

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ, МОЛОДІ ТА СПОРТУ УКРАЇНИ
Національний університет кораблебудування
імені адмірала Макарова

**О. М. ДУБОВИЙ, Н. Ю. ЛЕБЕДЄВА,
С. М. ТОРУБАРОВА**

ЗБІРНИК ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ з дисципліни "МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО"

Рекомендовано Методичною радою НУК

Електронне видання комбінованого
використання на DVD-ROM



МИКОЛАЇВ • НУК • 2011

УДК 620.22(076.5)
ББК 30.3я7
Д 79

Рецензент – В. Ф. Квасницький, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри зварювального виробництва Національного університету кораблебудування імені адмірала С.О. Макарова

Електронний аналог друкованого видання

Дубовий О. М.
Д 79 Збірник лабораторних робіт з дисципліни "Матеріалознавство" /
О. М. Дубовий, Н. Ю. Лебедева, С. М. Торубарова. – Миколаїв : Видавництво НУК, 2011. – 96 с.

Подано загальні теоретичні відомості, порядок виконання робіт, перелік контрольних запитань до лабораторних робіт з дисципліни "Матеріалознавство".

Призначено для студентів денної форми навчання за спеціальностями "Композиційні та порошкові матеріали, покриття", "Технологія та устаткування зварювання", "Конструювання і виготовлення виробів з композиційних матеріалів", а також для студентів інших технічних спеціальностей.

УДК 620.22(076.5)
ББК 30.3я7

Навчальне видання

**ДУБОВИЙ Олександр Миколайович
ЛЕБЕДЄВА Наталія Юріївна
ТОРУБАРОВА Світлана Миколаївна
ЗБІРНИК ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ
з дисципліни
"МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО"**

Редактор *Т.Б. Митрофанова*
Комп'ютерне складання та верстання *В.Г. Мазанко*
Коректор *М.О. Паненко*

© Дубовий О. М., Лебедева Н. Ю.,
Торубарова С. М., 2011
© Видавництво НУК, 2011

Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 5,6. Обсяг даних 5496 кб.
Тираж 15. Вид. № 7. Зам. № 102.

Видавець і виготівник Національний університет кораблебудування,
54025, м. Миколаїв, просп. Героїв Сталінграда, 9
E-mail : publishing@nuos.edu.ua

Свідцтво про внесення суб'єкта видавничої справи до Державного
реєстру видавців, виготівників і розповсюджувачів видавничої продукції
ДК № 2506 від 25.05.2006 р.

Лабораторна робота № 1

МАКРОСКОПІЧНИЙ МЕТОД ДОСЛІДЖЕННЯ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Мета роботи: ознайомитися з основними об'єктами дослідження макроструктури і технологією їх виготовлення, класифікацією, будовою та аналізом зламів для встановлення зв'язку між їх виглядом, будовою металу й причинами його руйнування; засвоїти основні методи макроскопічного аналізу для вивчення макроструктури металів і сплавів.

Теоретичні відомості

Макроскопічний аналіз (макроаналіз) – це метод дослідження будови металів і сплавів неозброєним оком або через лупу при невеликих збільшеннях (до 30 разів). Будову металів і сплавів, яку визначають за допомогою макроаналізу, називають **макроструктурою**.

Макроаналізом можна виявити такі важливі особливості будови металу: грубі неметалеві включення; приховані дефекти металу (тріщини, пористість, усадкова пухкість, зональна неоднорідність, газові пори, центральна пористість, свищі, шлакові включення тощо); вид зламу й особливості кристалічної будови матеріалу, причини руйнування деталі; характер кристалічної будови (дендритна будова, ділянки транс-кристалізації литого металу, зерниста будова прокатаного і відпаленого металів, волокниста структура деформованого металу, розміщення волокон у композиційному матеріалі й т. д.); наявність включень у металі та характер їх розміщення (наприклад, ліквіація в сталях сульфідів, фосфідів й інших включень); структура металу, що формується при первинній кристалізації; ступінь хімічної неоднорідності та будова поверхне-

вих шарів виробів після термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробок; неоднорідність будови сплавів, зумовлена обробкою тиском; структура та якість зварних з'єднань (непровари, шаруватість наплавленого металу, шлакові включення, усадкова пухкість, ліквіація домішок тощо).

Необхідно зауважити, що макроаналіз не є завершальним методом дослідження. Він лише дає змогу зробити попередній висновок про структуру металу і не виявляє багатьох особливостей його будови.

Об'єкти макроскопічного аналізу. Макроструктуру можна вивчати на таких об'єктах дослідження: поверхнях виробів, заготовок (напівфабрикати, поковки, виливки тощо), зламах та макрошліфах.

Поверхня заготовки або виробу дає інформацію про дефекти макроструктури, які утворилися безпосередньо на його поверхні: шлакові включення, тріщини, пористість, пухкість тощо.

Злам – це поверхня повного руйнування зразка або деталі. Будова зламу може свідчити про характер прикладеного навантаження (розтягування, стискання, кручення, згинання або складніші схеми деформування), зміну його у часі (статичне, динамічне, циклічне), а також структурний стан матеріалу. Науку, що вивчає будову зламів, називають *фрактографією*. Вивчення будови зламів макроскопічним аналізом є одним з найдавніших методів оцінки якості матеріалів.

Макрошліфи – це вирізані з виробу або напівфабрикату зразки з плоскою шліфованою поверхнею, будову яких вивчають після травлення хімічними реактивами. Дослідження макрошліфів дає змогу розв'язувати широке коло завдань при оцінці якості матеріалів.

Класифікація зламів за основними ознаками. Макроскопічне дослідження зламів передбачає їх оцінку і класифікацію за такими основними ознаками: особливостями будови, характером силової дії, орієнтацією поверхні руйнування, макрогеометрією поверхні, енергією та мікромеханізмом руйнування, ступенем пластичної деформації під час руйнування, шорсткістю, блиском, кольором.

За особливостями будови злами поділяють на *крихкі*, *в'язкі* (пластичні), *втомні* й *змішані*.

За характером силової дії розрізняють злами від *тривалого* або *короткочасного одноразового статичного* чи *динамічного навантаження*, а також від *циклічного* (багаторазового) навантаження.

За ступенем пластичної деформації при руйнуванні виділяють злами *крихкі*, *квазікрихкі* та *в'язкі*. Критерієм, за яким оцінюють ступінь пла-

стичної деформації при руйнуванні, є відносно звуження при випробуваннях на розтяг: для крихкого зламу $\psi < 1,5 \%$, квазікрихкого – $\psi = 1,5 \%$ і в'язкого – $\psi > 1,5 \%$.

За ступенем шорсткості, блиском і кольором злами поділяють на кристалічні, волокнисті, волокнисто-стрічкові, волокнисто-лускаті, кам'янисті, фосфористі, нафталінові, оксамитові, блискучі, матові, сірі, чорні тощо. Відмінність за кольором є однією з характерних ознак зламів, пов'язаних з будовою, умовами випробування і ступенем легуваності сталі. Вуглецеві сталі мають сріблястий колір зламу, нікелеві – світло-сірий, а марганець надає зламу характерного тьмяно-сірого кольору.

Крихким називають злам, що утворився при руйнуванні без видимої макропластичної деформації, переважно під впливом пружної деформації. Крихке руйнування металу характеризується малими значеннями ударної в'язкості та незначною мікропластичною деформацією.

Поверхня крихких зламів складається з великої кількості гладких площинок – *фасеток*, на яких відсутні видимі сліди пластичного деформування. Унаслідок цього злам – світлий, блискучий. Поверхня фасетки є певною кристалографічною площиною зерен матеріалу (площиною спайності). Тому найчастіше розміри фасеток відповідають розмірам тих структурних складових, по границях яких проходить (локалізується) руйнування (наприклад, зерен, колоній перліту). Крихкі злами орієнтуються перпендикулярно до напрямку найбільших макроскопічних напружень розтягу.

