 та С 850/750) міцності. В позначенні класу міцності С – в чисельнику σ_B , а в знаменнику $\sigma_{0,2}$. До цієї групи

відносять сталі, що містять $\leq 0,22\% \text{C}$ та порівняно невелику кількість л.е.: **Mn** (до 1,8%), **Si** (до 1,2%), **Cr** (до 0,8%), а також **Ni** (до 0,8%), **Cu** (до 0,5%), **V** (до 0,15%), **Ti** (до 0,03%), **N** (до 0,15%) та ін. Як правило, будівельні сталі (15ХСНД, 09Г2С) використовують без додаткової термічної обробки, тобто структура та службові характеристики формуються при їх виробництві. Сталі, які містять карбідо- та нітридоутворювачі (09Г2ФБ, 16Г2АФ, 08Г2МФБ), можуть зміцнюватись контрольованою прокаткою.

Контрольована прокатка є різновидом термомеханічної обробки, вона уявляє собою обробку металу тиском, що регламентується певною температурою закінчення прокатки ($800 \dots 850^\circ \text{C}$) та заданим ступенем обтиснення (15...20%) в останніх пропусках. Контрольована прокатка дозволяє отримати оптимальне поєднання міцності та в'язкості при використанні сталей з карбонітридним зміцненням. Карбонітриди гальмують процеси звороту та рекристалізації після прокатки, що забезпечує отримання дрібного зерна сталі, добре розвинуту субзерену структуру та дисперсійне зміцнення. Використання контрольованої прокатки дозволяє виключити подальшу термічну обробку.

Використання цих сталей замість вуглецевих дозволяє зменшити масу конструкцій в деяких випадках на (50...70)%, підвищити їх надійність, зменшити здатність до крихких руйнувань за рахунок використання механізму зерномежового зміцнення (рис.4.4). Найбільш ефективно цей механізм працює в сталях, додатково легованих такими карбідоутворювачами як **V**, **Nb**, особливо в присутності азоту (16Г2АФ, 15Г2СФД, 16Г2ФБ);

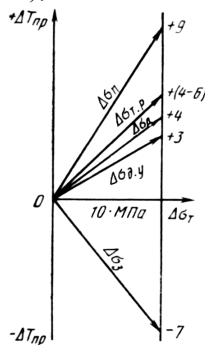


Рисунок 4.4 – Питомі вектори окрихчування при різних механізмах зміцнення

Цементовні (нітроцементовні) сталі є низьковуглецевими (0,1...0,25 (0,3)%C) низько- або середньолегованими (наприклад, 15X, 25XГТ, 12Х2Н4А та ін.), в яких після цементації (нітроцементациї), гартування та низького відпускання забезпечується висока поверхнева твердість (HRC 58...62) при в'язкій та досить міцній серцевині ($\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа). Структура поверхневого шару після термічної обробки – мартенсит із карбідами, структура серцевини – низьковуглецевий мартенсит або бейніт.

Сталі цієї групи призначені для деталей машин та приладів (зубчасті колеса, кулачки та ін.), що працюють на знос та підлягають змінним та ударним навантаженням. Працездатність цих виробів залежить від властивостей поверхневого шару та серцевини. Властивості шару визначаються головним чином кількістю C (його оптимальний вміст становить 0,8...0,9%), а також легувальними елементами. Карбидоутворювачі збільшують ступень науглецювання та поверхневу твердість, що призводить до підвищення зносостійкості та контактної витривалості. Але надмірно висока твердість ($>63\text{HRC}$) небажана із-за можливості крихкого руйнування. Ni та Si знижують ступень науглецювання та крихкість шару. Серцевина повинна мати високі механічні властивості (особливо підвищену границю плинності) та бути дрібнозернистою;

Сталі, що поліпшують містять 0,3...0,5%C та не більше 5% л.е. (40ХН, 38ХМЮА, 30ХГС, 50ХНМ). Леговані сталі, що поліпшують, призначені для виготовлення відповідальних деталей машин (вали, штоки, шатуни, осі та ін.), що працюють в умовах циклічних або ударних навантажень, концентрацій напружень, а в деяких випадках й при знижених температурах. Тому сталі цієї групи повинні мати високу границю плинності в поєднанні із високими показниками пластичності, в'язкості та опору розвитку тріщини, а в деяких випадках – й низьке значення порогу холодноламкості, високу границю витривалості та ін. Також найважливішою технологічною характеристикою поліпшувальних сталей є прогартовуваність, яка повинна бути наскрізною по перерізу виробу.

Високий комплекс механічних властивостей досягається термічним поліпшенням, тобто повним гартуванням та високим відпусканням ($500...680^{\circ}\text{C}$) на структуру сорбіт відпуску (HRC 30...40). За необхідністю високої поверхневої твердості та зносостійкості після термі-

чного поліпшення може здійснюватися або азотування або гартування після нагрівання СВЧ із подальшим низьким відпусканням;

Ресорно-пружинні сталі в своєму складі мають близько 0,5...0,7%С та містять такі основні л.е.: **Si** (1...3%), **Mn** (~1%), а в сталях відповідального призначення є також **Cr** (~1%), **V** (0,15%), **Ni** (<1,7%). Сталі цієї групи відносять до перлітного класу: 65Г, 60С2А, 50ХФА. Леговані ресорно-пружинні сталі призначені для виготовлення пружних елементів загального призначення (пружини, ресори та ін.). Особливості роботи виробів, що виготовлять із цих сталей, полягають в тому, що при значних ударних та статичних навантаженнях в них не припустима залишкова деформація. Тому ресорно-пружинні сталі повинні володіти високими показниками опору пластичним деформаціям (оцінюється границею пружності σ_{np}) та границі витривалості при достатніх пластичності та опору крихкому руйнуванню, мати підвищену релаксаційну стійкість (оцінюється опором релаксації напружень, що полягає в зниженні робочих напружень в виробі при заданій пружній деформації). Також ресорно-пружинні сталі повинні мати високі загартовуваність та прогартовуваність; після гартування мартенситна структура обов'язково повинна бути в усьому об'ємі. Чим дрібнішим є зерно, тим вищим є опір сталі малим пластичним деформаціям. Неприпустима наявність знеуглецьованого шару на готових пружинах, який різко знижує границі пружності та витривалості. Для забезпечення високого комплексу вищезазначених властивостей ресорно-пружинні сталі піддають гартуванню та середньому відпуску (420...520⁰С) на структуру троостит відпуску (HRC 38...48). Також добрі результати дає ізотермічне гартування на структуру нижнього бейніту;

Вальницьві сталі містять 0,9...1,1%С, 0,4...1,5%Cr, а також **Si** та **Mn**. В марці на початку стоїть буква Ш (наприклад, ШХ4, ШХ15СГ), кількість хрому вказується в десятих частках відсотку. Вальницьві сталі за своїм хімічним складом відповідають інструментальним сталям, а за умовами експлуатації є конструкційними; вони відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Деталі вальниць (кільця, кульки, ролики), що виготовляють із цих сталей, зазнають дії циклічних контактних напружень достатньо високого рівня, а внаслідок проковзування відбувається значне місцеве стирання, тому сталі цієї групи повинні мати високу твердість, зносостійкість, контактну витривалість. Також сталь повинна мати малу кількість металургійних дефектів (пористість, неме-

талеві включення), які при виході на робочу поверхню стають концентраторами напружень, викликають передчасне руйнування від втоми (в цих місцях може відбуватися викришування, зароджуватися тріщина). Також неприпустимою є карбідна неоднорідність.

Термічна обробка деталей вальниць складається із двох основних операцій – неповного гартування від ($830...850^{\circ}\text{C}$) та низького відпускання при $150...170^{\circ}\text{C}$ (впродовж $1...2$ год) на структуру дрібногочастого відпущеного мартенситу із рівномірно розподіленими надлишковими карбідами (HRC $60...64$). Для вальниць, які повинні мати особливо високу стабільність розмірів, іноді після гартування застосовують обробку холодом при $-80...-70^{\circ}\text{C}$.

Для виготовлення вальниць спеціального призначення використовують сталі типу 95X18 (для корозійностійких), 8X4B9Ф2Ш (для теплостійких);

Мартенситно-старіючі сталі є практично безвуглецевими ($<0,03\%\text{C}$), їх основними системами легування є **Fe-Ni**, **Fe-Ni-Co**, **Fe-Ni-Cr**, **Fe-Cr-Co**, які додатково леговані **Ti**, **Be**, **Al**, **Nb**, **W**, **Mo** (наприклад, H18K9M5T, H10X11M2T, H18K14M5T). Мартенситно-старіючі сталі мають високий комплекс властивостей міцності та пластичності, добрі тепло- та холодостійкість, розмірну стабільність при термічній обробці. Висока міцність цих сталей досягається суміщенням двох механізмів зміцнення: мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення та старіння мартенситу.

Ni, основний л.е., стабілізує γ -твердий розчин, сильно знижує температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення (див.лаб.роб.№1 рис. 1.2,а), яке навіть при невисоких швидкостях перетворення відбувається за мартенситним механізмом. Мартенситно-старіючі сталі загартовують від $800...860^{\circ}\text{C}$ на повітрі. При нагріванні л.е. **Ti**, **Al**, **Mo** та ін., що мають обмежену розчинність в α -залізі, переходять в γ -розчин й при охолодженні не виділяються. Тобто гартуванням фіксується α -твердий розчин, пересичений елементами заміщення. Такий майже безвуглецевий мартенсит має невисоку міцність ($\sigma_s \sim 1000\text{МПа}$) та високу пластичність ($\delta \sim 20\%$, $\psi \sim 80\%$), малу здатність до зміцнення при холодній деформації (сталь із такою структурою можна піддавати пластичній деформації, обробці різанням та іншим технологічним операціям).

Кінцеві властивості формуються при подальшому старінні при $480...520^{\circ}\text{C}$, коли із мартенситу виділяються дрібнодисперсні частинки

вторинних фаз (Ni_3Ti , NiBe , NiAl , $(\text{Fe,Ni})_2\text{Mo}$, $(\text{Fe,Co})_2\text{Mo}$), когерентно пов'язані із матрицею. Найбільше зміцнення при старінні викликають **Ti** та **Al**, менше – **Co** та **Mo**. В економнолегованих мартенситно-старіючих сталях з підвищеним вмістом вуглецю $\sim 0,1\%\text{C}$ використовується також карбідне зміцнення.

Мартенсито-старіючі сталі мають високі показники механічних властивостей після термообробки: $\sigma_s=1900\ldots 2100\text{МПа}$, $\sigma_{0,2}=1800\ldots 2000\text{МПа}$, $\delta=8\ldots 15\%$, $\psi=40\ldots 60\%$, $KCU=0,4\ldots 0,6\text{МДж/м}^2$. Також сталі цієї групи характеризуються низьким порогом холодноламкості, високим опором розповсюдженню тріщини, малою чутливістю до надрізів, а також більш високою, ніж в кращих пружинних сплавах, границею пружності. Високий опір крихкому руйнуванню забезпечує високу конструктивну міцність виробів в широкому діапазоні температур від криогенних до $450\ldots 500^\circ\text{C}$. Також важливою перевагою сталей цього класу є висока технологічність (необмежена прогартовуваність, добра зварюваність, висока деформівність після гартування, при термічній обробці практично не відбувається жолоблення та виключено знеуглецювання). Мартенсито-старіючі сталі із $10\ldots 12\%\text{Cr}$ мають добрий опір корозії.

Незважаючи на високу вартість сталей із старіючим мартенситом, унікальні властивості обумовлюють необхідність їх застосування для найбільш відповідальних деталей авіаційної та криогенної техніки, для хімічних ємностей та апаратів; як пружинний матеріал в приладобудуванні.

Крім основних вищевказаних груп конструкційних сталей існують і деякі інші, наприклад: сталі для холодного штампування (08Ю, 12ХМ), рейкові сталі (М76, 75МС), високоміцні сталі, що мають $\sigma_s \geq 1600\text{МПа}$ (40ХГСНЗВА, 40Х5М2СФ).

4.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Охарактеризувати мету легування конструкційних сталей, вказати основні л.е., стисло описати кожен із груп конструкційних сталей. Підготувати таблицю 4.1.

4.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

4.3.1 Легувальні елементи в конструкційних сталях.

4.3.2 Основні групи конструкційних сталей.

4.3.3 Що таке вуглецевий еквівалент, яка методика його розрахунку?

4.3.4 В яких будівельних сталях можна досягти підвищення холодостійкості при одночасному зміцненні?

4.3.5 В чому полягає принцип термічного зміцнення, які переваги при цьому забезпечуються?

4.3.6 В чому перевага наскрізної прогартовуваності порівняно з не-наскрізною у виробках зі сталей, що поліпшуються?

4.3.7 Чому знеуглецювання поверхні пружних елементів є неприпустимим? Основні методи боротьби з ним.

4.3.8 Як запобігти металургійної забрудненості вальницьких сталей? Чому саме у вальницях ці дефекти є найбільш шкідливими?

4.3.9 Які основні механізми зміцнення діють в мартенситно-старіючих сталях?

4.3.10 Запропонувати марку сталі та термічну обробку для виробу, заданого викладачем.

4.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МИМ-5 та МИМ-7, твердомірі типу ТК-2. Добірка шліфів містить зразки конструкційних сталей після типової термічної обробки. Під час виконання роботи використовуються довідники.

4.5 Вказівки з техніки безпеки

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

4.6 Порядок проведення лабораторної роботи

4.6.1 Переглянути мікроструктуру зразків конструкційних сталей. На підставі довідникових даних визначити структурні класи, термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення матеріалів.

4.6.2 Зарисувати (схематично) мікроструктуру конструкційних сталей. Занести в таблицю 4.1 хімічний склад, призначення, структурні класи, термічну обробку, структуру та твердість після термічної обробки, використання матеріалів.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад, структура, призначення та властивості конструкційних сталей

Марка сталі	Хімічний склад	Призначення	Стр-ра до т/о	Структурні класи		Режим т/о	Після т/о		Використання
				в відпаленому стані	в нормалізованому стані		стр-ра	HRC	
09Г2									
10ХСНД									
16Г2АФ									
15Х									
18Х2Н4А									
40ХН									
38ХМЮА									
60С2А									
ШХ15									
Н18К9М5Т									

4.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур переглянутих зразків сталей, заповнена таблиця 4.1. Висновки до роботи.

4.8 Рекомендована література

[1, с.364-410; 2, с.250-290; 3, с.120-153, 158-258; 4, с.171-173, 178-191]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 5

Визначення основних вимог до конструкційних сталей та механізмів їх зміцнення

Мета роботи – засвоїти головні фактори, що дозволяють обирати матеріал для виготовлення певного виробу, вивчити основні механізми зміцнення матеріалів та шляхи їх підвищення.