Крихкі злами можуть бути *череззеренні* (руйнування розповсюджується тілом зерен) або *міжзеренні* (процес руйнування проходить переважно вздовж границь зерен). Відрізнити череззеренний злам від міжзеренного, особливо при малих розмірах зерен, важко, наприклад для сталей, тоді як для окремих кольорових металів це зробити легко.

В'язким (пластичним) називають злам, що утворився при руйнуванні зі значною за величиною пластичною деформацією. Значна деформація, що передує утворенню в'язкого зламу, змінює форму і розмір поперечного перерізу зразка або деталі. Ці зміни найпомітніші поблизу зламу та є ознаками пластичного руйнування. На досить в'язких зламах найчастіше присутні такі дефекти, як *шиферність*, *розшарування*, *вириши*. Їх виникнення пов'язане з різною здатністю до деформування сусідніх груп волокон, які тією чи іншою мірою є ознакою пластичного руйнування.

Поверхня в'язкого зламу внаслідок сильної деформації зерен у приповерхневому шарі не має кристалічного блиску, темна, тьмяна, оксамитова, волокниста. На поверхні в'язких зламів так само, як і на поверхні крихких, можуть спостерігатися нерівності у вигляді рубців, що виходять з початкової зони руйнування.

Утворення в'язкого зламу означає, що матеріал до руйнування витримав напруження, співмірне з границею міцності. Причинами виникнення пластичних зламів під час експлуатації виробів головним чином є значні перевантаження, які виникли або через стрімке порушення нормальних умов роботи конструкції, або помилки, допущені при розрахунках її на міцність.

Втомні злами виникають унаслідок *циклічного багаторазового навантаження деталі*, що може змінюватися в часі не тільки за амплітудою, але й за напрямком (наприклад, стискання–розтягування). Напруження в умовах втомного руйнування переважно не перевищують границю плинності матеріалу. Втомні злами мають характерні блиск і будову: частина поверхні зламу гладка, притерта, з наявністю концентричних ліній, інша частина зламу може бути в'язка або крихка.

На поверхні втомного зламу можна виокремити характерні ділянки і зони, такі, як фокус зламу, осередок руйнування, зона поширення втомної тріщини, зона доламування (рис. 1.1). Втомне руйнування є найбільш розповсюдженим видом руйнування деталей машин і механізмів у різних галузях техніки.

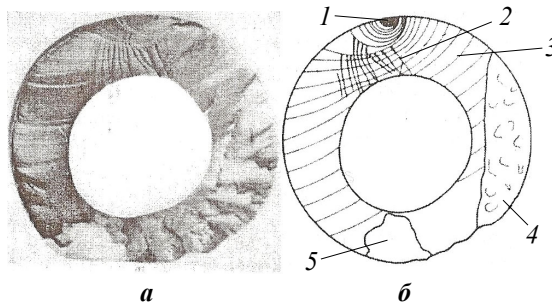


Рис. 1.1. Втомний злам шатунної шийки колінчастого вала:
а – поверхня зламу; **б** – схема зламу: 1 – фокус зламу; 2 – вторинні сходинок
і рубці; 3 – втомні лінії; 4 – зона прискореного розвитку зламу;
5 – зона доламування

Змішаними називають злами, на поверхні яких розташовані макроскопічні ділянки крихкого й пластичного (в'язкого) руйнування.

Частка в'язкої складової в зламі є одним із критеріїв оцінки в'язкості матеріалу, її визначають як відношення площі зламу, яку займає в'язка складова, до всієї його площі. Аналогічно відношення площі крихких ділянок у зламі до всієї площі зламу є критерієм оцінки крихкості зламу.

Крихкі, в'язкі, змішані злами утворюються як при статичному, так і при динамічному (ударному) навантаженнях.

На практиці в більшості випадків доводиться мати справу з комбінованими і складними зламами внаслідок поєднання двох або більше видів деформаційного впливу, комбінації їх з фізико-хімічними й тепловими чинниками (наприклад, робота турбінної лопаті за підвищених температур в умовах тривалого статичного навантаження і вібрації).

Виготовлення макрошліфів. *Проба* – це частина металопродукції, яка відібрана для виготовлення з неї заготовок для зразків. *Заготовка* – це частина проби, з якої виробляють зразки. Інколи заготовкою може бути проба. *Зразок* – це частина проби або заготовки певних розмірів, яка використовується для досліджень. Зразки для макроаналізу вирізають із проби на металообробних верстатах або іншим способом. Зразки вирізають з одного або кількох місць виливка, заготовки чи деталі як у поздовжньому, так і в поперечному напрямках. Після цього зразки з невисокою твердістю обробляють на фрезерному або стругальному верстаті, а зразки з високою твердістю – на плоскошліфувальному. Для отримання гладкішої поверхні зразки шліфують вручну шліфувальним папером грубої зернистості в одному напрямку. Після цієї операції зразки промивають проточною водою, просушують, знежирюють, тобто отримують макрошліф, який у подальшому піддають травленню. Агресивна дія реактивів неоднакова на різних ділянках макрошліфа. Реактив активніше взаємодіє з тими ділянками макрошліфа, на яких наявні різного роду дефекти та неметалеві включення.

Для контролю та вивчення макроструктури *катаних* і *кованих заготовок, поковок* використовують зразки, які називають темплетами. *Темплет* – це поперечний зразок, який вирізають у напрямку, перпендикулярному до поздовжньої осі виробу.

Заготовки і темплети вирізають усіма способами механічної обробки, які не викликають зміни структури: різанням, фрезеруванням, струганням тощо. Температура у місці вирізання не повинна перевищувати

50...60 °С. Часто проби вирізають пилами, абразивними кругами, кисневими різаками, залишаючи припуск на механічну обробку 20...50 мм. Поверхня зразків (темплетів) має бути рівною, гладкою, без слідів наклепу і перепалу.

Методи і реактиви макроскопічного аналізу макрошліфів.

У сталі можуть бути виявлені два різні характери її будови: *дендритний* і *зернистий*. Дендритна будова є типовою для литого металу. Вона утворюється під час кристалізації за рахунок одночасної дії високої швидкості охолодження та направленого відведення тепла. Така лита структура відрізняється від структури прокатаного металу, а також від литого і повільно охолодженого (має зернисту будову). Після гарячої обробки тиском (кування, прокатування, пресування тощо) форма дендритів видозмінюється. Вони витягуються вздовж напрямку деформування металу й утворюють волокна. Домішки (сульфіди, оксиди, шлаки) також витягуються вздовж напрямку деформації. Волокна металу внаслідок неоднакового складу і будови по-різному розтравлюються реактивами.

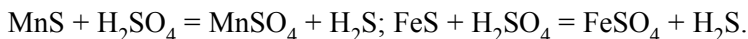
Для виявлення макроструктури металів і сплавів найчастіше застосовують такі методи: *глибоке травлення, поверхнєве травлення, відбитків (наприклад, метод Баумана)*. Для реалізації цих методів з метою виявлення й аналізу макроструктури використовують хімічні реактиви, якими, як правило, є *технічні кислоти, їх суміші, розчини солей та спеціальні додатки*.

Метод відбитків (метод Баумана) є різновидом методу поверхневого травлення. Цей метод від двох попередніх відрізняється тим, що макроструктуру металу вивчають не безпосередньо на поверхні шліфа, а за його *відбитком на фотопапері чи фотоплівці*. Він дає змогу виявити в сплавах наявність і розподіл вуглецю, шкідливих домішок (сірки й фосфору), неметалевих включень (оксидів) та інших елементів (наприклад, свинцю).