5.1 Загальні відомості

5.1.1 Конструктивна міцність та її основні критерії. Конструкційні сталі, що використовують для виготовлення деталей машин, приладів та елементів будівельних конструкцій повинні задовольняти таким вимогам:

- володіти високою конструктивною міцністю, тобто певним комплексом механічних властивостей, що забезпечують тривалу та надійну роботу матеріалу при експлуатації;
- мати добрі технологічні властивості (добру оброблюваність тиском, різанням, зварюваність та ін.);
- для легованих сталей важливо, щоби вони містили як можна менше кошовних та дефіцитних л.е.

Взагалі, використання легованої (спеціальної) сталі замість не-легованої або менш легованої, буде економічно доцільним, якщо ефект від збільшення експлуатаційного ресурсу та зменшення матеріалосмності буде перекивати збільшення кошовності.

Вимога забезпечення конструктивної міцності є визначальною. Для обмеженої кількості простих за формою виробів, що працюють в умовах статичного навантаження при температурах близьких до кімнатної, в якості критеріїв конструктивної міцності можна використовувати *границю міцності σ_b , границю плинності $\sigma_{0,2}$, відносне видовження δ та відносне звуження ψ* . В реальних умовах експлуатації деталей машин та споруд ці властивості не є показниками конструктивної міцності матеріалів. Тому для більшості виробів та конструкцій необхідно використовувати й інші критерії оцінки конструктивної міцності, які поділяють на дві групи: 1) критерії, що визначають надійність металевих матеріалів проти несподіваних крихких руйнувань (*поріг холодноламкості, в'язкість руйнування, робота зародження та розповсюдження тріщини, живучість* (тобто швидкість розвитку трі-

щини при циклічному навантаженні) та ін.); 2) критерії, що визначають довговічність матеріалу (*втомна міцність, контактна витривалість, зносостійкість, корозійна стійкість* та ін.).

5.1.2 Основні механізми зміцнення матеріалів. Необхідний рівень механічних властивостей досягається оптимальним вибором хімічного складу, режимів термічної обробки, методів поверхневого зміцнення, покращення металургійної якості.

В складі сталі велике значення має **C**, який зміцнює сталь, знижує її пластичність та в'язкість та підвищує чутливість до надрізу, полегшує розвиток тріщини. Збільшення на 0,1% вмісту **C** призводить до підвищення порогу холодноламкості поліпшувальних сталей на 20...30°C. **S** та **P**, як і **C** зменшують опір крихкому руйнуванню, тому їх вміст повинний бути мінімальним. **S** знижує роботу зародження тріщини, **P** – роботу її розвитку.

Збільшенню конструктивної міцності сприяє раціональне легування. Легування також повинно забезпечити високу прогартовуваність, як можна меншу швидкість охолодження при гартуванні (для запобігання утворення великих внутрішніх напружень). Схильність до крихкого руйнування різко збільшується із укрупненням зерна, тому сталь повинна бути дрібнозернистою.

Втомна міцність сталі, опір зносу та контактна витривалість в великому ступені залежать від властивостей поверхневого шару, чистоти поверхні, залишкових напружень. Тому для виробів, що працюють при знакозмінних навантаженнях, використовують поверхневе зміцнення хіміко-термічною обробкою (цементація, азотування та ін.), гартуванням після нагріву СВЧ, пластичним деформуванням (обдубання дробом, обкочування роликами та ін.), що призводить до підвищення опору втомі із-за збільшення поверхневої твердості та створення залишкових напружень стискування.

Підвищення металургійної якості має великий вплив на працездатність деталей при статичних та циклічних навантаженнях. При використанні вакуумно-дугового, електрошлакового переплавів та інших методів обробки відбувається ефективно видалення неметалевих включень та газоподібних домішок. Високий рівень пластичності та запас в'язкості дозволяють збільшити припустимий рівень зміцнення та підвищити надійність в складних умовах експлуатації.

Збільшення міцності металу при збереженні достатньої пластичності та в'язкості підвищує надійність та довговічність машин (конс-

трукцій) та знижує витрати металу на їх виготовлення внаслідок зменшення перерізу деталей машин.

Границя плинності матеріалу визначається рівнянням Хола-Петча: $\sigma_{0,2} = \sigma_i + k_y d^{1/2}$, де σ_i – в ферито-перлітних сталях характеризується напруженням тертя ґратки α -заліза σ_0 , твердорозчинним зміцненням $\Delta\sigma_{mp}$, зміцненням за рахунок утворення перліту $\Delta\sigma_n$, деформаційним зміцненням $\Delta\sigma_{def}$, дисперсійним зміцненням $\Delta\sigma_{d.ч.}$. Добуток $k_y d^{1/2}$ являє собою зерномежове зміцнення $\Delta\sigma_z$ (тут k_y - коефіцієнт, d - розмір зерна).

Вплив усіх механізмів на границю плинності є лінійно адитивним (тобто може бути підсумованим). Тому границю плинності можна розглядати як суму:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + \Delta\sigma_{mp} + \Delta\sigma_n + \Delta\sigma_{def} + \Delta\sigma_{d.ч.} + \Delta\sigma_z.$$

Частка окремих факторів зміцнення в загальну границю плинності неоднакова.

Напруження тертя ґратки α -заліза (σ_0) визначається напруженням Пайєрлса-Набаро. Для найбільш чистого полікристалічного α -заліза ($<10^{-7}\%$ (C+N)) $\sigma_0 \sim 30$ МПа.

Зміцнення α -твердого розчину при легуванні ($\Delta\sigma_{mp}$) може бути підсумованим за рівнянням: $\Delta\sigma_{mp} = \sum_{i=1}^n k_i c_i$, де k_i – коефіцієнт зміц-

нення фериту окремим л.е., а c_i – концентрація цього л.е. в фериті.

Зміцнення за рахунок утворення перліту $\Delta\sigma_n$ визначається вмістом перлітної складової в структурі сталі та її дисперсністю, тобто залежить від складу сталі, впливу л.е. на положення т. S, стійкості переохолодженого аустеніту та швидкості охолодження із аустенітного стану. Основним елементом, що визначає кількість перліту, є вуглець.

Вклад *деформаційного зміцнення ($\Delta\sigma_{def}$)* або зміцнення в результаті підвищення щільності дислокацій (ρ), стає суттєвим при $\rho > 10^{10} \text{ см}^{-2}$, тобто коли сталь помітно наклепана в результаті гартування або холодної деформації.

Дисперсійне зміцнення ($\Delta\sigma_{d.ч.}$) – зміцнення дисперсними частинками карбідів, нітридів. Залежить від взаємопов'язаних між собою параметрів λ (міжпластинкова відстань), D (середній діаметр частинок)

та f (об'ємна частка). Із збільшенням f та зменшенням λ і D збільшуватимуться значення $\Delta\sigma_{d,ч.}$.

Зерномежове зміцнення ($\Delta\sigma_z$) визначається розміром дійсного зерна фериту d , який залежить від розміру аустенітного зерна та наявності дисперсних карбонітридних фаз. Карбіди та нітриди гальмують ріст зерна аустеніту (до температур розчинення цих фаз в аустеніті) та є центрами зародків нових зерен фериту при охолодженні. Все це призводить до того, що в сталях із дисперсними зміцнювальними фазами досягається помітне подрібнення зерен фериту, тобто дисперсне зміцнення обумовлює й додаткове зерномежове зміцнення.

Основними факторами зміцнення ферито-перлітних сталей є твердорозчинне та зерномежове (внесок кожної з цих компонент може сягати 40%). На практиці найбільш доцільно використовувати дисперсійне зміцнення, тому що карбонітридні фази викликають зміцнення не тільки внаслідок власного вкладу, але й побічної дії на зерномежове зміцнення через подрібнення зерна.

5.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Вказати вимоги до конструкційних сталей; шляхи підвищення конструктивної міцності. Вивчити фактори, що сприяють збільшенню границі плинності.

5.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

5.3.1 Вимоги до конструкційних сталей.

5.3.2 Основні механізми зміцнення сталей. Вплив розміру зерна на границю плинності.

5.3.3 Основні шляхи підвищення конструктивної міцності.

5.3.4 Рівняння Хола-Петча.

5.3.5 Механізм дії легувальних елементів на прогартуваність. Залежність $D_{кр}$ від рівня легування.

5.3.6 В яких випадках й чому наскрізна прогартуваність більш сприятлива для досягнення високих показників конструктивної міцності.

5.3.7 Як і чому поверхнєве зміцнення завдає впливу на границю витривалості виробів, що працюють при знакозмінних напруженнях.

5.3.8 Вплив металургійної якості на працездатність виробів, що експлуатуються при значних контактних напруженнях.

5.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Довідники.

5.5 Вказівки з техніки безпеки

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

5.6 Порядок проведення лабораторної роботи

5.6.1 Проаналізувати умови експлуатації зазначених в таблиці 5.1 виробів. На підставі аналізу та основних вимог до матеріалу:

- визначити комплекс властивостей, які відповідають за експлуатаційну надійність (довговічність);
- обрати оптимальну марку матеріалу із запропонованих в таблиці;
- зазначити основні механізми зміцнення, які б дозволили досягти необхідного рівня конструктивної міцності;
- зазначити найбільш ефективні шляхи забезпечення дії основних механізмів зміцнення (легування, термічна або хіміко-термічна обробка, використання гартування із нагріванням СВЧ, поверхневого наклепу, особливих засобів витоплення матеріалу).

Таблиця 5.1 – Характеристика виробів та властивостей матеріалів, які визначають конструктивну міцність

Назва виробу	Основні вимоги до матеріалу	Можливі матеріали для виготовлення	Можливі механізми зміцнення	ТО (ХТО) для отримання необхідних властивостей	Комплекс властивостей, які відповідають за експлуатаційну надійність	Визначальні умови експлуатації
1	2	3	4	5	6	7
Напівось	$D_{кр} \geq 36 \text{ мм}$ $\sigma_{0,2} \geq 600 \text{ МПа}$; КСЧ ≥ 70 Дж/см^2 . При $(-40)^\circ\text{C}$ $\text{КСЧ} \geq 50 \text{ Дж/см}^2$; $\sigma_{-1} \geq 380 \text{ МПа}$ за 10^7 циклів. Твердість поверхні в місцях контакту з ущільнювачем $\geq 54 \text{ HRC}$, глибина зміцненого шару (2,5...3,0) мм	35Г2 40Х 35ХГСА 40ХН				

1	2	3	4	5	6	7
Колінчастий вал	$D_{кр} \geq 60 \text{ мм}$ $\sigma_{0,2} \geq 1000 \text{ МПа}$; $KCU \geq 100$ Дж/см^2 . При $(-40)^\circ\text{C}$ $KCU \geq 90 \text{ Дж/см}^2$; $\sigma_{-1} \geq 540 \text{ МПа}$ за 10^7 циклів. HRC поверхонь шийок (58...62), глибина зміцненого шару (1,2...1,8) мм	40XH2МА 30X3МФ 18ХГТ 18Х2Н4МА				
Пружина задньої підвіски	$D_{кр} \geq 12 \text{ мм}$ $\sigma_{0,2} \geq 1200 \text{ МПа}$; $\sigma_{-1} \geq 500 \text{ МПа}$; $\tau_{-1} \geq 300 \text{ МПа}$	50ХФА 45Х5МФС 60С2А 70С3ВА				
Поршневий палець	$D_{кр} \geq 10 \text{ мм}$ $\sigma_{0,2} \geq 550 \text{ МПа}$; $KCU \geq 80 \text{ Дж/см}^2$; $\sigma_{-1} \geq 520 \text{ МПа}$ HRC поверхні 58...62, глибина зміцненого шару (0,9...1,3) мм	15ХФ 18ХГТ 40Х 38Х2МЮА				

5.6.2 З використанням літературних джерел охарактеризувати матеріал, обраний для зазначеного викладачем виробу. Обґрунтувати його вибір на підставі порівняння з альтернативними марками, зазначеними в таблиці.

5.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Заповнена таблиця 5.1, виконане завдання п.5.6.2. Висновки до роботи.

5.8 Рекомендована література

[1, с.364-369; 2, с.97-114, 250-251; 3, с.42-49, 131-143; 4, с.167-171]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 6

Вивчення впливу легувальних елементів на мікроструктуру і властивості сталей після хіміко-термічної обробки (ХТО) та поверхневого гартування

Мета роботи – вивчити вплив легування і технології ХТО та гартування після нагрівання СВЧ на структуру, властивості поверхневого шару й серцевини сталевих виробів.

6.1 Загальні відомості

Багато виробів повинні мати високу поверхневу твердість, міцний поверхневий шар та в'язку серцевину. Таке сполучення властивостей досягається поверхневим зміцненням виробів, котрі виготовлені із сталей з достатньою пластичністю та задовільною міцністю. До методів поверхневого зміцнення відносять ХТО, поверхневе гартування та поверхневу пластичну деформацію.

6.1.1 Хіміко-термічна обробка. ХТО є одним із найбільш ефективних методів підвищення довговічності деталей машин за рахунок збільшення твердості, опору втомному руйнуванню, а в деяких випадках – антикорозійних, антиерозійних властивостей та окалино-(жаро)стійкості.

ХТО – це процеси дифузійного насичення поверхневих шарів виробів із зовнішнього середовища різними елементами в атомарному стані одночасно із тепловим впливом. ХТО може здійснюватися в газовому, рідкому або твердому робочому середовищі. При ХТО відбувається зміна хімічного складу, структури та властивостей поверхневих шарів металу.

Всі різновиди ХТО поділяють на дві групи:

- дифузійне насичення неметалами – цементація (насичення вуглецем), ціанування (одночасне насичення С та N), азотування (насичення N), котрі знайшли найбільш поширене використання;
- дифузійне насичення металами (дифузійна металізація) – Cr, Al, Si, Ti та ін.

При ХТО одночасно відбуваються три елементарні процеси: 1) виділення дифундуючого елемента в атомарному стані (дисоціація); 2) поглинання активних атомів дифундуючого елемента (абсорбція); 3) проникнення атомів насичуючого елемента вглиб металу (дифузія).

Глибина шару при ХТО залежить від багатьох факторів: насичуючого елемента, його активності в насичуючому середовищі; тривалості та температури насичення; хімічного складу сталі. Наприклад, при насиченні елементами, котрі утворюють тверді розчини втілення, швидкість формування шару в багато разів вища, ніж у випадку утворення твердих розчинів заміщення, тому що дифузійна рухомість атомів втілення на декілька порядків вища ніж атомів заміщення. Підвищення температури насичення при рівній тривалості призводить до збільшення глибини дифузійного шару по експоненті і в практиці використовується як один із методів інтенсифікації процесів ХТО.

Переваги ХТО в порівнянні із іншими методами поверхневого зміцнення: 1) ХТО можна піддавати різні за формою та розмірами деталі, забезпечуючи при цьому отримання збагаченого шару однакової товщини; 2) велика різниця між властивостями серцевини та поверхні; 3) наслідки перегрівання можна усунути подальшою термічною обробкою.