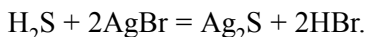
Для виявлення сірки та фосфору, які у залізовуглецевих сплавах утворюють відповідно сульфід MnS і FeS та фосфід Fe_3P , фотографічний бромистосрібний глянцеви́й папір замочують на світлі впродовж 5...10 хв у 5%-му водному розчині сульфатної кислоти (H_2SO_4). Потім його виймають і між аркушами фільтрувального паперу видаляють зайвий розчин. Після цього макрошліф шліфованою поверхнею прикладають до емульсійного шару фотопаперу й обережно, не допускаючи його

зміщення, притискають і розгладжують пальцями для видалення тих повітряних бульбашок, які залишилися між папером та макрошліфом, оскільки пухирці залишають білі плями і маскують результати аналізу. Фотопапір витримують на макрошліфі 2...3 хв, швидко промивають під струменем проточної води, фіксують 20...30 хв у розчині тіосульфату натрію, після чого знову промивають у воді впродовж 10 хв і просушують.

Сірчисті включення FeS , MnS , які є в приповерхневих шарах металу, реагують з кислотою, що залишилася на фотопапері, за реакціями



Утворений сірководень реагує з кристаликами бромистого срібла фотоемульсії за реакцією



Темні ділянки сульфиду аргентуму, що утворилися на фотопапері, показують форму і характер розподілу сульфідів феруму або мангану.

Якщо в сталі або чавуні міститься підвищена кількість фосфору, то на ділянках значної його ліквідації також можуть відбуватися реакції з утворенням фосфідів аргентуму темного кольору:



Порядок виконання роботи

1. Отримати набір зламів. Зарисувати схеми зламів: втомного, крихкого, в'язкого, змішаного. У змішаному зламі визначити частку в'язкої складової. Позначити на рисунках основні зони зламів. Визначити й описати особливості будови поверхні руйнування заданих зразків.

2. Підготувати макрошліфи, прошліфувавши поверхні двох зразків: темплета і зварного з'єднання. Промити їх у проточній воді та просушити. Знежирити поверхні, протираючи їх ватою, змоченою бензином або етиловим спиртом.

3. Дослідити наявність та характер розподілу шкідливих домішок на поверхні темплета за методом Баумана.

4. Зарисувати схему макроструктури зварного з'єднання. Описати зони і дефекти зварного з'єднання, будову наплавленого металу.

5. Написати звіт по роботі, в якому сформулювати основні поняття про завдання та методи мікроаналізу; навести схеми макроструктур

зразків досліджуваних зламів і зварного шва з позначеннями основних їх ділянок та виявлених характерних особливостей будови і дефектів; подати відбиток макрошліфа, одержаного за методом Баумана; зробити висновки про можливі причини руйнування виробу (за будовою зламу) та розподіл сірки на поверхні макрошліфа.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати набір зламів залізвуглецевих сплавів, зразки для приготування макрошліфів (вуглецева сталь, зварні з'єднання), реактиви (5%-й розчин сульфатної кислоти, розчин гіпосульфату натрію), шліфувальний папір, плоске скло, фотопапір, етиловий спирт або бензин, фільтрувальний папір, ванночки, скляна або фарфорова посуда, пінцет, гумові рукавиці, вата, проточна вода, альбом макроструктур.

Контрольні запитання

1. Що таке макроскопічний аналіз, у чому полягає його суть?
2. Які особливості будови металів і сплавів можна виявити макрo-аналізом?
3. Що називають макроструктурою?
4. На яких об'єктах (зразках) досліджують макроструктуру?
5. Що називають зломом?
6. За якими ознаками класифікують злами?
7. На які види поділяють злами за особливостями їх будови?
8. Які злами називають крихкими? З яких основних зон вони складаються?
9. Які злами називають череззеренними та міжзеренними?
10. Які злами називають в'язкими (пластичними)?
11. При дії яких навантажень виникає втомний злам і з яких основних зон він складається?
12. Що таке макрошліф і який технологічний процес його приготування?
13. Що називають темплетом і як його вирізають?
14. Які реактиви використовують для глибокого і поверхневого травлення?
15. Поясніть суть методу відбитків за Бауманом.

Лабораторна робота № 2

**МІКРОСКОПІЧНИЙ МЕТОД ДОСЛІДЖЕННЯ
МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ**

Мета роботи: вивчити принцип дії та будову металографічного світлового мікроскопа, засвоїти методику виготовлення мікрошліфів, набутти практичних навичок проведення металографічного аналізу на світловому мікроскопі.

Теоретичні відомості

Металографія як розділ металознавства вивчає структуру металів і сплавів. Одним з основних методів металографії є *світлова мікроскопія*, що дає можливість під збільшенням у 50...1500 разів проводити такі металографічні дослідження: визначати морфологію, кількість, форму, розміри та розташування структурних складових; досліджувати структурні зміни внаслідок термічної, деформаційної чи корозійної дії на метал; виявляти мікроскопічні порушення суцільності металу: тріщини, порожнини, поруватість тощо.

Ці дослідження виконують шляхом огляду відполірованої або відполірованої та протравленої поверхні зразка, який називається *мікрошліфом*, у полі зору світлового (оптичного) мікроскопа. Структуру, яку виявляють та оцінюють при цьому, називають *мікроструктурою*, а метод дослідження – *мікроскопічним аналізом*.

Виготовлення мікрошліфів. Об'єктом мікроскопічних досліджень є *мікрошліф* – зразок з відповідно підготовленою поверхнею для дослідження. Виготовлення мікрошліфа складається з таких операцій, як вирізання зразка з досліджуваного матеріалу чи виробу, шліфування, полірування й травлення поверхні.

Вирізання й закріплення зразків. Вибір місця вирізання зразка визначається метою металографічного дослідження. Зразки вирізають різноманітними способами: різанням ножівкою, точінням, фрезеруванням, електроерозійним чи електрохімічним обробленням. Для чорнового вирівнювання поверхні застосовується обпилювання напилком чи шліфування на верстаті з інтенсивним охолодженням. Режимми вирізання й чорнового шліфування не повинні змінювати структуру матеріалу внаслідок наклепу чи нагрівання. Зручною є циліндрична або призматична форма зразка з лінійними розмірами 10...30 мм.

Для забезпечення чіткого нерозмитого зображення приповерхневої структури мікрошліфів поверхня їх країв має бути такою ж плоскою, як і поверхня центральних ділянок. Тому перед шліфуванням зразки оптимальних розмірів, особливо дрібні зразки (дріт, тонкі стрічки тощо), закріплюють у струбцинах, затискаючи гвинтами між двома пластинами, або заливають у порожнистих оправках найчастіше акриловими чи епоксидними смолами так, щоб поверхня мікрошліфа була на одному рівні з поверхнею смоли і краєм оправки.

Шліфування. Шліфують вручну або механічно на верстатах шліфувальним папером, який розрізняють за такими ознаками:

величиною частинок абразиву (150...10 мкм);

матеріалом абразиву: карбід силіцію (карборунд), оксид алюмінію (корунд), кварц, алмаз;

матеріалом основи: папір, тканина.

Шліфування розпочинають на папері з грубозернистим абразивом і, поступово зменшуючи розмір частинок абразиву, завершують шліфування на дрібнозернистому папері. Щоразу зі зміною паперу зразок протирають чи промивають, змінюють напрямок шліфування на 45...90° і шліфують до зникнення рисок від шліфування на попередньому папері. Шліфування буває двох видів: ручне та механічне.

Ручне шліфування виконують на шліфувальному папері, покладеному на рівну поверхню, рівномірно притискаючи зразок до шліфувального паперу під час робочого руху від себе. *Механічне шліфування* здійснюється автоматично на спеціальних шліфувальних машинах, на обертових дисках яких закріплюють шліфувальний папір. До паперу притискаються закріплені в затискачах зразки, які також можуть здійснювати рух за певною траєкторією.

Полірування усуває риси від шліфування на дрібнозернистому папері й робить поверхню мікрошліфа дзеркальною. Як полірувальні матеріали застосовують водні суспензії або паста абразивних дисперсних порошків (алмазу, оксидів хрому, алюмінію, заліза). Для одержання дзеркальної поверхні мікрошліфа достатньо використати полірувальний матеріал кількох розмірів зернистості, завершуючи полірування порошками розміром 1...3 мкм.

Найпоширенішими видами полірування є механічне й електролітичне. *Механічне* виконують на полірувальних верстатах з обертовими дисками, покритими тонким сукном, оксамитом чи цупким папером, на які

наносять полірувальні матеріали. Під час ручного чи автоматичного полірування прошліфований зразок злегка притискають до обертового диска. Полірування завершують після усунення всіх рисок й одержання дзеркальної поверхні промиванням водою, спиртом і просушуванням мікрошліфа.

Електролітичне полірування виконується у ванні з електролітом. Зразок, як анод, і катод з корозійностійкої сталі занурюють в електроліт та вмикають в електричне коло постійного струму. Під час електролізу відбувається анодне розчинення виступів на шліфованій поверхні зразка, що забезпечує полірування. На відміну від механічного електролітичне полірування менш тривале й не викликає поверхневого наклепу, який спотворює структуру.

Травлення. Спостереження полірованої поверхні мікрошліфа в світлому полі мікроскопа не виявляє жодних елементів та складників структури, крім неметалевих виділень та порушень суцільності матеріалу (тріщин, поруватості тощо). Відбивальна здатність неметалевих сполук – оксидів, нітридів, сульфідів, силікатів та ін. – значно менша, ніж відбивальна здатність металів. Тому в полі зору мікроскопа вони завжди темніші. Їх розрізняють за формою, розмірами, розташуванням, забарвленням.

Для виявлення мікроструктурних ознак, невидимих під мікроскопом на полірованій поверхні, застосовується хімічне чи електролітичне травлення.

Для *хімічного травлення* поліровану поверхню мікрошліфа занурюють у відповідний хімічний реактив (травник) і витримують у ньому протягом певного часу (до потьмяніння й втрати блиску). Як реактиви для травлення використовують водні чи спиртові розчини кислот, солей, лугів. Травлення полягає в різній інтенсивності розчинення й взаємодії окремих структурних складників з травником. Різні структурні ділянки відрізняються за електродними потенціалами. Ділянки з більшими електродними потенціалами стають катодами відносно сусідніх анодних ділянок з меншими електродними потенціалами. Аноди в цих мікрогальванічних парах у середовищі електроліту, яким є травник, розчиняються утворюючи відповідний рельєф на поверхні (рис. 2.1, *а*). Після травлення мікрошліф промивають водою, спиртом і просушують.

Електролітичне травлення виконують так само, як і електролітичне полірування, тільки за іншими режимами.

Травлення змінює контраст окремих зерен, виявляє границі зерен, двійників, різні фази внаслідок створення характерного рельєфу. Нерівності поверхні розсіюють світлові промені, виводячи їх за межі оптичної системи мікроскопа при спостереженні у світлому полі. Тому чим рельєфніший структурний елемент, тим темніший він у полі зору мікроскопа (див. рис. 2.1,б).

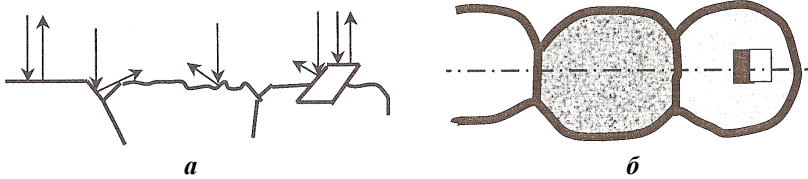


Рис. 2.1. Схема виявлення структурних складників унаслідок травлення:

- a* – поперечний переріз уздовж штрихпунктирної лінії;
б – зображення в полі зору мікроскопа (стрілками позначено хід світлових променів)

Протравлені мікрошліфи можна певний час зберігати в ексикаторі – скляній посудині із щільно допасованою кришкою і гігроскопічною речовиною всередині.

Металографічний світловий мікроскоп забезпечує формування збільшених зображень структурних об'єктів у відбитому від поверхні мікрошліфа світлі.

Роздільна здатність мікроскопа визначається найменшою відстанню d між двома найдрібнішими елементами зображення структури, на якій вони ще не зливаються та їх можна розрізнити як окремі елементи. Чим більша роздільна здатність мікроскопа, тим на меншій відстані d він розрізняє дрібні структурні елементи. Максимальна роздільна здатність металографічних мікроскопів складає 0,2...0,3 мкм.

Максимальне корисне збільшення мікроскопа визначається за формулою

$$M = \frac{D}{d},$$

де D , d – роздільна здатність людського ока (0,1...0,2 мкм) та мікроскопа відповідно.

Для мікроскопічних досліджень з малими збільшеннями (у 50...600 разів) використовується повітряне середовище між об'єктивом і об'єктом. Для досліджень з великими збільшеннями у 500...1500 разів, що потребує більшої роздільної здатності об'єктива, між ним і об'єктом розташовують *імерсійну рідину* (кедрову олію, гліцерин, дистильовану воду), що має більший показник заломлення, ніж повітря. Об'єктиви, придатні для роботи в повітряному середовищі, називають *сухими*, а об'єктиви, придатні для роботи в імерсійному середовищі, – *імерсійними*.

Корисне збільшення мікроскопа. Надто мале збільшення окуляра не виявляє всіх здатних до виявлення дрібних елементів структури. Разом з тим надмірне збільшення окуляра не додає до дійсного зображення, створеного об'єктивом, додаткових дрібніших елементів. Тому для ефективного проведення мікроскопічного аналізу структури необхідно здійснювати оптимальний вибір збільшення, добираючи об'єктив і окуляр з відповідними параметрами.

Будова металографічного світлового мікроскопа МІМ-7. До основних систем мікроскопа належать: освітлювальна (джерело світла, конденсор, світлофільтр, діафрагми), оптична (об'єктив, окуляр, дзеркало, призми, лінзи) та механічна (штатив, тубус, макро- і мікрогвинти тощо) (рис. 2.2).

Для роботи з мікроскопом необхідно:

- вибрати збільшення та встановити відповідно об'єктив та окуляр;
- установити предметний столик у такому положенні, щоб об'єктив знаходився в центрі отвору кільця;

- помістити мікрошліф на столик полірованою поверхнею донизу;

- спостерігаючи в окуляр 13 (39) й обертаючи макрогвинт 37, провести грубе наведення на фокус та закріпити столик стопорним пристроєм для макрогвинта 38 (точне фокусування здійснюється обертом мікрогвинта 40 у тому чи іншому напрямку);

- переглянути структуру на різних ділянках мікрошліфа шляхом переміщення предметного столика за допомогою гвинтів 44.