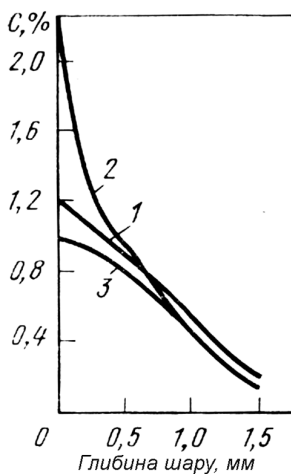
Особливості цементації та подальшого циклу термічної обробки в залежності від хімічного складу матеріалу. Цементация – процес дифузійного насичення вуглецем поверхневих шарів сталевих виробів. Цементация із подальшою термічною обробкою надає поверхневим шарам виробів високу твердість ($HRC > 56$), зносостійкість, а також підвищує міцність виробів при контактних, згинальних та крутних циклічних навантаженнях, при цьому зберігається в'язка серцевина. Цементации піддають різноманітні деталі: зубчасті колеса, пальці, вали, черв'яки та ін. Для їх виготовлення використовують в'язкі малоуглецеві (0,1...0,25%С) сталі: 10, 15, 20, 15Х, 18ХГТ, 12ХН3А, 18Х2Н4ВА тощо.

Розчинність вуглецю в фериті мала, тому цементацию проводять в аустенітному стані (вище точки A_{c3} для цементовної сталі) – при 900...970⁰С. Оптимальний вміст вуглецю в поверхневому шарі складає 0,8...1,1%. При меншому вмісті вуглецю не досягається потрібна твердість поверхні, а при більшому – в цементованому шарі утворюється карбідна сітка, внаслідок чого він стає крихким.

Товщина дифузійного шару обирається в залежності від розмірів та умов експлуатації виробів. При товщині шару нижче оптимальної можливо його продавлювання при контактних навантаженнях або передчасне руйнування від втоми із-за недостатньої міцності сталі по всій зоні дії високих робочих навантажень. При надлишковій товщині

зменшуються залишкові напруження стиснення в поверхневому шарі та знижується границя витривалості σ_{-1} . Найбільш високі значення σ_{-1} отримують при товщині шару 10...15% від товщини (діаметру) перерізу виробу. Глибина шару частіше всього знаходиться в межах 0,6...1,3мм, на деталях із значними розмірами вона може досягати 4...6мм. Швидкість цементації в залежності від температури та товщини шару може коливатися в межах 0,15...0,75мм/год. Так, підвищення температури цементації скорочує тривалість насичення. Наприклад, тривалість процесу для досягнення глибини 1мм в сталі 10 при 900⁰С становить 6 годин, а при 970⁰С – 4...5 годин. Атомарний С у випадку газової цементації утворюється при дисоціації окису вуглецю (СО), метану (СН₄) та інших вуглеводнів.

Після цементації максимальний вміст вуглецю на поверхні виробів плавно зменшується за перерізом деталі до початкового в серцевині. Наприклад, в цементованій деталі із сталі 10 концентрація вуглецю зменшується від 1,0% на поверхні до 0,1% в серцевині. Елементи-карбідоутворювачі підвищують максимальну концентрацію вуглецю в поверхневому шарі в порівнянні з вуглецевою нелегованою сталлю, що пояснюється інтенсивним карбідоутворенням в поверхневому шарі (рис. 6.1).



1 - нелегована сталь; 2 – сталь, легована карбідоутворювачами;

3 – сталь, легована некарбідоутворювачами

Рисунок 6.1 – Розподіл вуглецю за глибиною цементованого шару сталі

Із підвищенням температури вміст вуглецю в цементованому шарі легованих сталей зменшується. Вплив л.е. на глибину цементованого шару визначається їх впливом на коефіцієнт дифузії та концентрацію вуглецю в поверхневому шарі. На рис. 6.2 показана залежність глибини цементованого шару h від вмісту л.е. при температурі цементзації 925°C .

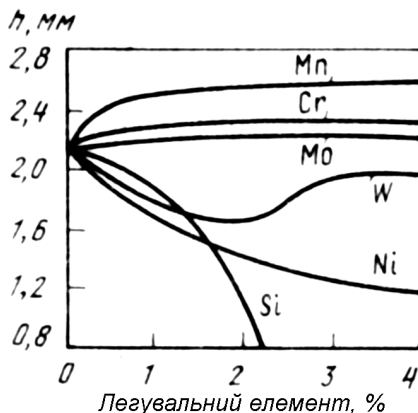
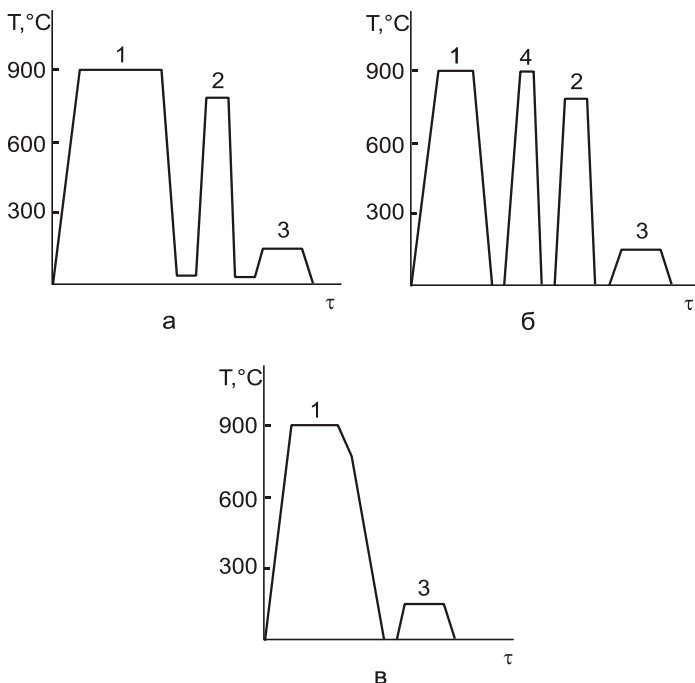


Рисунок 6.2 – Вплив легувальних елементів на глибину цементованого шару після цементзації при 925°C

Структура деталей із вуглецевих сталей, повільно охолоджених після цементзації, близька до рівноважної і залежить від вмісту вуглецю: в заевтектоїдній частині шару – перліт з сіткою вторинних карбідів, в евтектоїдній – перліт, в доевтектоїдній – перліто-феритна суміш із зростанням частки фериту в напрямку до серцевини (за ефективну товщину цементованого шару приймають суму заевтектоїдної, евтектоїдної та половини доевтектоїдної зони). Вказані структури мають низький рівень твердості, є крупнозеренними (тривала витримка при високих температурах цементзації призводить до росту аустенітного зерна, що погіршує механічні та експлуатаційні властивості шару та серцевини). Тому лише однієї цементзації недостатньо для досягнення значної поверхневої твердості та високих експлуатаційних властивостей. Вони забезпечуються заключною термічною обробкою – гартуванням та низьким відпуском. В залежності від марки цементовної сталі, температури цементзації, призначення деталей можливі такі основні технологічні схеми (рис. 6.3):

1. Цементация, повільне охолодження, гартування від температури $A_{c1} + (30 \dots 50)^\circ\text{C}$, відпуск низькотемпературний.

За цією схемою обробляються маловідповідальні деталі, що виготовлені зі сталей 10, 15, 20. Їх серцевина не зміцнюється під час ХТО внаслідок низької прогартуваності.



1 – цементация; 2 – гартування від $A_{c1} + (20 \dots 30)^\circ\text{C}$; 3 – низькотемпературне відпускання; 4 – гартування (нормалізація) від $A_{c3} + (20 \dots 30)^\circ\text{C}$

Рисунок 6.3 – Технологічні схеми ХТО деталей із цементовних сталей

При гартуванні від температури вище A_{c1} відбувається повна перекристалізація в поверхневому шарі та часткова в серцевині. Таким чином, поверхневий шар буде мати або структуру дрібногочастого мартенситу з невеликою кількістю аустеніту залишкового, або структуру, яка складається з мартенситу, аустеніту залишкового та цементиту вторинного (в залежності від вмісту вуглецю після насичення). Низький відпуск ($160 \dots 180^\circ\text{C}$) переводить мартенсит гартування в мартенсит відпуску, знижує рівень напружень. Твердість поверхні стано-

вить 58...62 HRC. Серцевина буде мати ферито-перлитну структуру з твердістю ≤ 20 HRC та міцністю $\sigma_{0,2} = 200...250$ МПа.

2. Цементация, охолодження із піччю до температури гартування (підстужування), охолодження зі швидкістю більшою за критичну (так зване безпосереднє гартування), відпуск низькотемпературний.

Така технологічна схема використовується для високонавантажених деталей, що виготовлені із спадково дрібнозернистих сталей типу 18ХГТ, 20ХГР. Завдяки гартуванню з підстужуванням до температур 780...840⁰С після цементації зменшується кількість аустеніту залишкового в структурі та короблення виробів. Структура їх поверхні буде складатися з мартенситу та карбідів, а серцевина буде мартенситною, бейнітною, трооститною (в залежності від розміру деталі) з твердістю 25...45 HRC, міцністю $\sigma_{0,2} = 650...700$ МПа та в'язкістю $KCU = 0,8...1,0$ МДж/м².

3. Цементация, повільне охолодження, подвійне гартування, відпуск низькотемпературний.

В такий спосіб обробляються високовідповідальні важконавантажені деталі, що зазнають під час експлуатації значних знакозмінних напружень. При їх виготовленні використовують сталі типу 12ХН3А, 18Х2Н4ВА, які окрім високої твердості поверхневого шару, забезпечують значне зміцнення серцевини.

Перше гартування (або нормалізацію) при температурах вище A_{c3} використовують для перекристалізації та подрібнення зерна в серцевині, яке виросло при високих температурах та тривалості цементації, а також розчинення цементитної сітки в заевтектоїдній зоні шару. Друге гартування (температура $A_{c1} + (30...50)^0$ С забезпечує отримання в поверхневому шарі дрібногочастого мартенситу та дрібних глобулярних карбідів в заевтектоїдній частині шару.

Після такої обробки структура серцевини – маловуглецевий відпущений мартенсит. Її твердість 30...40 HRC, міцність $\sigma_{0,2} = 850...1100$ МПа та ударна в'язкість $KCU = 0,8...1,2$ МДж/м².

Методи поверхневого зміцнення, зокрема цементация, підвищують границю витривалості. Руйнування виробів, зумовлене втомою металу, виникає під дією знакозмінного напруження. Тріщина втоми зароджується та розвивається під дією напруження розтягнення. В зміцненому поверхневому шарі, що має більший питомий об'єм порі-

вняно із серцевиною, діють стискуючі напруження. Внаслідок взаємодії напруження від навантаження і зміцнення зменшується рівень напруження розтягнення та підвищується міцність сталі від втоми та довговічність деталей. Так, після цементації із подальшою термічною обробкою залишкові напруження стиснення складають 400...500 МПа.

Азотування. Азотування – це процес дифузійного насичення поверхні виробів азотом. Мета азотування – підвищення твердості, зносостійкості, міцності втоми та опору корозії поверхні виробу. Азотуванню піддають гільзи циліндрів двигунів, зубчасті колеса, втулки та ін.

В системі **Fe-N** (рис. 6.4) утворюються такі фази:

α -фаза – твердий розчин втілення атомів **N** в Fe_α з ОЦК-граткою;

γ -фаза – твердий розчин втілення атомів **N** в Fe_γ з ГЦК-граткою;

γ' -фаза – твердий розчин на основі нітриду Fe_4N з ГЦК-граткою;

ϵ -фаза – твердий розчин на основі нітриду Fe_3N з гексагональною граткою.

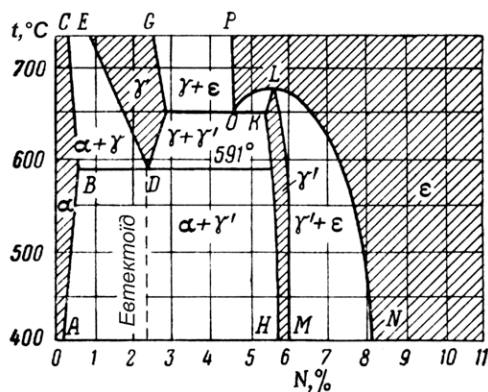
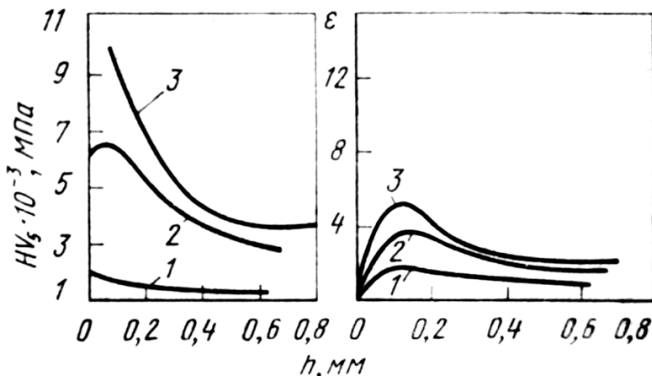


Рисунок 6.4 – Діаграма стану **Fe-N**

Твердість нітридів заліза відносно невисока: γ' -фази – HV 550 (HRC 50), ϵ -фази – HV 450 (HRC 44). Тому для азотування використовують сталі, що леговані головним чином **Al**, **V**, **Cr** та **Mo** (тобто елементами, що мають більшу спорідненість до азоту, ніж залізо). В цих сталях утворюються тверді, дисперсні, термічностійкі нітриди (AlN , VN , Cr_2N , Mo_2N), карбонітриди та азотистий α -твердий розчин із зонами з підвищеними концентраціями азоту та л.е., які створюють

пружні викривлення ґратки α -твердого розчину. Високодисперсні нітриди л.е. та зони, що збагачені **N, Al, V, Cr, Mo**, гальмують рух дислокацій та підвищують твердість азотованого шару легованих сталей. Як правило, при легуванні декількома елементами твердість азотованого шару більше, ніж при легуванні одним елементом (рис. 6.5).



1 – технічне залізо; 2 – сталь 40X; 3 – 38X2MЮA

Рисунок 6.5 – Зміна твердості HV та відносної зносостійкості ϵ за глибиною азотованого шару (азотування при 540°C, 33 год)

Азотування конструкційних сталей проводиться при температурах нижче 591°C – температури евтектоїдного перетворення в системі Fe-N. Для азотування використовують середньовуглецеві (0,3...0,45%С) леговані сталі типу 38X2MЮA, 30X2H2MФА, 40XHM та ін., які отримали назву нітралоїв. В сталях із меншим вмістом вуглецю (<0,3%) можливо продавлювання азотованого шару при великих питомих навантаженнях; більший вміст вуглецю (>0,45%) не забезпечує в'язку серцевини.