У практиці металографічних досліджень часто необхідно кількісно оцінити розміри певних елементів мікроструктури: наприклад, середній діаметр зерен, частинок вторинних фаз, середню міжпластинчасту відстань у перліті, глибину дифузійного насичення після хіміко-термічного оброблення, товщину гальванічного покриття тощо. Для напівкількісного аналізу розміри оцінюють у балах, порівнюючи структуру зі стандартни-

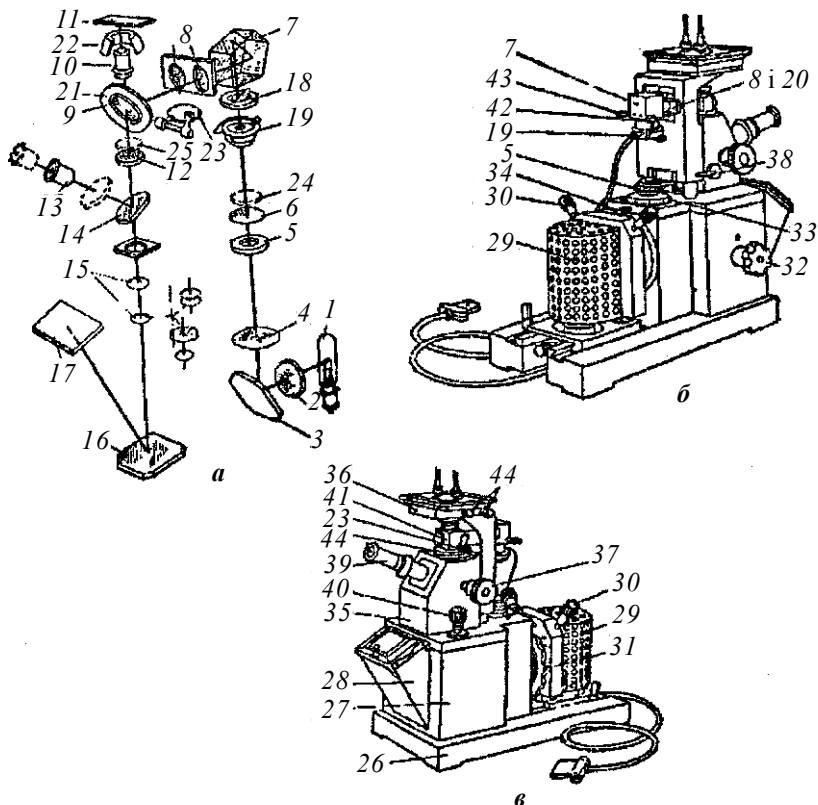


Рис. 2.2. Мікроскоп МІМ-7:

а – оптична схема; **б** – вигляд з боку трансформатора; **в** – вигляд з боку фотокамери; **1** – лампа; **2** – колектор; **3, 14, 16** – дзеркала; **4, 6, 8** – лінзи; **5, 18** – апертурна й польова діафрагми відповідно; **7** – призма; **9** – відбивальна пластинка; **10** – об'єктив; **11** – об'єкт; **12** – ахроматична лінза; **13** – окуляр; **15** – фотоокуляр; **17** – фотопластинка; **19** – затвор; **20** – лінза для роботи у темному полі; **21, 22** – відповідно кільцеве й параболічне дзеркала; **23** – заслінка (вмикається при роботі в темному полі); **24** – поляризатор; **25** – аналізатор; **26** – плита; **27, 35** – корпуси відповідно фотокамери та мікроскопа; **28** – фотокамера; **29** – ліхтар освітлювача; **30** – гвинти, які центрують лампу; **31** – диск зі світлофільтрами; **32** – ручка для повороту диска з фотоокулярами; **33** – ручка для змінення і повороту ірис-діафрагми; **34** – гвинт, який фіксує поворот діафрагми **5**; **36** – предметний столик; **37, 40** – макро- та мікрометричний гвинти відповідно; **38** – стопорний пристрій для макрогвинта; **39** – тубус для візуального спостереження; **41** – освітлювальний тубус; **42** – ручка для польової ірис-діафрагми; **43** – центруючий механізм; **44** – гвинти для переміщення столика у двох взаємно перпендикулярних напрямках

ми еталонними шкалами. Для вимірювання абсолютних розмірів об'єктів у полі зору мікроскопа користуються *окуляр-мікрометром*, між лінзами якого вставлено скляну пластинку з вимірювальною шкалою.

Перед початком вимірювань слід визначити ціну поділки окуляр-мікрометра, яка залежатиме від збільшення мікроскопа, тобто збільшення окуляр-мікрометра й вибраного об'єктива. На предметний столик мікроскопа кладуть *об'єкт-мікрометр* – пластинку, еталонна шкала якої завдовжки 1 мм містить 100 поділок. Таким чином, ціна поділки об'єкт-мікрометра складає 0,01 мм. Після фокусування зображення еталонної шкали об'єкт-мікрометра та вимірювальної шкали окуляр-мікрометра (обертанням його оправы) їх суміщають (рис. 2.3).

Ціну поділки окуляр-мікрометра для вибраного збільшення визначають за формулою

$$C_{\text{ок-м}} = \frac{C_{\text{об-м}} \cdot N_{\text{об-м}}}{N_{\text{ок-м}}},$$

де $C_{\text{об-м}} = 0,01$ мм – ціна поділки об'єкт-мікрометра; $N_{\text{об-м}}$ – кількість поділок шкали об'єкт-мікрометра; $N_{\text{ок-м}}$ – кількість поділок окуляр-мікрометра.

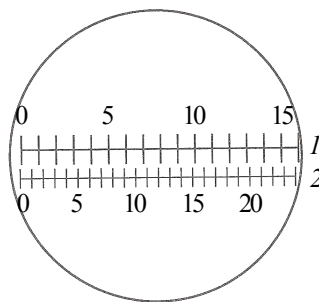


Рис. 2.3. Схема визначення поділки окуляр-мікрометра:
1 – вимірювальна шкала окуляр-мікрометра; 2 – еталонна шкала об'єкт-мікрометра

Порядок виконання роботи

1. Отримайте мікрошліф заданого сплаву, протріть намоченою в етиловому спирті ваткою його поліровану поверхню й просушіть її.

2. Відповідно до завдання мікроскопічного дослідження задайте збільшення мікроскопа.

3. За формою, забарвленням та іншими ознаками визначте тип неметалевих виділень. Оцініть балами їх кількість, розміри, розташування методом порівняння з еталонними шкалами відповідних стандартів. Зарисуйте характерну структуру неметалевих виділень та запишіть їх повну характеристику.

4. Протравіть мікрошліф відповідним травником. Дослідіть структуру, зарисуйте її та опишіть.

5. Визначте лінійні розміри вибраного елемента структури: зерна, частинки вторинної фази, глибини дифузійного насичення тощо. Виберіть

окуляр зі шкалою і, дивлячись у нього на світло та повертаючи першу лінзу, сфокусуйте її на чітке зображення шкали. Вставте його в окулярний тубус. Користуючись об'єкт-мікрометром, визначте ціну поділки окуляр-мікрометра. Налаштуйте чітке зображення вибраного структурного елемента. Пересуваючи гвинтами предметний столик, сумістіть об'єкт вимірювання зі шкалою. Для визначення лінійного розміру об'єкта кількість поділок окуляр-мікрометра, яку він займає, помножте на ціну поділки. Зарисуйте схему вимірювання.

6. Напишіть звіт по роботі, в якому коротко сформулюйте мету роботи, охарактеризуйте методику мікроскопічного аналізу на металографічному світловому мікроскопі, зарисуйте й опишіть структуру нетравленого і травленого мікрошліфів сплаву, опишіть визначення ціни поділки окуляр-мікрометра й вимірювання лінійного розміру вибраного структурного об'єкта.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи слід мати наступне: металографічний світловий мікроскоп з комплектом окулярів та об'єктивів, об'єкт-мікрометр, комплект мікрошліфів, хімічні реактиви для травлення мікрошліфів, вата й етиловий спирт.