Для отримання високих механічних властивостей серцевини (особливо в'язкості) та підготування структури для подальшого азотування деталі піддають попередній термічній обробці – поліпшенню на структуру сорбіт відпуску. Азотування відбувається в печах, в які подається аміак, котрий дисоціює за рівнянням: $2NH_3 \rightarrow 2N_{at} + 3H_2$. Дифузія азоту вглиб виробу відбувається з малою швидкістю (близько 0,01мм/год), тому для отримання шару товщиною 0,3...0,6 мм при 520...560°C необхідна витримка в декілька десятків годин (30...60 год). Л.е. суттєво впливають на глибину h азотованого шару та поверхневу твердість (рис. 6.6). Зменшення глибини азотованого шару при легу-

ванні обумовлено зменшенням коефіцієнту дифузії азоту в фериті. Вуглець також зменшує коефіцієнт дифузії азоту.

Одноступеневий режим при $500...520^{\circ}\text{C}$ характеризується тривалою витримкою та найбільш високою твердістю. Для прискорення процесу азотування використовують двоступеневий режим: спочатку азотування проводять при $500...520^{\circ}\text{C}$, а потім при $540...560^{\circ}\text{C}$. На першій ступені дифузія азоту відбувається слабо, отримується неглибокий, але добре насичений азотом шар; на другій ступені дифузія азоту відбувається більш інтенсивно, товщина шару швидко збільшується, але твердість дещо знижується внаслідок коагуляції нітридів. Після насичення деталі охолоджуються із піччю в атмосфері аміаку (для запобігання окислення) до $150...200^{\circ}\text{C}$, а потім на повітрі. Уповільнене охолодження після азотування необхідно для того, щоб повніше виділити азот з α -твердого розчину та збільшити об'єм нітридів в поверхневому шарі. Висока твердість азотованого шару ($950...1200\text{HV}$) забезпечується утворенням твердого розчину втілення атомів N в Fe_α (з тетрагональною ґраткою) і, головним чином, нітридами та карбонітридами легувальних елементів. Після азотування додаткова термічна обробка не проводиться.

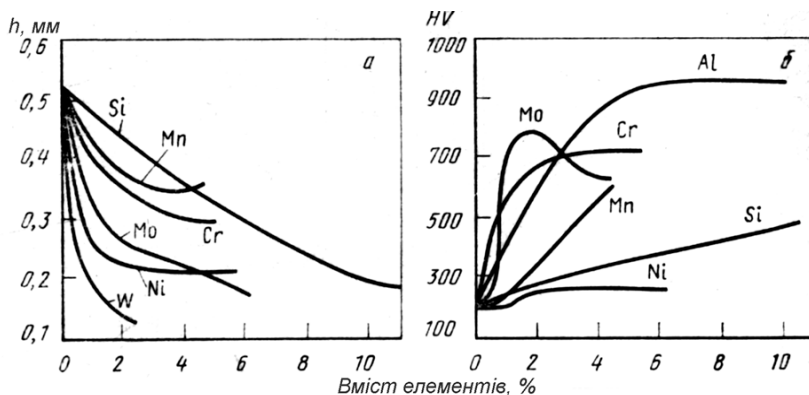


Рисунок 6.6 – Вплив легувальних елементів на глибину азотованого шару (азотування при 550°C , 24 год) та поверхневу твердість

Для підвищення зносостійкості, теплостійкості азотуванню також піддають штампові інструменти (X12M, 3X2B8Ф, 4X5МФС), деталі турбін (20X13, 12X18H10T) та інші вироби.

Переваги азотування порівняно із цементацією: більша твердість поверхні, яка зберігається до 450°C (твердість цементованих виробів із нетеплостійких сталей знижується при нагріванні вище 200°C); підвищені зносостійкість, границя витривалості (із-за високих залишкових напружень порядку $600\ldots 800\text{МПа}$), кавітаційна стійкість; опір корозії в повітряній атмосфері, прісній воді; незначна деформація виробів.

Недоліки азотування: низька швидкість насичення, підвищена крихкість азотованого шару, обмежена глибина шару.

Зменшити ці недоліки та поєднати переваги цементації та азотування дозволяє нітроцементация. Комплексне насичення **C** та **N** на глибину $0,6\ldots 0,8\text{мм}$ при нітроцементации триває не більше ніж 6 годин. Порівняно невисока температура насичення дозволяє майже завжди здійснювати безпосереднє гартування (рис.6.3, б). Після низького відпуску в шарі забезпечується твердість $58\ldots 64\text{HRC}$. Для досягнення оптимального ефекту від нітроцементации доцільно використовувати комплекснолеговані сталі, які містять як карбідо-, так і нітридоутворювачі: 18ХГТ, 25ХГМ, 25ХГФ.

6.1.2 Поверхнєве гартування. Сполучення високої поверхневої твердості, міцності від втоми та в'язкості серцевини, окрім ХТО, досягається поверхневим гартуванням після газополум'яного, електронопроміневого або плазмового нагріву та нагріву струмом високої частоти (СВЧ). При нагріванні СВЧ використовується явище нерівномірності розподілу змінного струму за перерізом виробу: при високих частотах струм практично протікає тільки в поверхневому шарі деталі, розігріваючи його до температур гартування. Поверхневому гартуванню піддають зубчасті колеса, вали, пальці та ін.

Деталь, що підлягає поверхневому гартуванню, розташовують в індукторі (соленоїді), що уявляє собою один чи декілька витків водоохолоджуваної мідної трубки, яка повторює форму деталі. Для рівномірного нагрівання є необхідним, щоби відстань від індуктора до деталі була в усіх точках однаковою. Змінний струм, що проходить через індуктор, створює змінне магнітне поле, яке індукуює в деталі вихрові струми (струми Фуко), що нагрівають її до високих температур. Серцевина та глибинні шари виробу нагріваються до температур нижче температури утворення аустеніту, в них не відбувається фазових перетворень та зберігається вихідна структура сталі з тим же рівнем механічних властивостей. З підвищенням частоти змінного струму змен-

шується глибина нагрітого (а потім і загартованого) шару δ (в см) за рівнянням: $\delta = 5030 \sqrt{\frac{\rho}{\mu \cdot f}}$, де ρ - питомий опір матеріалу виробу,

Ом·см, μ - відносна магнітна проникливість, f – частота струму, Гц. Наприклад, при частоті струму (0,5...1) кГц глибина загартованого шару становить близько 5мм, а при (60...250) кГц – менше 1мм.

Високі швидкості нагріву (100...1000)⁰С/с та нетривала витримка (декілька секунд) при температурі гартування викликають ряд особливостей поверхневого гартування:

- підвищення швидкості нагрівання викликає підвищення температури завершення процесу утворення аустеніту;
- утворюється дуже дрібне зерно аустеніту 11-12 балу;
- отриманий аустеніт є мікронеоднорідним за вмістом вуглецю та л.е.;

- вихідна структура сталі повинна бути дисперсною. Наявність крупних зерен надлишкового фериту викликає необхідність сильно підвищувати температури нагрівання, що призводить до інтенсивного росту зерна та погіршує властивості сталі в загартованому стані. Тому перед поверхневим гартуванням здійснюють об'ємну термічну обробку – відпал, нормалізацію або термічне поліпшення;

- із-за неоднорідності та дрібнозернистості переохолоджений аустеніт має низьку стійкість до розпаду, тому при гартуванні необхідно використовувати інтенсивне охолодження.

Підвищення твердості після поверхневого гартування порівняно із об'ємним на 1...5 HRC забезпечується отриманням дрібногочастого мартенситу, в якому фіксується найбільш можлива кількість вуглецю, а інтенсивне охолодження при гартуванні виключає можливість відпуску в процесі гартування.

Для поверхневого гартування використовують, як правило, вуглецеві та низьколеговані середньовуглецеві конструкційні сталі (0,35...0,6%С): 35, 45, 50, 40Х та ін. В легованих сталях з більшим вмістом л.е. (вище 3%) короткий час нагрівання є недостатнім для завершення процесу аустенітизації, розчинення карбідів та гомогенізації аустеніту. В сталях з меншим вмістом вуглецю не забезпечуються вигоди щодо твердості поверхні (HRC>55), із більшим – серцевина буде мати низьку в'язкість.

Після нагріву СВЧ деталі охолоджуються швидко занурюванням у воду (олію) або за допомогою душового пристрою (спрейера). Після гартування вироби піддають низькотемпературному відпусканню ($150...250^{\circ}\text{C}$), іноді – самовідпуску. При гартуванні із самовідпуском гартівне охолодження переривається в момент, коли в поверхневих шарах вже відбулося мартенситне перетворення, а температура серцевини є вищою ніж температура початку мартенситного перетворення. Поверхня деталі розігрівається за рахунок тепла, що залишилося в глибинних шарах та серцевині, й таким чином відбувається відпуск поверхневих шарів. Відпускання, незначно знижуючи твердість, підвищує міцність загартованої сталі (в 1,5...2 рази), зменшує внутрішні напруження, зберігає в поверхневих шарах залишкові стискуючі напруження (500...600 МПа). Після термічної обробки поверхневий шар має структуру відпущеного мартенситу (HRC 55...60), серцевина – ферито-перлітну або сорбітну (HRC 20...35).

Переваги поверхневого гартування порівняно з об'ємним: 1) висока продуктивність, 2) відсутність окислення а також втрати вуглецю та інших л.е.; 3) менший розмір зерна і підвищена твердість; 4) незначна деформація деталей, 5) наявність стискуючих напружень на поверхні і, як наслідок, підвищена довговічність виробів. Особливо ефективний цей метод для серійного та масового виробництва; при гартуванні одиничних деталей, коли для кожної необхідно виготовити свій індуктор та підібрати режим т/о, цей спосіб є нерентабельним.

6.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Стисло описати призначення ХТО та поверхневого гартування, сутність цементації, азотування та гартування після нагрівання СВЧ. Підготувати таблицю 6.1 та рис. 6.3, 6.4.

6.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

6.3.1 Призначення та сутність ХТО. Елементарні процеси, що відбуваються при ХТО. Вплив температури насичення, тривалості процесу, хімічного складу сплаву на глибину дифузійного шару.

6.3.2 Цементация. Сталі для цементації. Основні параметри цементації. Термічна обробка після цементації. Структура та властивості шару і серцевини після цементації та подальшої термічної обробки.

6.3.3 Азотування. Сталі для азотування, термічна обробка азотованих виробів. Структура та властивості сталей після азотування. Переваги та недоліки азотування в порівнянні із цементацією.

6.3.4 Поверхнєве гартування. Сталі, що використовуються для гартування із нагріванням СВЧ. Термічна обробка після гартування; структура та властивості поверхневого шару і серцевини. Вплив прискореного нагріву на структуру та властивості сталі.

6.3.5 Принципи підвищення твердості, зносостійкості, втомної міцності після різних способів поверхневого зміцнення.

6.3.6 Зробити обґрунтований вибір методу обробки заданих виробів в умовах масового виробництва:

- для шестерень авіаційного двигуна з експлуатаційною твердістю 950...1100HV, які в процесі роботи розігріваються газами до 400...450⁰C;

- для колонок та втулок пресового штамп, що працюють на знос в умовах ударних навантажень. Робоча твердість поверхні 58...62 HRC.

6.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МИМ-5 або МИМ-7. Добірка шліфів містить зразки сталей: 10 в цементованому, цементованому та загартованому станах, азотованій 38ХМЮА та 45 після гартування із нагріванням СВЧ. Під час виконання роботи використовуються довідники.

6.5 Вказівки з техніки безпеки

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

6.6 Порядок проведення лабораторної роботи

6.6.1 Переглянути мікроструктуру зразків сталей: 10 в цементованому, цементованому та загартованому станах, азотованій 38ХМЮА та 45 після нагрівання СВЧ та гартування.

6.6.2 Зарисувати (схематично) мікроструктури розглянутих зразків сталей. Заповнити таблицю 6.1.

6.6.3 В залежності від зазначених технічних вимог до матеріалу виробу, обрати метод поверхневого зміцнення, заповнити табл. 6.2.

Таблиця 6.1– Основні технологічні параметри та властивості після поверхневого зміцнення

Марка сталі	Вид зміцнення	Попередня т/о	Режим ХТО або СВЧ		Глибина шару, мм	Кінцева т/о шару	Твердість		Мікроструктура	
			T, °C	час			шару	серцевини	шару	серцевини
10	цементация									
38ХМЮА	азотування									
45	гарт СВЧ									

Примітка. Значення температур, часу витримки, глибини шару надати в допустимих границях для даного виду обробки.

Таблиця 6.2 – Методи поверхневого зміцнення в залежності від зазначених вимог до матеріалу виробу

Назва виробу	Основні вимоги до матеріалу	Марка матеріалу	Т/О (ХТО) для отримання необхідних властивостей	Структура	
				поверхні	серцевини
Шарнірний палець передньої підвіски автомобіля	<u>1 варіант.</u> Шар глибиною 1,0...1,5 мм має 59...63 HRC; серцевина — 20...24 HRC; $D_{кр} > 15$ мм, $\sigma_{0,2} \geq 800$ МПа, $KCU \geq 40$ Дж/см ² , $\sigma_{-1} \geq 520$ МПа. <u>2 варіант.</u> Шар глибиною 2,5...3,5 мм має 52...56 HRC; серцевина — 28...32 HRC, $KCU \geq 60$ Дж/см ² , $\sigma_{-1} \geq 380$ МПа.				
Зубчасте колесо коробки передач автомобілю	Шар глибиною 0,5...0,7 мм має 58...63 HRC; серцевина — 35...40 HRC, $\sigma_{0,2} \geq 950$ МПа, $KCU \geq 60$ Дж/см ² , $\sigma_{-1} \geq 600$ МПа.				
Штовхачі голок форсунок в ГТД	Шар глибиною 0,3...0,45 мм має 64...67 HRC; серцевина — 28...30 HRC, $\sigma_{0,2} \geq 900$ МПа, $KCU \geq 80$ Дж/см ² , $\sigma_{-1} \geq 600$ МПа.				

6.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур переглянутих зразків сталей, заповнені таблиці 6.1 та 6.2, рисунки 6.3, 6.4. Висновки до роботи.

6.8 Рекомендована література

[1, с.312-340; 2, с.222-249; 3, с.175-183; 4, с.148-160; 6, с.61-115; 7, с.84-145]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 7

Вивчення мікроструктури, властивостей та призначення інструментальних сталей

Мета роботи – вивчити вплив легувальних елементів та термічної обробки на структуру та властивості інструментальних сталей, засвоїти основи вибору легованих сталей для інструменту.

7.1 Загальні відомості

Інструментальні сталі призначені для виготовлення різальних, вимірювальних інструментів, штампів холодного та гарячого деформування.

Інструмент в процесі експлуатації підлягає впливу підвищених температур, зносу, високих тисків, ударних навантажень, а також значних напружень згину та крутіння. Тому основними властивостями для інструментальних сталей є наступні:

- *твердість*. Є головним показником працездатності та довговічності інструменту. Залежить від хімічного складу сталі (перш за все визначається вмістом С), термічної обробки та отриманої структури;

- *в'язкість*. Характеризує експлуатаційну надійність інструменту. Залежить від структури, кількості домішок, неметалевих включень, карбідної неоднорідності. Як правило, підвищення твердості викликає зниження в'язкості та навпаки;

- *зносо-стійкість* (здатність опиратися різним видам зносу). Є характеристикою довговічності роботи інструменту. Визначається складом, структурою, властивостями сталі, а також властивостями матеріалу виробу, що обробляється;

- *теплостійкість* (визначається температурою, до якої зберігається задана висока твердість, міцність та зносо-стійкість сталі). Характеризує здатність інструменту опиратися змінам в структурі та властивостях робочої кромки при розігріванні в процесі експлуатації;

- *прогартовуваність*. Є показником твердості інструменту за перерізом, визначається стійкістю переохолодженого аустеніту.

Крім вищевказаних властивостей для певних видів інструментів мають великі значення й такі властивості, як теплопровідність, розпалюваність, окислюваність, стабільність розмірів та ін.

7.1.1 Вплив легувальних елементів на властивості інструментальних сталей. Легувальні елементи в невеликій кількості (до 5%) вводять для збільшення загартуваності, прогартуваності, а також для зменшення деформацій та небезпеки розтріскування інструменту (це досягається завдяки можливості вести гартування в більш м'яких середовищах, ніж вода). Тому Cr є постійним елементом в інструментальних сталях. Mn (1...2%) інтенсивно знижує інтервал температур мартенситного перетворення, що забезпечує мінімальну зміну розмірів інструменту при гартуванні через збільшення кількості $A_{\text{зал}}$, який частково або повністю компенсує збільшення об'єму із-за утворення мартенситу. Si (1...1,5%) додають для підвищення опору відпусканню та утворення окалини, що легко видаляється; W (1...5%) – для підвищення зносостійкості; Ni (до 1,5%) – для збільшення в'язкості.

Для забезпечення теплостійкості вводять Cr, W або Mo. Ці елементи зв'язують C в спеціальні карбіди, коагуляція яких при відпусканні уповільнена. Cr в кількості 6...12% зв'язує C в карбід Me_7C_3 та затримує розпад мартенситу до 450...500°C. Більш суттєво збільшують теплостійкість W та Mo, що утворюють в присутності Cr стійкі до коагуляції карбіди типу Me_6C (у відсутності Cr утворюються нерозчинні в аустеніті карбіди WC (MoC), W_2C (Mo_2C)). Виділення спецкарбідів підвищує твердість після відпуску при 500...600°C. Особливо ефективно вторинне твердіння та теплостійкість підвищуються при введенні декількох сильних карбідоутворювачів, наприклад, W та V. При відпусканні V, який виділяється більш інтенсивно, посилює дисперсійне твердіння, а W, який зберігається в мартенситі, затримує його розпад.

Збільшенню теплостійкості сприяє також Co. Він не утворює карбідів, але підвищує енергію міжатомних зв'язків, що призводить до утруднення коагуляції карбідів та збільшення їх дисперсності.

7.1.2 Сталі для різальних інструментів. Сталі цієї групи (свердла, фрези, мітчики та ін.) повинні мати високу твердість різальної кромки 63...66 HRC, високу міцність, опір малим пластичним деформаціям, а також теплостійкість при високих швидкостях різання та обробці важкообробляємих матеріалів. За рівнем теплостійкості сталі для різальних інструментів поділяють на дві групи: нетеплостійкі та теплостійкі.

До нетеплостійких, які зберігають високу твердість до температур 200...300°C, відносять вуглецеві та низьколеговані (до 5% л.е.) сталі.

Вміст **C** в вуглецевих сталях складає 0,7...1,3%: У7 (У7А), У8 (У8А)...У13 (У13А). Для сталей цієї групи застосовують повне (для до- та евтектоїдних) та неповне (для заевтектоїдних) гартування із подальшим низьким відпусканням при 150...170⁰С. Внаслідок невеликої прогартуваності вуглецеві сталі використовують для дрібних інструментів або для інструментів перерізом до 25мм із незагартованою серцевиною, в яких різальна частина припадає на поверхневий шар (напилки, мітчики та ін.)

Основними легувальними елементами низьколегованих сталей є **Cr, W, V, Si, Mn**: 9ХС, ХВГ, В2Ф. За структурою, як правило, ці сталі відносяться до заевтектоїдних сталей перлітного класу. Їх піддають неповному гарту з температур вище точки A_1 та низькому відпусканню (100...250⁰С) на структуру мартенсит та надлишкові карбіди (HRC 62...65). Як і вуглецеві, низьколеговані сталі не теплостійкі та мають практично однакові із ними різальні властивості. Але в порівнянні із вуглецевими вони мають більшу прогартуваність, що дозволяє виготовляти інструменти великих розмірів та складної форми та є менш схильними до перегрівання.

Теплостійкими (зберігають високу твердість до температур червоного жару – 600...640⁰С) є високолеговані (до 25% л.е.) сталі, які називають швидкорізальними: Р18, Р6М5, Р9Ф2К5 та ін. Для забезпечення теплостійкості в них вводять **W, Mo**, які утворюють спеціальні карбіди **MeC, Me₂C, Me₆C**, що повільно коагулюють. Карбіди сприяють підвищенню різальних властивостей та опору зносу, тому вуглецю в цих сталях не менш ніж 0,7%. Швидкорізальні сталі позначаються буквою **P**, цифра після якої вказує на кількість (у відсотках) основного легувального елемента – **W**. Більш повно ці сталі розглядаються в лабораторній роботі № 8.

7.1.3 Сталі для вимірювальних інструментів. Основними вимогами до сталей цієї групи (плитки, калібри, шаблони та ін.) є висока твердість (близько 60...66 HRC), зносостійкість, стабільність розмірів та форми на протязі тривалого часу експлуатації та висока чистота поверхні. Найбільш широко для вимірювальних інструментів використовують високовуглецеві (0,9...1,1%С) низьколеговані заевтектоїдні сталі **X, 9ХС, ХГ, ХВГ**, які піддають неповному гарту та низькому відпусканню на структуру мартенсит із надлишковими карбідами. Термічна обробка для сталей цієї групи повинна призвести до утруднення розвитку процесу старіння, яке відбувається в загартованій сталі та

викликає зміни об'єму, розмірів та форми, що є неприпустимим. Причинами старіння є релаксація залишкових макроскопічних напружень, подальший розпад мартенситу із зменшенням його ступеню тетрагональності та перетворення аустеніту залишкового на мартенсит. Для зменшення кількості залишкового аустеніту гартування проводять з як можна нижчої температури, а для інструменту підвищеної точності після гартування проводять обробку холодом ($-90...-50^{\circ}\text{C}$). Відпускання ведуть впродовж 24...48 годин при $120...140^{\circ}\text{C}$; більш високі температури нагрівання не використовують із-за зниження зносостійкості.

Плоскі та довгі інструменти (скоби, лінійки та ін.) дуже часто виготовляють із листових цементовних сталей 15, 20, 15X, 20X, або із сталей 50, 55, 50Г, які піддають гартуванню після нагрівання СВЧ. Оскільки нерівномісна структура в цих сталях утворюється тільки в неглибокому шарі робочих поверхонь, то об'ємні зміни мало впливають на розміри всього інструменту.

7.1.4 Штампові сталі. Сталі, що використовують для виготовлення інструменту, який призначений для зміни форми заготовки деформуванням без зняття стружки, відносять до штампових. За умовами роботи штампові сталі поділяють на сталі для холодного деформування та сталі для гарячого деформування. Також до штампових сталей умовно відносять і сталі для прокатних валків.

Штампові сталі для холодного деформування. Сталі цієї групи (матриці, пуансони, ножі, зубонакатники та ін.) повинні мати високу твердість, зносостійкість та міцність, які поєднуються із достатньою в'язкістю. В умовах високих швидкостей деформування робоча кромка інструменту може розігріватися до температур $200...450^{\circ}\text{C}$, тому сталі для таких інструментів повинні бути достатньо теплостійкими. Для крупних штамів необхідно забезпечити високу прогартовуваність та невеликі об'ємні зміни при гартуванні. Сталі цієї групи містять 0,6...1,5%С та 1...14% легувальних елементів. Штампові сталі для холодного деформування умовно поділяють на 4 основні групи:

- *помірно зносостійкі нетеплостійкі* вуглецеві або леговані сталі (витяжні та висадочні малогабаритні штампи, що працюють при невисоких тисках та швидкостях деформації) містять ~1% С та 1...5% л.е. Це сталі заевтектоїдного (рідше евтектоїдного) класу, які піддають неповному гартуванню із низьким відпусканням на твердість 58...61 HRC: У10, У12, Х, 9ХС, ХВГ;

- *сталі високої зносостійкості напівтеплостійкі* (крупні інструменти складної форми: вирубні, обрізні штампи підвищеної точності, штампи видавлювання, накатні ролики, що працюють із розігріванням робочої кромки до 450°C при збільшених швидкостях деформування та динамічних навантаженнях) містять близько 0,8...1,5%С. Ці сталі умовно поділяють на 2 підгрупи: ті, що містять ~6% **Cr** (вони є заевтектоїдними, теплостійкими до 250°C) – Х6ВФ, 8Х6НФТ та ті, що містять ~12% **Cr** (ледебуритні, теплостійкість до 450°C) – Х12М, Х12Ф4М. Заевтектоїдні сталі обробляють тільки на первинну твердість (температура гартування становить $950\ldots1000^{\circ}\text{C}$, відпуску – $150\ldots250^{\circ}\text{C}$, HRC 58...63), ледебуритні – і на первинну (температура гарту $1030\ldots1070^{\circ}\text{C}$, відпуску – $150\ldots160^{\circ}\text{C}$, HRC 61...64) і на вторинну твердість. Гартування на вторинну твердість проводиться з високих температур ($1110\ldots1170^{\circ}\text{C}$), що веде до значного легування аустеніту хромом внаслідок розчинення карбідів та різкому зниженню температури M_p . Після гарту в структурі зберігається 60...80% залишкового аустеніту (HRC 42...54). Після багаторазового відпуску при $500\ldots580^{\circ}\text{C}$ внаслідок перетворення $A_{\text{зал}} \rightarrow M$ твердість зростає до 60...62 HRC;

- *дисперсійнотвердіючі сталі* із високим опором зминанню (важконавантажені пуансони та матриці (пресування, висадка) для роботи при тисках $2000\ldots2300$ МПа) містять близько 0,7...1,0%С та леговані **Cr** (~3..5%), а також **W**, **Mo**, **Si**, **V** : 7Х3В2Ф, 8Х4В2С2МФ, 11Х4В2С2Ф3М. Ці сталі після гартування з температур $1050\ldots1100^{\circ}\text{C}$ та відпускання $\sim 500^{\circ}\text{C}$ (іноді багаторазовому) мають твердість 61...64 HRC;

- *високоміцні сталі із підвищеною ударною в'язкістю* ($KCU=0,6\ldots1,4$ МДж/м²) мають високу міцність та знижену теплостійкість та призначені для виготовлення інструмента, що працює при ударному (динамічному) навантаженні (висадочні пуансони та матриці, ножі гільйотинних ножиць, інструмент для прецизійної вирубки та ін.). Сталі цієї групи містять 0,6...0,75%С та леговані **Cr**, **W**, **Mo**, а також **Mn**, **Ni**, **V** та **Si**. Сталі типу 7ХГ2ВМ, 7ХГНМ зміцнюють гартуванням ($850\ldots870^{\circ}\text{C}$) та низьким відпусканням ($140\ldots160^{\circ}\text{C}$ або $220\ldots250^{\circ}\text{C}$), а сталі 6Х6В3МС, 6Х4ВФ – із використанням дисперсійного твердіння, тобто гартуванням від 1050°C та подальшим відпусканням при 540°C (іноді двох- або триразовим) Твердість високоміцних сталей після таких режимів обробки становить близько 60 HRC.

Штампові сталі для гарячого деформування. Інструменти із штампових сталей для гарячого деформування (молотові штампи, прес-форми для литва під тиском та ін.) працюють в умовах ударного навантаження та періодичного нагріву та охолодження поверхні. Крім достатньої міцності, зносостійкості, в'язкості та прогартовуваності (для крупних штамів) сталі цієї групи також повинні володіти *теплостійкістю, окалиностійкістю та розпалостійкістю*, тобто здатністю витримувати багатократні нагриви та охолодження без утворення сітки поверхневих тріщин (тріщин розпалу). Штампові сталі для гарячого деформування містять приблизно 0,2...0,5%С та від 3 до 30% легувальних елементів. За основними властивостями штампові сталі для гарячого деформування поділяють на групи:

- *сталі помірної теплостійкості та підвищеної в'язкості* (крупні пресові та молотові штампи) містять приблизно 0,4...0,5%С та невелику кількість карбідоутворювачів (**Cr**, **W**, **Mo**), а також **Ni** та **Mn** для збільшення прогартовуваності та забезпечення підвищеної ударної в'язкості: 5ХНМ, 4ХСМФ. Типовою термічною обробкою є гартування (820...950⁰С) та високе відпускання (580...600⁰С) на троосто-сорбіт із твердістю HRC 42...44. Температура експлуатації до 400...500⁰С;

- *сталі підвищеної теплостійкості та в'язкості* (голки для прошивання труб, прес-форми лиття під тиском цинкових, алюмінієвих сплавів та ін.) мають дещо нижчий вміст вуглецю - 0,3...0,4% та збільшену кількість карбідоутворювачів **Mo**, **W**, **V**, вміст **Cr** ~3...5%: 4Х5МФС, 3Х3М3Ф. Сталі цієї групи є дисперсійнотвердіючими; типовою обробкою є гартування від температур 1000...1100⁰С та відпускання при 500...550⁰С впродовж 1,5...2 год на структуру троостит відпуску із твердістю 47...49 HRC. Температура експлуатації до 600...700⁰С;

- *сталі високої теплостійкості* (прес-форми лиття під тиском мідних сплавів, прошивні пуансони) відрізняються ще більш високим вмістом карбідоутворювачів **W**, **Mo**, **V**, а в деяких випадках ще додатково леговані **Co** (8...15%). Як правило, вміст **C** в цих сталях становить 0,2...0,3% (іноді може бути меншим або більшим). В залежності від легування сталі високої теплостійкості можуть мати карбідне (3Х2В8Ф, 5Х3В3МФС) або змішане карбідо-інтерметалідне зміцнення (3Х10В7М2К10, 2Х6В8М2К8). Зміцнювальними фазами є карбіди **Me₆C** та **MeC**, а при наявності **Co** – також інтерметаліди **(Fe,Co)₂W**, **(Fe,Co)₇W₆**. Температура гартування становить близько 1050...1200⁰С,

температура відпускання 600...700⁰С на структуру троостит відпуску із твердістю 42...52 HRC. Теплостійкість сталей цієї групи може сягати 650...750⁰С.