Контрольні запитання

1. Що досліджують методом світлової мікроскопії?
2. Охарактеризуйте оптичну систему мікроскопа.
3. Як визначають збільшення об'єктива, окуляра й загальне збільшення мікроскопа?
4. Яке практичне значення має роздільна здатність мікроскопа та як можна її підвищити?
5. Що таке корисне збільшення мікроскопа та як його визначають?
6. Визначте основні елементи конструкції світлового мікроскопа.
7. Охарактеризуйте методику вирізання й закріплення зразків для виготовлення мікрошліфів.
8. Як шліфують зразки в процесі виготовлення мікрошліфів?
9. З якою метою та як полірують мікрошліфи?
10. Поясніть механізм виявлення мікроструктури сплавів унаслідок травлення поверхні.
11. Які реактиви застосовують для хімічного травлення мікрошліфів?
12. Як визначають лінійні розміри елементів структури?

Лабораторна робота № 3

**ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНИХ ТОЧОК І ПОБУДОВА
ДІАГРАМИ СТАНУ "СВИНЕЦЬ–СТИБІЙ"**

Мета роботи: побудувати криві охолодження методом термічного аналізу та визначити критичні точки у сплавах Pb–Sb; побудувати діаграму стану "свинець–стибій".

Теоретичні відомості

При вивченні структурних і фазових перетворень у матеріалознавстві (металознавстві) користуються такими поняттями: сплав, компонент, фаза, твердий розчин, хімічна сполука, механічна суміш.

Сплав – це речовина, яку отримують сплавленням двох і більше елементів. Можливі й інші методи отримання сплавів – спікання, електроліз, сублімація (у цьому випадку речовини називають псевдосплавами).

Компонентами називають речовини, які складають систему. Це можуть бути хімічні елементи та стійкі хімічні сполуки.

Фаза – це однорідна частина системи, відокремлена від інших поверхнею поділу, при переході через яку різко змінюються хімічний склад і властивості.

Система – це тіло (речовина) або група тіл (речовин), які взаємодіють (стикаються).

Тверді розчини – це фази змінного складу, в яких атоми іншого елемента *B* розміщуються в ґратках елемента *A*, не змінюючи їх типу. Розміщення відбувається заміщенням або проникненням атомів *B* між вузлами ґраток *A*. У першому випадку розчини називають твердими розчинами заміщення, у другому – твердими розчинами проникнення. Для твердих розчинів характерний металічний тип зв'язку.

Хімічна сполука характеризується певним співвідношенням компонентів і новими кристалічними ґратками, які відрізняються від кристалічних ґраток компонентів, що входять до даної хімічної сполуки. Вона виражається певною хімічною формулою, має свою температуру плавлення й інші властивості.

Поняття про діаграму стану. Діаграма стану для сплавів – графічне зображення рівноважного стану сплавів у залежності від температури і концентрації. Вигляд діаграми стану залежить від того, як реагують компоненти один з одним у твердому і рідкому станах, тобто чи

розчиняються вони у твердому й рідкому станах, чи утворюють хімічні сполуки і т. д. Діаграма стану для сплавів, що утворюють механічні суміші із чистих компонентів, показана на рис. 3.1.

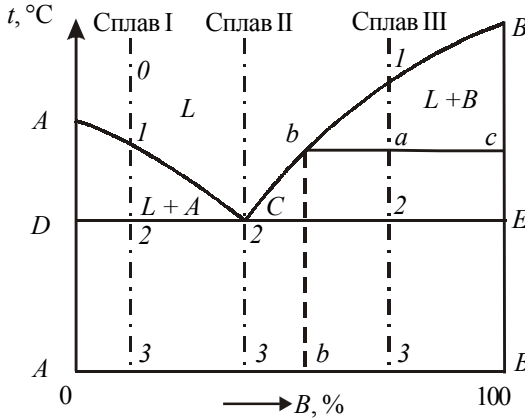


Рис. 3.1. Діаграма стану сплавів евтектичного типу

Компоненти – речовини A і B . Фази – рідина L , кристали компонентів A і B . Лінія ACB (лінія початку кристалізації) називається лінією ліквідусу, лінія DCE (кінець кристалізації) – солідуса. На лінії AC починають (при охолодженні) виділятися кристали A . На лінії BCE з рідини концентрації C одночасно виділяються кристали A і B . Механічна суміш двох або більше видів кристалів, що одночасно кристалізуються з рідини, називається *евтектикою*. Сплав, який має концентрацію компонентів, що відповідає евтектиці, називається *евтектичним*. Сплави з концентрацією компонента менше від евтектики називаються *доевтектичними*, а більше – *заевтектичними*.

Для характеристики доевтектичних сплавів розглянемо сплав I (див. рис. 3.1). Крива охолодження (побудована в координатах температура–час $t-\tau$) для цього сплаву наведена на рис. 3.2, *a*.

В інтервалі температур $0-1$ проходить процес охолодження рідкого сплаву. У точці 1 із рідкого сплаву починають виділятися кристали A . Процес виділення кристалів A проходить в інтервалі температур $1-2$, при цьому концентрація компонента B у рідкому сплаві непостійна і наближається до евтектичної. У точці 2 концентрація компонента B у рідко-

му сплаві відповідає проекції точки C і рідина, що залишилася, кристалізується з утворенням евтектики (ділянка $2-2'$ на кривій охолодження). В інтервалі температур $2-3$ охолоджується твердий сплав, що має структуру кристалів A та евтектику ($A + B$).

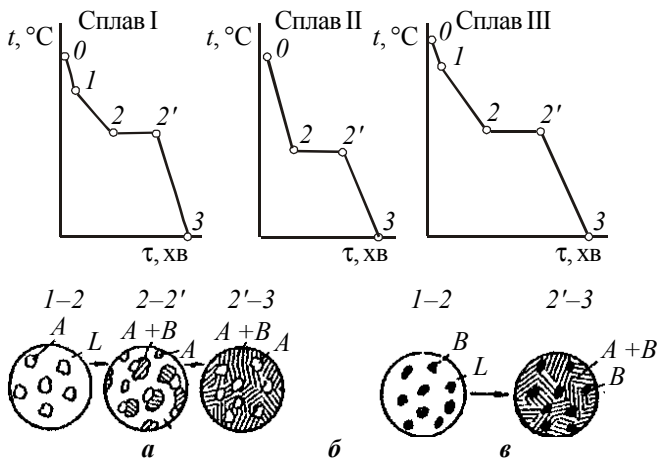


Рис. 3.2. Криві охолодження сплавів:

a – доевтектичного; $б$ – евтектичного; $в$ – заевтектичного

Криві охолодження для сплавів II, III наведені на рис. 3.2, $б$, $в$. У процесі кристалізації змінюються концентрації фаз і кількість кожної фази (кількість твердої фази збільшується, рідини – зменшується). У будь-якій точці діаграми, коли в сплаві одночасно існують дві фази, можна визначати кількість обох фаз та їхні концентрації. Для цього застосовують правило відрізків. Для того щоб визначити концентрацію компонентів у кожній фазі будь-якої двофазної області, через точку, що характеризує стан сплаву, проводять горизонтальну лінію до перетину з лініями, які обмежували дану область; проекції точок перетину на вісь концентрацій показують склад фаз. Отже, для сплаву III (див. рис. 3.1) при температурі, що відповідає лінії bac , склади обох фаз визначаються проекціями точок b і c .

Для того щоб визначити кількісне співвідношення фаз, через задану точку проводять горизонтальну лінію. Відрізки цієї лінії між заданою точкою і точками, що визначають склад фаз, обернено пропорційні кількостям цих фаз.