Сталі для прокатних валків. Сталі для прокатних валків працюють в умовах значних статичних та динамічних навантажень; вони повинні мати високу прогартовуваність, міцність, зносостійкість, в окремих випадках в'язкість та теплостійкість. Матеріали цієї групи поділяють на сталі для валків гарячої та холодної прокатки.

Для виготовлення валків гарячої прокатки використовують як конструкційні (50, 40ХН, 50ХН), так і інструментальні (У10, 9ХФ, 9Х2МФ) сталі, а також спеціальні сталі (150ХНМ, 180СХНМ) та леговані чавуни із вмістом вуглецю в межах 2,8...3,9%. Типовою обробкою сталей цієї групи є гартування (або нормалізація) із відпуском на твердість в межах 21...45 HRC.

Валки холодної прокатки виготовляють із хромистих сталей (1...2%Cr), що мають 0,6...0,9% С, та можуть містити такі л.е. як **Si**, **Mo**, **W**, **V** та **Co**: 9Х2, 9ХФ, 75ХСМФ, 8Х5СМФК. Типовою обробкою цих інструментів є гартування із температур 850...950⁰С (або гартування після нагрівання СВЧ) із подальшим відпуском при 150...400⁰С на задану твердість.

Необхідно відмітити, що в даній роботі приведені типові, найбільш розповсюджені, варіанти термічних обробок інструментальних сталей. В реальних умовах виробництва режими термічної обробки можуть дещо відрізнятися від наведених і враховувати можливості виробництва, традиції підприємства, типові режими термічного оброблення.

7.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Охарактеризувати мету легування інструментальних сталей, стисло описати кожну із груп інструментальних сталей. Підготувати таблицю 7.1.

7.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

7.3.1 Призначення інструментальних сталей та їх основні властивості.

7.3.2 Основні легувальні елементи інструментальних сталей та мета їх введення.

- ### 7.3.3 Сталі для різальних інструментів.

7.3.4 Сталі для вимірювальних інструментів.

7.3.5 Штампові сталі для холодного деформування.

7.3.6 Штампові сталі для гарячого деформування.

7.3.7 Сталі для прокатних валків.

7.3.8 Запропонувати та обґрунтувати матеріал та термічну обробку для інструменту, заданого викладачем.

7.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МИМ-5 та МИМ-7, твердомірі типу ТК-2. Добірка шліфів містить зразки інструментальних сталей після типової термічної обробки. Під час виконання роботи використовуються довідники.

7.5 Вказівки з техніки безпеки

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

7.6 Порядок проведення лабораторної роботи

7.6.1 Переглянути мікроструктуру зразків інструментальних сталей. На підставі довідникових даних визначити структурні класи, термічну обробку та структуру після термічної обробки, властивості та призначення матеріалів.

7.6.2 Зарисувати (схематично) мікроструктуру інструментальних сталей. Занести в таблицю 7.1 хімічний склад, призначення, структурні класи, термічну обробку, структуру та твердість після термічної обробки, використання матеріалів.

Таблиця 7.1 – Хімічний склад, структура, призначення та властивості інструментальних сталей

[illegible]

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
X12M										
7XГ2BM										
5XHM										
4X5MΦC										
3X2B8										

7.7 Зміст звіту

Основні загальні відомості відповідно до завдання на підготовку до лабораторної роботи. Схеми мікроструктур переглянутих зразків сталей, заповнена таблиця 7.1. Висновки до роботи.

7.8 Рекомендована література

[1, с.411-418, 432-444; 2, с.308-310, 315-319; 3, с.353-360, 378-400; 4, с.191-196, 200-205; 5, с.207-326, с.454-493]

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 8

Вивчення структури та теплостійкості (червоностійкості) швидкорізальних сталей

Мета роботи – на прикладі сталей Р18 та Р6М5 вивчити вплив легувальних елементів та термічної обробки на фазовий склад, структуру та властивості швидкорізальних сталей.

8.1 Загальні відомості

Головна особливість швидкорізальних сталей – їх висока теплостійкість (червоностійкість), тобто здатність зберігати мартенситну структуру, високу твердість та зносостійкість при нагріванні до температур червоного жару ($600...640^{\circ}\text{C}$). Ці властивості досягаються за рахунок спеціального легування та досить складної термічної обробки, що дозволяє отримати відповідну структуру та фазовий склад.

Червоностійкість швидкорізальних сталей визначають вимірюваннями холодної твердості. Червоностійкість характеризують температурою, до якої сталь після нагрівання зберігає твердість HRC 60. Для визначення червоностійкості зразки після гартування та відпускання додатково нагрівають 4 години до температур, при яких очікується розвиток незворотного знеміцнення: 600 , 625 та 650°C (сталі з карбідними фазами) та при 650 , 675 , 700 та 725°C (сталі з інтерметалідним зміцненням).

8.1.1 Особливості легування швидкорізальних сталей. Основними легувальними елементами, що забезпечують високу червоностійкість, є вольфрам, молібден, ванадій. Крім цього, всі сталі легують хромом, а деякі ще й кобальтом. Вміст вуглецю в цих сталях є не меншим $0,7\%$.

Вольфрам є основним елементом, що забезпечує червоностійкість. Проте, гостра нестача вольфраму, викликає необхідність частково замінити його на молібден. Заміну проводять, користуючись співвідношенням $\text{Mo}/\text{W}=1/1,5$, проте вміст молібдену в сталі не повинен бути більшим, ніж 5% . Вважають, що найкращі властивості при раціональній вартості інструменту досягаються за умови $\Sigma(\text{W}+1,5\text{Mo})=12-13\%$. На цих принципах розроблена найбільш розповсюджена в машинобудуванні швидкорізальна сталь марки Р6М5.

W та **Mo** є тугоплавкими елементами ($T_{пл}(Mo)=2625^{\circ}C$, $T_{пл}(W)=3410^{\circ}C$), які підвищують сили міжатомних зв'язків в твердому розчині та карбідах (тобто зменшують дифузійну рухомість атомів та дислокацій, гальмують процеси коагуляції зміцнювальних фаз, затримують процеси відпуску до більш високих температур). **W** та **Mo** утворюють спеціальні карбіди **Me₂C**, **Me₃C**, **Me₆C**, які під час нагріву розчиняються в аустеніті, що призводить до утворення після гартування високолегованого вольфрамом та молібденом мартенситу. Карбіди, які не розчинилися, сприяють підвищенню різальних властивостей та зносостійкості, стримують ріст зерна.

Ванадій утворює в сталі найбільш твердий карбід **VC** (HV 27000...28000 МПа). Максимальна ефективність від легування ванадієм досягається за умови, що вміст вуглецю в сталі буде достатнім як для утворення карбідів, так і для насичення твердого розчину. Якщо вміст **V** у швидкорізальних сталях є близьким до 1%, вміст **C** приймають в межах 0,7...0,8%. З підвищенням кількості ванадію в сталі вміст вуглецю повинен зростати: на кожний 1% **V** необхідно підвищувати вміст **C** приблизно на 0,2%. Карбід **MC** частково розчиняється в аустеніті, що підвищує червоностійкість та твердість після відпуску за рахунок ефекту дисперсійного твердіння. Частина карбіду **MC**, що не розчинилася, збільшує зносостійкість сталі. Чим вищим є вміст ванадію в сталях (досягає 5%), тим більшою є зносостійкість за рахунок збільшення кількості твердого карбіду. Необхідно зазначити, що при вмісті ванадію до 1,8...1,9%, він утворює лише незначну кількість карбіду **MC**, а головним чином він присутній в карбідах **M₂₃C₆** та **M₆C**.

Хром є обов'язковим л.е. в швидкорізальних сталях, його вміст становить близько 4%. **Cr** є основою карбіду **M₂₃C₆**, який при нагріванні під гарт повністю розчиняється в аустеніті, що забезпечує підвищення прогартуваності сталей. При вмісті 3...4% **Cr** дещо підвищується вторинна твердість сталі. Недоліком хрому є підвищення карбідної неоднорідності.

Кобальт використовують при легуванні швидкорізальних сталей з метою підвищення червоностійкості; також він підвищує твердість сталей до 67...70 HRC. **Co** переважно розчиняється в твердому розчині, частково входить до складу карбіду **M₆C**; при відпусканні викликає виділення невеликої кількості інтерметалідів **(Co,Fe)₇W₆** або **(Co,Fe)₇Mo₆**, які мають більшу стійкість проти коагуляції ніж карбіди.

До недоліків впливу кобальту належать погіршення показників міцності та в'язкості сталі, зростання здатності до знеуглецювання. Кількість аустеніту залишкового у сталях із кобальтом зростає до 40% у порівнянні із 25% для сталей, які його не містять.

8.1.2 Марки швидкорізальних сталей. Усі швидкорізальні сталі позначають буквою Р, цифра після якої вказує вміст **W** – основного легувального елементу в відсотках. Вміст **V** (до 2%) та **Cr** (~4%) – обов'язкових л.е. в усіх сталях в марці не вказується. Сталі, що містять додатково **Mo**, **Co** або підвищений вміст **V**, мають в марці відповідно букви М, К, Ф та цифри, що вказують їх масову частку. Приклади марок швидкорізальних сталей наведені на рис. 8.1.

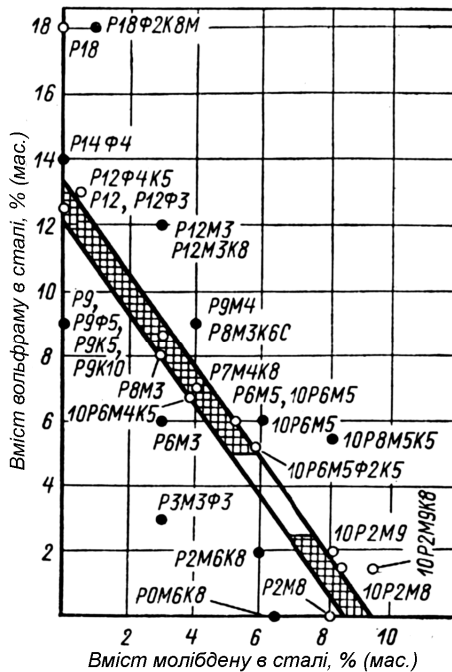


Рисунок 8.1 – Сучасні швидкорізальні сталі.

Смуга на діаграмі відповідає сумарному вмісту $W+1,5 \cdot Mo \approx 12 \dots 13\%$

Швидкорізальні сталі поділяють на сталі помірної червоностійкості (містять до 2% V) та сталі підвищеної червоностійкості (вони містять або більш ніж 2% V або додатково леговані Co). Сталі першої групи (P18, P12, P6М5) зберігають твердість не нижче 58 HRC після

нагріву до температури 620°C , а сталі другої групи (P14Ф4, P9K5, P18K5Ф2) переважають сталі першої групи за теплостійкістю ($630...640^{\circ}\text{C}$), твердістю ($\text{HRC} \geq 64$) та зносостійкістю, але поступають-ся міцністю та технологічністю при шліфуванні.

Необхідно зазначити, що останнім часом поширилося використання швидкорізальних сталей із зменшеним рівнем **W** та **Mo**, а також сталей легованих $0,05...0,1\%$ N (11P3AM3Ф2, P6AM5, P6AM5Ф3). Розроблені швидкорізальні сталі типу 11M5Ф3, які не містять вольфраму та мають властивості на рівні властивостей сталі P6M5.

Вольфрамолібденові сталі мають меншу вартість за вольфрамові (при однаковому рівні властивостей). Якщо, відповідно до вартості швидкорізальних сталей на світовому ринку, прийняти вартість сталі P6M5 за 100%, тоді вартість сталі P12 складає 120%, а P18 – 170%.

8.1.3 Фазовий склад та структурні особливості швидкорізальних сталей. За структурою у відпаленому стані швидкорізальні сталі відносяться до ледебуритного класу, а в нормалізованому – до мартенситного.

Фазовий склад швидкорізальних сталей у відпаленому стані при 20°C складається з таких основних фаз:

- α -твердий розчин, що містить $50...70\%$ від кількості **Cr**, яка присутня в сталі, невелику кількість **W (Mo)** та **V**, а також більшу частину **Co**;

- карбід M_6C , в якому присутня основна кількість **W (Mo)**, **V** та частина **Cr**, **Co**. Кількість карбиду залежить від складу сталі та змінюється в межах від 10 до 30% (за масою);

- карбід хрому M_{23}C_6 , в якому також є деяка кількість **V** та **W (Mo)**;

- карбід ванадію **MC**.

В карбідах знаходиться близько $80...95\%$ **W**, **Mo**, **V** та близько половини усієї кількості **Cr**. Інша частина цих елементів розчинена в фериті.

В структурі литої швидкорізальної сталі присутня складна ледебуритна евтектика, що розташована по межах зерен. Її усувають гарячою деформацією із подрібненням первинних карбідів. Для зниження твердості ($\sim 255\text{HB}$) перед механічною обробкою деформовану сталь піддають ізотермічному відпалу на сорбітоподібний перліт при $800...860^{\circ}\text{C}$. В структурі деформованої та відпаленої сталі можна роз-

різнити 3 види карбідів: крупні обособлені первинні, більш дрібні вторинні та дуже дрібні евтектоїдні карбіди, що входять до складу основного сорбінного фону. Кількість карбідної фази в сталі Р18 сягає 25...30%; в сталі Р6М5 близько 22%. При недостатній проковці спостерігається карбідна ліквіація, що уявляє собою ділянки незруйнованої евтектики, які витягнуті в напрямку деформації. При наявності карбідної ліквіації зменшується стійкість інструменту та зростає його крихкість. Необхідно відзначити, що вольфрамові сталі більш схильні до карбідної ліквіації, ніж вольфрамолібденові.

Останнім часом для виготовлення інструментів із швидкорізальних сталей досить часто використовують методи порошкової металургії. В таких матеріалах значно менші карбідна неоднорідність та анізотропія властивостей, вони добре оброблюються шліфуванням, навіть при підвищеному вмісті ванадію, мають більшу червоностійкість та кращі різальні властивості.

8.1.4 Технологічні особливості термічної обробки швидкорізальних сталей. Необхідні службові властивості інструменту із швидкорізальних сталей досягаються після термічної обробки – гарту та відпуску, що мають ряд особливостей. Розглянемо фазові перетворення, які відбуваються при цьому, на прикладі сталі Р6М5 (рис. 8.2).

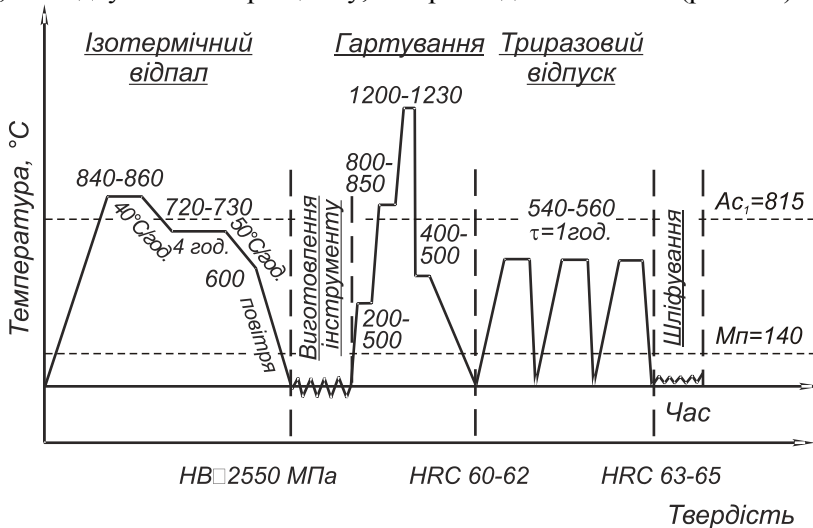


Рисунок 8.2 – Графік термічної обробки сталі Р6М5

Висока температура гартування 1220...1240°C для сталі Р6М5 (на 400...450°C вище A_1) необхідна для розчинення карбідів **W**, **Mo** та отримання високолегованого аустеніту (при нагріві) та високолегованого мартенситу (після гартування). Температура гартування повинна бути як можна вищою, але не вище температури початку інтенсивного росту зерна або оплавлення. Ступінь легуваності аустеніту (мартенситу) збільшується із підвищенням температури гартування (рис. 8.3). Легування аустеніту відбувається при розчиненні вторинних карбідів. Первинні карбіди не розчиняються та гальмують ріст зерна, завдяки чому при температурах гартування швидкорізальні сталі зберігають дрібне зерно (навіть при дуже високому нагріванні розчиняється тільки близько 2/5 карбідної фази). Із-за низької теплопровідності (через підвищену кількість легувальних елементів) інструмент не можна одразу поміщати в піч для кінцевого нагрівання. Тому під час нагрівання виконується подвійний підігрів (при 450 та 850°C) для запобігання виникнення термічних тріщин.

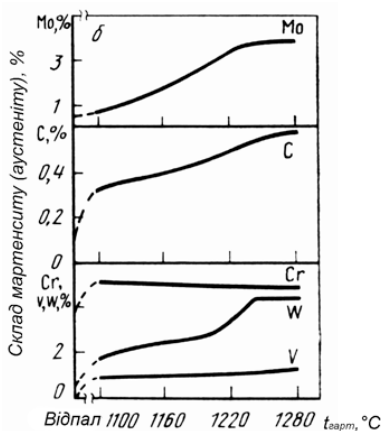


Рисунок 8.3 – Вплив температури аустенізації сталі Р6М5 на склад твердого розчину після гартування

Витримка при температурі гартування повинна забезпечити максимально повне розчинення карбідів, не повинна призвести до окислення, знеуглецювання та росту зерна.

Охолодження при гартуванні швидкорізальних сталей необхідно проводити в маслі або в розчині солей чи лугів. При повільному охолодженні із високих температур (наприклад, на повітрі) можуть виділити-

ся карбіди, які збіднюють твердий розчин на легувальні елементи, що погіршує різальні властивості (на рис. 8.4 показана діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі Р6М5). Після гартування сталь Р6М5 має твердість 60...62 HRC, яка не є максимальною, тому що в структурі крім високолегованого мартенситу (із 0,3...0,4%С) та нерозчинених надлишкових карбідів є 25...30% залишкового аустеніту. Чим вища температура гартування, тим нижчими будуть температури мартенситних точок M_n та M_k та більшою кількістю аустеніту залишкового.

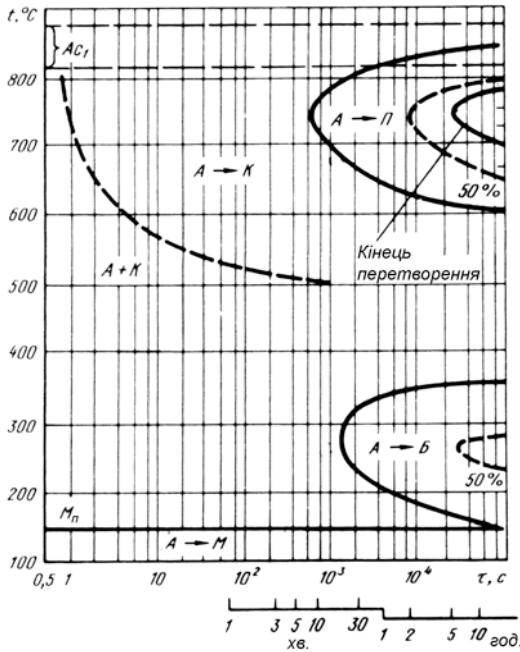


Рисунок 8.4 – Діаграма ізотермічного перетворення аустеніту сталі Р6М5

Одразу після гартування необхідно проводити відпускання при 550...570°C. В процесі витримки при відпусканні із пересиченого α - та γ -твердих розчинів виділяються спеціальні високодисперсні карбіди **W**, **Mo**, **V** типу **MC**, **M₂C**, **M₆C**. Аустеніт, збіднений на вуглець та легувальні елементи, стає менш стійким та при охолодженні нижче точки M_n (~150°C) він підлягає мартенситному перетворенню. Однократне відпускання не забезпечує перетворення всього залишкового аустеніту, тому використовують двох- або трикратне відпускання із витри-

мкою по одній годині та охолодженням на повітрі. При цьому кількість залишкового аустеніту знижується до 3...5%, а твердість сталі досягає 64...65 HRC. Висока твердість сталі після відпуску зумовлена збереженням високолегованої мартенситної структури, дисперсійним твердінням та перетворенням залишкового аустеніту на мартенсит.

Для інструменту простої форми із швидкорізальної сталі іноді для зменшення кількості аустеніту залишкового безпосередньо після гартування використовують обробку холодом (охолодження до -80°C). При цьому більше половини аустеніту залишкового перетворюється на мартенсит, а подальше відпускання (одно- або дворазове) ще в більшому ступені зменшує його кількість.

Додатково різальні властивості покращують низькотемпературним ціануванням або азотуванням при температурах 550...570 $^{\circ}\text{C}$.

8.2 Завдання на підготовку до лабораторної роботи

Коротко описати особливості легування швидкорізальних сталей, їх структури та фазового складу, зазначити принцип маркування та пояснити призначення складної термічної обробки. Підготувати таблиці 8.1 та 8.2, рисунки 8.2, 8.3.

8.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості до лабораторної роботи

8.3.1 Що таке червоностійкість? Як вона визначається?

8.3.2 Особливості легування швидкорізальних сталей.

8.3.3 Маркування швидкорізальних сталей. На які групи їх поділяють?

8.3.4 Фазовий склад швидкорізальних сталей.

8.3.5 Структурні особливості швидкорізальних сталей.

8.3.6 Особливості термічної обробки швидкорізальних сталей.

8.3.7 Поясніть необхідність високотемпературного гарту швидкорізальних сталей.

8.3.8 Призначення триразового відпускання; процеси, що відбуваються під час цієї термічної обробки.

8.4 Матеріали, інструменти, прилади та обладнання

Робота виконується на металографічному мікроскопі МИМ-5 та МИМ-7, твердомірі типу ТК-2. Добірка шліфів містить зразки сталей Р6М5 та Р18 у литому стані, після гарячої деформації із подаль-

шим відпалом, після гартування та триразового відпуску. Під час виконання роботи використовуються довідники.

8.5 Вказівки з техніки безпеки

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

8.6 Порядок проведення лабораторної роботи

8.6.1 На підставі довідникових даних визначити для сталей Р18 та Р6М5 хімічний склад, критичні точки A_{C1} та M_n , термічну обробку, структуру та властивості після термічної обробки, використання цих матеріалів. Ці дані занести в таблицю 8.1.

Таблиця 8.1 – Хімічний склад, структура та властивості швидко-різальних сталей Р18 та Р6М5.

Марка сталі	Хімічний склад	Структурний клас		Критичні точки, $^{\circ}\text{C}$		Режим т/о	Після т/о		Використання
		в рівноважному стані	в нормалізованому стані	A_{C1}	M_n		структура	влас- тивості	
Р18									
Р6М5									

8.6.2 Визначити структурні класи сталей у рівноважному та нормалізованому станах, використовуючи рівноважні діаграми стану та термодинамічні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту. Ці дані занести в табл. 8.1.

8.6.3 Дослідити та описати мікроструктуру литих та гарячедеформованих сталей Р18 та Р6М5 у відпаленому стані. Пояснити різницю в структурах сталей, враховуючи хімічний склад та вплив гарячої пластичної деформації.

8.6.4 Дослідити та описати мікроструктуру сталі Р6М5: 1) загартованої від температур 1220°C , 1280°C ; 2) після гартування від 1220°C та триразового відпускання при 560°C . Обґрунтувати вибір оптимальної температури гартування для сталі Р6М5 та пояснити призначення такого відпускання для швидко-різальних сталей.

8.6.5 Зробити заміри твердості сталі Р6М5 після двох режимів т/о. Заповнити таблицю 8.2.

Таблиця 8.2 – Вплив термічної обробки на червоностійкість сталі Р6М5

Режим т/о сталі Р6М5	HRC після т/о	HRC після нагріву протягом 4-х годин при температурах, °С				
		580	600	620	640	680
Гарт від 1100 ⁰ С, відпуск при 560 ⁰ С 3 рази по 1 годині						
Гарт від 1220 ⁰ С, відпуск при 560 ⁰ С 3 рази по 1 годині						

Примітка. Нижньою границею теплостійкості (червоностійкості) вважати твердість 58 HRC.

8.6.6 За даними таблиці 8.2 побудувати графіки зміни теплостійкості сталі Р6М5 в залежності від температури гартування та пояснити одержані результати.

8.7 Зміст звіту

Завдання пункту 8.2, рис. 8.2, 8.3; схеми мікроструктур розглянутих зразків сталей, заповнені таблиці 8.1 та 8.2, графіки зміни теплостійкості сталі Р6М5 в залежності від температури гартування; висновки.

8.8 Рекомендована література

[1, с.418-431; 2, с.310-315; 3, с.361-378; 4, с.196-198; 5, с.326-443]

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ ТА ЗАВДАННЯ ДО КОНТРОЛЬНОЇ РОБОТИ ДЛЯ СТУДЕНТІВ ЗАОЧНОГО ВІДДІЛЕННЯ

Варіант кожного комплексного завдання належить вибирати відповідно до порядкового номера свого прізвища в журналі академічної групи. Наприклад, якщо номер студента в журналі 10 – номери завдань обираються з таблиці варіантів контрольних завдань відповідно до цього порядкового номеру (10, 31, 60 та 78).

Перш ніж виконувати контрольну роботу, необхідно ретельно ознайомитися із загальними положеннями до усіх лабораторних робіт, що охоплюють значний об'єм теоретичного матеріалу, а також ознайомитися з необхідними розділами підручника.

Перше та друге запитання стосуються загальних теоретичних положень. Третє запитання потребує певних навичок в класифікації найбільш розповсюджених матеріалів. При цьому необхідно користуватися діаграмами рівноваги, впливу л.е. на положення точок S та E, знати класифікацію легованих сталей, вміти запропонувати оптимальний режим т/о. При відповіді на четверте запитання спочатку необхідно проаналізувати умови експлуатації зазначених виробів та відокремити основні вимоги до матеріалів для них. На підставі цього аналізу обрати групу матеріалів, які задовольняють цим вимогам, і потім серед цієї групи обрати найбільш економічно доцільний матеріал із відповідною т/о або ХТО.

Бажаємо Вам успіхів при виконанні завдань!

№ за списком	Номер питання КР та варіанти завдання			
	1	2	3	4
1	1	40	65	72
2	24	27	58	91
3	3	41	57	73
4	4	28	56	90
5	5	42	55	74
6	6	29	54	89
7	7	43	53	75
8	8	30	52	88
9	9	44	51	76
10	10	31	71	87
11	11	45	70	77
12	12	32	69	86
13	13	46	68	78
14	14	33	67	85
15	15	47	66	79
16	16	34	65	84
17	17	48	64	80
18	18	35	63	83
19	19	49	62	81
20	20	36	61	82
21	21	50	60	90
22	22	37	59	78
23	23	38	58	87
24	2	39	57	72
25	25	40	56	89
26	26	28	55	75
27	19	44	54	86
28	3	30	53	76
29	10	46	52	91
30	18	49	51	80

Завдання до контрольної роботи

1. Основні принципи легування, перспективи використання легованих сталей в техніці.
2. Економічна доцільність виробництва та використання легованих сталей.
3. Основні принципи маркування легованих сталей (в країнах СНД та ін.).
4. Неметалеві включення в сталі (класифікація, вплив на властивості). Засоби підвищення якості.
5. Класифікація легувальних елементів за їх впливом на поліморфізм заліза (т.А₃ та А₄).
6. Класифікація легувальних елементів за їх активністю по відношенню до вуглецю. Карбідна фаза.
7. Інтерметаліди, їх вплив на властивості (фаза Лавеса, σ - фаза, γ' -, γ'' -, η -фази).
8. Закономірності утворення твердих розчинів впровадження та заміщення на основі заліза.
9. Структура та властивості легованих твердих розчинів. Основні механізми зміцнення в легованих сталях.
10. Вплив легувальних елементів на критичні (А₁, А₃, А_{cm}) та концентраційні (S та E) точки.
11. Аустенітне перетворення при нагріванні вихідної впорядкованої та невпорядкованої структури. Розмір зерна аустеніту.
12. Перлітне та бейнітне перетворення в легованих сталях.
13. Мартенситне перетворення в легованих сталях.
14. Відпуск загартованої легованої сталі (розпад мартенситу, утворення спеціальних карбідів та їх коагуляція, дисперсійне зміцнення).
15. Відпуск загартованої легованої сталі (розпад залишкового аустеніту, віднова та рекристалізація матриці, вторинне гартування, відпускна крихкість I та II роду).
16. Перетворення при відпусканні в легованих сталях. Процес дисперсійного твердіння.
17. Особливості процесів відпуску в легованих сталях. Розпад залишкового аустеніту, вторинне твердіння.
18. Класифікація легованих сталей (за хімічним складом, структурою, якістю, призначенням).

19.Класифікація легованих сталей за структурою в рівноваговому та нормалізованому станах. Зазначити фактори, які завдають впливу на належність до того чи іншого класу.

20.Вплив л.е. на технологічні характеристики (прогартовуваність, здатність до знеуглецювання, штамповність, оброблюваність різанням, зварюємість).

21.Вплив л.е. на стійкість переохолодженого аустеніту.