Так, у точці a (див. рис. 3.1) кількість фаз визначається співвідношеннями

$$\frac{L}{B} = \frac{ac}{ab}; \quad B = \frac{ab}{bc}; \quad L = \frac{ac}{ab}.$$

Методи побудови діаграм стану. Існує декілька методів побудови діаграми стану, сутність яких полягає у визначенні критичних точок при нагріванні чи охолодженні металів або сплавів. *Критичними точками* на діаграмі називаються температури, при яких відбуваються будь-які перетворення в сплавах.

Процес кристалізації з рідкого стану супроводжується значним тепловим ефектом, що дозволяє використовувати термічний аналіз для визначення критичних точок – температур початку і кінця кристалізації. При перетворенні у твердому стані застосовують метод пробних гартувань, а також інші методи дослідження: наприклад, диференціальний термічний аналіз, дилатометричний, електроопору тощо.

Термічний аналіз полягає у визначенні температур перетворення (критичних точок) на основі спостережень за процесами кристалізації та плавлення металу або сплаву при охолодженні чи нагріванні.

Побудова діаграми стану "свинець–стийбій". Для побудови діаграми термічним методом потрібно одержати криві охолодження чистих металів Pb і Sb та ряду їх сплавів. Метали або їх сплави відомого складу (150...200 г) завантажують у тигель, який поміщають в електропіч, і розплавляють та нагрівають вище від точки плавлення. Після розплавлення у сплав розміщують термопару, захищену від безпосереднього впливу металу чохлам (трубка з кварцу, яка заварена з одного кінця). Термопару приєднують до потенціометра або гальванометра. Після цього вимикають піч і стежать за охолодженням сплаву. Криві охолодження записуються автоматичним потенціометром з моменту початку охолодження до закінчення процесу кристалізації, після чого сплав додатково охолоджують протягом 2...5 хв.

Досліджуються криві охолодження. Поява зміни в агрегатному стані у зв'язку з виділенням схованої теплоти перетворення відображається на кривій "температура–час" у вигляді перегинів, площадок (див. рис. 3.2). Температури, що відповідають зміні агрегатного стану сплаву, називаються критичними.

Діаграма стану "свинець–стибій" будується в координатах "температура–концентрація сплаву", при цьому початкова точка осі абсцис відповідає 100 % Pb, кінцева – 100 % Sb. З'єднуючи плавними лініями температури початку і кінця кристалізації, одержуємо діаграму стану "свинець–стибій". Точки початку кристалізації називаються точками ліквідусу, точки кінця кристалізації – солідуса. Лінія солідуса – пряма горизонтальна, на ній проходить евтектичне перетворення.

Порядок виконання роботи

1. Провести спостереження за процесом кристалізації свинцю, стибію та їх сплавів. Для цього необхідно:

підготовлені чисті метали (120...150 г) і сплави із 5, 10, 13, 20, 40 % Sb завантажити в тигель і розплавити;

помістити у розплавлений метал гарячий спай термопари і записати криві охолодження автоматичним потенціометром;

визначити температури початку і кінця кристалізації за отриманими кривими охолодження.

2. Побудувати діаграму стану "свинець–стибій". Для цього у координатах "температура–концентрація" в масштабі позначити хімічний склад сплавів (на горизонтальній осі) й температури кристалізації для відповідних сплавів (на вертикальній осі). З'єднати точки однакових перетворень плавними лініями.

3. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, навести криві охолодження та діаграму стану з нанесеними на ній позначеннями фаз.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч, тиглі зі сплавами, термопару, автоматичний потенціометр.

Контрольні запитання

1. Що таке сплав?
2. Розкрити поняття діаграми стану і критичних точок.
3. Що таке фаза? Які фази можуть утворюватися в металевих системах?
4. Обґрунтувати застосування термічного аналізу при побудові діаграм стану.

Лабораторна робота № 4

**ХОЛОДНА ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ
І РЕКРИСТАЛІЗАЦІЯ МЕТАЛІВ**

Мета роботи: вивчити вплив холодної пластичної деформації на структуру і фізико-механічні властивості металів; дослідити вплив ступеня холодної пластичної деформації на розмір зерен після рекристалізаційного відпалу.

Теоретичні відомості

Під впливом прикладених ззовні сил метал, як і будь-яке тверде тіло, змінює свою форму та розміри. Такі зміни називаються *деформацією*. Поки не перевищена *границя пружності* $\sigma_{\text{пруж}}$, після зняття зовнішнього навантаження кожен атом повертається в положення рівноваги, а пружні деформації та напруження перетворюються на нуль. Структура металу при цьому не змінюється.

Коли напруження в металі перевищують границю пружності, виникає *необоротна* (або *залишкова*) *деформація*, яка зростає зі збільшенням навантаження аж до руйнування металу. Пружна деформація при цьому зберігається і навіть збільшується. Процес, який спричиняє залишкові зміни в металі, називається *пластичною деформацією*.

Існують два механізми пластичної деформації: дифузійний та зсувний. Перший з них відіграє основну роль при гарячій пластичній деформації, другий – при холодній. Сутність процесу зсувної деформації полягає в організованому переміщенні окремих частин кристала (*ковзання*) або групи його атомних площин (*двійникування*), в результаті якого кристал і все тіло витягаються вздовж напрямку дії зовнішньої сили при відповідному зменшенні поперечних розмірів.

Пластична деформація полікристалічних металів. Зсув у кристалічному тілі може здійснюватися двома шляхами: ковзанням та двійникуванням. Процес ковзання розвивається по кристалічних площинах з найбільш щільним розміщенням атомів (по площинах ковзання). Під впливом зовнішніх сил у кристалічному тілі з'являється дотичне (сколювальне) напруження, яке, досягнувши певної критичної величини, викликає пластичну деформацію. У процесі зсуву кристали поділяються на окремі частини, які називаються *пачками ковзання*. Здійснюється переміщення однієї атомної площини відносно іншої. Крім переміщення спо-

стерігається поворот атомних пачок відносно діючої сили, тобто двійникування. Сліди ковзання видно під мікроскопом на полірованій поверхні деформованого зразка у вигляді тонких прямих паралельних чи хвилястих ліній. Чим більша деформація, тим щільніші лінії ковзання і тим менші розміри пачок (рис. 4.1,*а*).

Деформації двійникуванням звичайно розвиваються при низьких температурах та великих швидкостях навантаження, коли ковзання ускладнене. Під час двійникування, на відміну від ковзання, зсув сусідніх атомних площин здійснюється на відстань, яка не дорівнює цілій кратній міжатомній відстані. У кристалах з'являються двійникові смуги (*ABCD*, див. рис. 4.1,*б*), усередині яких ґратки стають дзеркальним відображенням ґраток сусідніх недеформованих областей.

Процеси ковзання та двійникування здійснюються шляхом руху дислокації. Величина критичного сколювального напруження значно менша за розрахункову з припущення, що ковзання здійснюється шляхом жорсткого зсуву одночасно всіх атомів по всій площині ковзання. На рис. 4.2,*в* подано схему, що ілюструє рух лінійної дислокації. Під впливом дотичного напруження в переміщенні бере участь тільки та частина атомів, яка розміщена поблизу дислокації. Вони переміщуються зі свого положення на відстань, значно меншу від міжатомної, а екстраплощина дислокації *P'Q'* переміщується до положення *PQ* на відстань, що дорівнює міжатомній. Отже, рух дислокацій здійснюється "естафетним" шляхом. Функції неповної площини під дією дотичного напруження передаються сусіднім площинам до тих пір, поки дислокація не вийде на поверхню кристала. Унаслідок переміщення однієї дислокації через кристал відбувається зсув на одну міжатомну відстань. Переміщення дислокацій на малу відстань не потребує великого напруження, і тому реальний опір зсуву значно менший від теоретичного. Як показали рентгеноструктурні дослідження, у процесі пластичної деформації атомно-кристалічні ґратки не руйнуються, а тільки спотворюються. Це обумовлено переміщенням окремих атомів з їх нормальних положень, утворенням дислокацій та вакантних вузлів і т. ін.