22.Основні принципи та призначення легування сталей. Основні механізми зміцнення в легованих сталях.

23.Принципи легування інструментальних сталей. Основні вимоги щодо їх структури та властивостей.

24.Будівельні сталі (вуглецеві звичайної якості гарячекатані та після термічного зміцнення).

25.Будівельні низьколеговані сталі (ферито-перлітні, підвищеної міцності, після ВТМО).

26.Машинобудівні сталі (класифікація, умови експлуатації, принцип легування, термічна обробка та хіміко-термічна обробка, основні механізми зміцнення).

27.Високопластичні сталі для холодного штампування.

28.Сталі для цементації та нітроцементації.

29.Особливості легування сталей, які піддають азотуванню.

30.Сталі, які поліпшуються термічною обробкою. Принципи легування, термічна обробка, структура та властивості.

31.Сталі для виготовлення пружних елементів (загального та спеціального призначення). Принципи легування, термічна обробка, структура та властивості.

32.Високоміцні дисперсійно-твердіючі та низьковідпущені сталі.

33.Високоміцні мартенсито-старіючі сталі. Особливості хімічного складу, структура, термічна обробка.

34.Механізми зміцнення в мартенсито-старіючих сталях. Особливості їх хімічного складу, структури, термічної обробки.

35.Основні вимоги щодо хімічного складу, структури та властивостей вальницьових сталей.

36.Інструментальні сталі (класифікація, вимоги до них, особливості легування).

37.Роль карбідної фази в структурі інструментальних сталей. Сталі ледебуритного класу. Технологічні заходи щодо зменшення структурної неоднорідності.

38.Класифікація сталей для різального інструменту. Особливості легування, структури та властивостей швидкорізальних сталей.

39.Нетеплостійкі сталі для різального інструменту неглибокої та глибокої прогартуваності. Особливості хімічного складу, структури, термічної обробки.

40.Швидкорізальні сталі (роль л.е., фазовий склад, особливості термічної обробки).

41.Швидкорізальні сталі нормальної та підвищеної продуктивності. Особливості термічної обробки на вторинну твердість.

42.Швидкорізальні сталі підвищеної продуктивності. Вплив V та Со на червоністькість. Перспективи виготовлення швидкорізальних сталей із використанням порошкової металургії.

43.Загальна характеристика твердих сплавів для різального інструменту. Особливості їх хімічного складу, технологія отримання, рівень теплостійкості.

44.Основні вимоги щодо хімічного складу, структури та властивостей сталей для вимірювального інструменту.

45.Штампові сталі (класифікація, принципи легування, маркування).

46.Основні вимоги щодо хімічного складу, структури та властивостей сталей для штамів холодного деформування.

47.Класифікація сталей для штамів холодного деформування. Особливості легування, структури, термічної обробки та властивостей.

48.Основні вимоги щодо хімічного складу, структури та властивостей сталей для штамів гарячого деформування.

49.Класифікація сталей для штамів гарячого деформування. Особливості легування, структури та властивостей. Розпалостійкість.

50.Сталі для прокатних валків.

51.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 65C2BA, 7X3B2Ф, 38X2МЮА.

52.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 09Г2ФБ, 25ХГТ, 55ХФА.

53.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 65Г2, 18Х2Н4ВА, 7ХГ2ВМ.

54.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 20ХН3А, 3Х2В8М2ФС, 08Ю.

55.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 35ХГСА, 20ХГМ, Р9Ф4К5.

56.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: АС30ХМ, 16Г2АФБ, 6Х4М2ФС.

57.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 10ХСНД, 38ХМ, 4Х4В2ФМС.

58.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 35Х2Н2МА, 18ХГТ, 65С2ВА.

59.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 4Х5В2ФС, 03Н12К15М10, 15Г2СФД.

60.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 03Н18К9М5Т, Х12Ф1, 60С2ХА.

61.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 5ХНВ, 36Х2Н2МФА, 03Х11Н10М2Т.

62.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: Р6М5Ф3, 3Х2В5М2Ф, ШХ9.

63.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 4Х5М2ФС, 03Н12К15М8Т, ШХ15СГШ.

64.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: Х6ВФ, 3Х4В8Ф2М, 03Н18К9М5Т.

65.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: ШХ9Ш, 13Х3НВМ2Ф, ХСВГ.

66.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 9ХС, Р12Ф5К4, 50ХГФА.

67.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: Р18К5Ф2, Х, 35Х2Н2МФА.

68.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 60С2ХФА, Х12Ф1, Р14Ф4.

69.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 65Г, Р10К5Ф2, 30ХГС.

70.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 38ХН3МФА, ШХ20СГ, 8Х3.

71.Класифікувати за структурою та призначенням такі сталі: 08Фкп, 8Х4В3М3Ф2, 15ХФ.

72.Запропонувати марку матеріалу для виготовлення рейки кермового керування, якщо відомо, що $\sigma_{0,2} \geq 700 \text{ МПа}$, а твердість в поперечному шарі глибиною 1,0мм $\geq 58 \text{ HRC}$?

73. Який матеріал слід обрати для виготовлення шестерень коробки передач з товщиною зуба 6 мм. якщо відомо, що напруження в ніжці зуба сягає 600 МПа, а твердість в шарі глибиною 0,6...0,8 мм повинна бути не меншою ніж 60 HRC?

74. Яку сталь та технологію термічної обробки слід обрати для виготовлення напівосі автомобіля діаметром 36 мм, якщо за всім перерізом повинні забезпечуватися такі властивості: $\sigma_{0,2} \geq 600$ МПа, $KCU \geq 80$ Дж/см²?

75. Обрати матеріал та технологію термічної обробки для виготовлення важконавантажених болтів фланцевих з'єднань трубопроводів високого тиску діаметром 30 мм. Необхідно забезпечити $\sigma_{0,2} \geq 1100$ МПа, $KCU \geq 40$ Дж/см².

76. Вал діаметром 70 мм працює з великими навантаженнями та передає обертовий момент. Обрати матеріал, що має $\sigma_{0,2} \geq 750$ МПа, $KCU \geq 80$ Дж/см².

77. На підприємстві є сталь двох марок: 20 та 20ХН3А, з яких можна виготовити вал діаметром 70 мм для роботи з великими навантаженнями. Яку зі сталей необхідно використати для виготовлення валу, якщо сталь повинна мати границю плинності не нижче 740 МПа?

78. Запропонувати марку матеріалу та термічну обробку для хрестовини карданного валу автомобіля, якщо твердість поверхні має значення ≥ 60 HRC при глибині шару 1,2...1,4 мм, а твердість серцевини – 39...42 HRC. Діаметр шипів хрестовини 20 мм.

79. Запропонувати матеріал для виготовлення колінчастого валу дизельного двигуна, якщо відомо, що діаметр шийок валу 74 мм, твердість серцевини 32...36 HRC, а на решті (≥ 56 HRC; зміцнений шар має товщину 3,5...4,5 мм. Розглянути термічну обробку, яка забезпечить таке співвідношення твердостей, а також $\sigma_{0,2} \geq 850$ МПа, $KCU \geq 80$ Дж/см² серцевини.

80. Спиральна пружина задньої підвіски автомобіля діаметром 130 мм та висотою 300 мм виготовлена з прутка діаметром 12 мм. Обрати матеріал для пружини, якщо він повинен мати $\sigma_B \geq 1500$ МПа, 43...47 HRC, $KCU \geq 30$ Дж/см². При якій термічній обробці та структурі досягаються такі властивості?

81. Зливки однакового перерізу з швидкорізальної сталі Р6М5 піддавали гарячому деформуванню з різним ступенем. В першому ви-

падку – на діаметр 100 мм, в другому – на діаметр 40 мм. В якому випадку буде отримано в інструменті більший рівень червоностійкості і чому?

82.Обрати марку легованої інструментальної сталі для виготовлення круглих плашок, призначених для нарізання різьби на шпильках з латуні. Зазначити термічну обробку плашок та засоби їх захисту від знеуглецювання та окислення під час нагрівання та витримки для гартування.

83.У вальницях при експлуатації може відбутися втомне викривлення внаслідок циклічної дії контактних напружень стиснення. Зазначити причини передчасного виходу з ладу деталей вальниці, запропонувати заходи щодо підвищення опору проти контактної втоми. Навести приклади марок сталей.

84.На підприємстві виготовляють зубчасті колеса з прутків сталі 40X, яка постачається у відпаленому стані з твердістю 160...180 HB. В одній з партій твердість прутків становила 280...320 HB. Зазвичай зубці нарізуються інструментом зі сталі Р9. Запропонувати заходи щодо зменшення твердості заготовок зі сталі 40X або матеріал, який забезпечить необхідну продуктивність різання при завищеній твердості прутків.

85.На інструментальному підприємстві виготовляють фрези двох різновидів: дискові – діаметром 120 мм, товщиною 3 мм та кінцеві – діаметром 72 мм, довжиною 140 мм. Запропонувати марки сталей для зазначених інструментів, якщо відомо, що розігрів різальної кромки при експлуатації – до 600⁰С. Твердість фрез 61...63 HRC.

86.Деякі вимірювальні інструменти плоскої форми (шаблони, скоби, лінійки, штангенциркулі) виготовляють з листової сталі. При цьому сталь повинна бути здатною до холодного деформування та водночас до забезпечення зносостійкості в робочих кромках. Запропонувати марку сталі та режим обробки, який забезпечує необхідні властивості матеріалу.

87.Обрати сталь для виготовлення черв'ячних фрез, якими планується обробляти конструкційні сталі твердістю 220...240 HB. Пояснити причини, за якими недоцільно для цих фрез використовувати углецеву сталь У12 з твердістю 61...63 HRC.

88.Обрати матеріал для виготовлення вальниці, яка експлуатується в газотурбінному двигуні та зазнає розігріву до 350⁰С.

89. Вироби з пластмас виготовляють пресуванням при невисокому нагріванні ($\sim 150^{\circ}\text{C}$). Матеріал прес-форми, в якій отримується виріб, повинен мати високу зносостійкість. Обрати марку сталі та режим обробки для прес-форм простої форми та невеликих розмірів з доброю оброблюваністю різанням.

90. Голки форсунок рідкого палива при експлуатації розігріваються до 450°C . Який матеріал та яку обробку раціонально для них використовувати, якщо їх твердість повинна бути $\geq 68 \text{ HRC}$.

91. Для пуансонів гарячого видавлювання - операції, при якій штамп певний час знаходиться в контакті з нагрітим металом, необхідні теплостійкі штампові сталі. Обрати сталь для пуансонів видавлювання жароміцних сплавів: для цих умов обробки штампова сталь повинна зберігати підвищенні характеристики міцності при нагріванні до $650\ldots 700^{\circ}\text{C}$. Рекомендувати режим термічної обробки штампів та структуру сталі в готовому штампі.

ЛІТЕРАТУРА

1. Гуляев А.П. Металловедение / Гуляев А.П. – М.: Металлургия, 1977. – 648 с.
2. Лахтин Ю.М. Материаловедение / Ю.М. Лахтин, В.П. Леонтьева. – М.: Машиностроение, 1980. – 493с.
3. Гольдштейн М.И. Специальные стали / М.И. Гольдштейн, С.В. Грачев, Ю.Г. Векслер. – М.: Металлургия, 1985. – 408с.
4. Основы материаловедения/ Под ред. И.И.Сидорина. – М.: Машиностроение, 1976. – 436с.
5. Геллер Ю.А. Инструментальные стали / Геллер Ю.А. – М.: Металлургия, 1975.- 584с.
6. Башнин Ю.А. Технология термической обработки / Ю.А. Башнин, Б.К. Ушаков, А.Г. Секей. – М.: Металлургия, 1986. – 424с.
7. Самохоцкий А.И. Технология термической обработки металлов / А.И. Самохоцкий, Н.Г. Парфеновская. – М.: Машиностроение, 1976. – 310с.
8. Химушин Ф.Ф. Нержавеющие стали / Химушин Ф.Ф. – М.: Металлургия, 1967. – 798с.
9. Гудремон Э. Специальные стали / Гудремон Э; [пер. с нем.]. - М.: Металлургия, 1966. – 736 [1] с.
10. Журавлев В.Н. Машиностроительные стали: Справочник / В.Н. Журавлев, О.И. Николаева. – М.: Машиностроение, 1981. – 319 с.
11. Марочник сталей и сплавов/ Под ред. В.Г. Сорокина. – М.: Машиностроение, 1989. – 640с.
12. Попов Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: Справочник / Л.Е. Попов, А.А. Попова. – М.: Металлургия, 1991. – 503с.
13. Афтандіянц Є.Г. Матеріалознавство: підручник / Є.Г. Афтандіянц, О.В. Зазимко, К.Г. Лопатько. – Київ: Вища освіта, 2012. – 548 с.
14. Залога В.О. Сучасні інструментальні матеріали у машинобудуванні: навч. посіб. / В.О. Залога, В.Д. Гончаров, О.О. Залога. – Суми: СумДУ, 2013. – 371 с.

Додаток А

Правила безпеки при виконанні лабораторних робіт із дисципліни «Машинобудівні матеріали» в лабораторіях кафедри фізичного матеріалознавства

1. Практична частина лабораторних робіт виконується студентами лише в присутності викладача або лаборанта.
2. Перед проведенням конкретних робіт за вказівкою викладача студенти повинні звернути увагу на небезпечні та шкідливі фактори.
3. При шліфуванні та поліруванні зразків необхідно користуватися окулярами для запобігання травмування очей.
4. Якщо при поліруванні зразок вирвано із рук, негайно відключити верстат від електричної мережі.
5. При травленні зразків у водних або спиртових розчинах лугів, солей, кислот остерігатись їх попадання на відкриту шкіру та очі. Якщо це трапилось, необхідно промити забруднені місця водою.
6. Після закінчення роботи на металографічному мікроскопі вимкнути мікроскоп із електромережі, закрити чохлами та вимкнути головний рубильник.
7. При виконанні термічної обробки зразків необхідно:
 - забезпечити наявність резинового килимка на підлозі;
 - використовувати рукавиці при завантаженні та вивантаженні зразків;
 - завантажувати та вивантажувати зразки за допомогою кліщів і лише при відключеній від електричної мережі печі;
 - дотримуватися правил пожежної безпеки при охолодженні зразків в олії (зразки в олію занурювати повністю; не здійснювати одночасне гартування великої маси зразків; в лабораторії обов'язково повинні бути справні первинні засоби пожежного гасіння).
8. По завершенні практичної частини лабораторної роботи необхідно відключити обладнання від електричної мережі; перевірити, щоб зразки після термічної обробки були охолоджені до кімнатної температури, а заслінки печей були закритими.
9. У випадку загорання в лабораторії вжити заходи по його усуненню за допомогою первинних засобів пожежогасіння. Якщо це неможливо, студенти повинні залишити лабораторію, а викладач зобов'язаний вжити усіх заходів по гасінню пожежі.

ДЛЯ ПРИМІТОК