Пластична деформація в полікристалічному тілі починається при більших напруженнях, ніж у монокристалі; різне орієнтування зерен і порушення в атомній будові примежових шарів ускладнюють процес ковзання. При пластичній деформації площини ковзання повертаються, зерна витягуються в напрямку діючої сили. Структура стає волокнистою.

Якщо до деформації зерна мали різне орієнтування у просторі, то після значної деформації з'являється переважне орієнтування зерен, обумовлене пластичною деформацією. Це називається *текстурою деформації*. Деформований метал за наявності текстури має в різних напрямках різні механічні та фізичні властивості, тобто стає анізотропним.

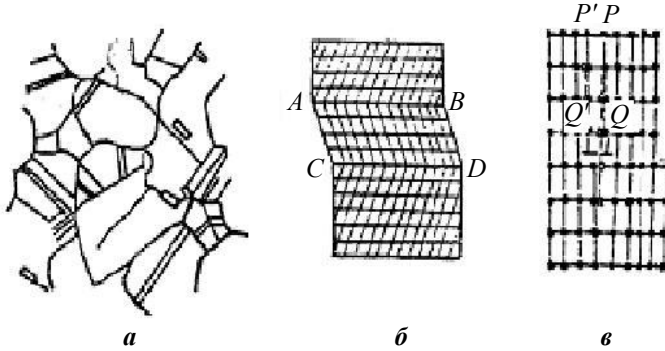


Рис. 4.1. Лінії ковзання і двійники на поверхні зерен (*а*), схема двійникування при пластичній деформації (*б*) та схема переміщення атомів під час руху лінійної дислокації (*в*)

При збільшенні величини пластичної деформації опір зсуву, що характеризується властивостями міцності (твердістю, границями пружності, плинності та міцності), підвищується, а здатність до пластичної деформації (відносне подовження й поперечне звуження) знижується (рис. 4.2,*а*).

Явище зміцнення металів, що відбувається при пластичній деформації, називається *наклепом*. Особливо інтенсивно властивості міцності підвищуються на початкових стадіях деформування. При великих значеннях деформації настає "насичення", тобто властивості міцності практично не підвищуються, здатність до пластичної деформації втрачається, починається процес руйнування. При деформації щільність дислокацій збільшується. Накопичення їх відбувається на границях зерен, блоків та включень. Утворюються "сидячі" (закріплені) дислокації у кристалічних площинах, по яких не може здійснюватися ковзання. Виникає перехресування дислокацій, що приводить до полігонізації структури: формування комірчастої структури при взаємодії дислокацій з утворенням дислокаційних стінок. Збільшення щільності дислокацій є основною причиною підвищення властивостей міцності. Вважається, що зміцнення досягає

"насичення" при щільності дислокацій, яка дорівнює 10^{12} см^{-2} . Здрібнення блоків мозаїчної структури зерен, збільшення кута дезорієнтації між ними та напруження другого роду, що відбуваються при деформації, також є причинами наклепу. Пластична деформація викликає зміни фізичних властивостей металу: підвищуються електроопір і коерцитивна сила, збільшується питомий об'єм, зменшується теплопровідність.

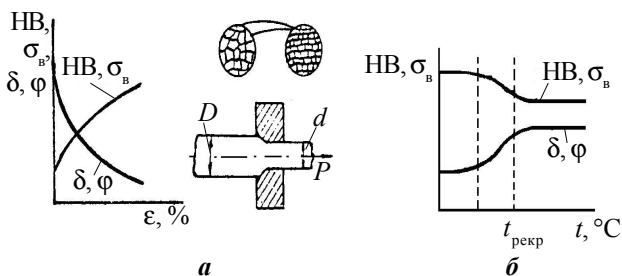


Рис. 4.2. Вплив холодної пластичної деформації (а) та відпалу (б) на структуру і властивості металу:

HB – твердість; σ_v – границя міцності; δ – відносне подовження; ϕ – відносне звуження; ϵ – ступінь деформації; D, d – діаметри зразка до та після деформації відповідно; P – прикладена сила; $t_{\text{рекр}}$ – температура рекристалізації

Вплив нагрівання на структуру та властивості деформованого металу. Деформований метал перебуває у дуже нерівноважному, термодинамічно нестійкому стані. Відновлення рівноважного стану можливе тільки в тому випадку, коли атоми металу мають достатню рухомість, іншими словами, достатню кінетичну енергію. Під час нагрівання металу кінетична енергія атомів зростає, тому можуть легше відбуватися процеси, що повертають метал до рівноважного стану. З підвищенням температури відбувається поступова зміна властивостей. Процес, при якому властивості поступово змінюються в напрямку до початкових, називається *відпочинком*, або *поверненням*. Після відпочинку не спостерігаються зміни структури. При звичайному металографічному дослідженні виявляється волокниста структура, властива деформованому шару. Рентгеноструктурний аналіз визначає зменшення напруження другого роду, отже, відбувається зміна тонкої структури зерен.

При певному підвищенні температури у вузькому інтервалі спостерігається різка зміна властивостей у напрямку до початкових – тих, які мав матеріал до пластичної деформації. При цьому металографічні до-

слідження виявляють різку зміну структури деформованого металу. На фоні волокнистої структури з'являються нові рівновісні зерна. З підвищенням температури та збільшенням часу витримки вони заповнюють весь об'єм металу.

Процес зародження нових рівновісних зерен під час нагрівання пластично деформованого металу називається *первинною рекристалізацією*. При рекристалізації утворюються зародкові центри, що являють собою мікрооб'єми з відновленими кристалічними ґратками. Вони з'являються в місцях, в яких було найбільше спотворених кристалічних ґраток і максимальне напруження. Утворені зародки ростуть шляхом приєднання атомів зі спотвореного оточення, напруження при цьому зменшується.

Температура, за якої відбувається процес первинної рекристалізації, залежить від фізичної природи металів, їх чистоти та величини деформації. Для технічно чистих металів температуру рекристалізації підраховують за формулою Бочвара

$$t_{\text{рекр}} = \alpha t_{\text{пл}},$$

де $t_{\text{пл}}$ – температура плавлення, К; α – коефіцієнт, який для технічно чистих металів має значення 0,3, а для сплавів при збільшенні кількості легуючих елементів може зростати до 0,9.

Температура, за якої властивості інтенсивно змінюються в напрямку до початкових, називається *температурним порогом рекристалізації*.

У промисловості рекристалізаційний відпал здійснюється при температурі на 100...200 °С вищій від $t_{\text{рекр}}$, що значно скорочує час термообробки. Так, суднокорпусну сталь рекомендується відпалювати при температурі 600...650 °С, хоча $t_{\text{рекр}}$ складає 450 °С. Розмір зерна рекристалізованого металу залежить від багатьох факторів, зокрема від величини деформації, температури нагрівання та часу витримки.

Величина деформації. З рис. 4.3 видно, що при невеликій деформації після нагрівання виникають дуже великі зерна. Ця деформація називається *критичною*. При деформації, вищій від критичної, величина зерна зменшується. Вплив холодної пластичної деформації на розмір зерна рекристалізованого металу можна пояснити так: при деформації, меншій від критичної, спотворення кристалічних ґраток настільки незначне, що нові зародки не виникають і процес рекристалізації не відбувається. По-

чинаючи з критичної величини деформації та вище утворюються мікрооб'єми зі значно спотвореними кристалічними ґратками, тобто з великою щільністю дислокацій як на границях зерен, так і границях блоків. У них у першу чергу знімається напруження під час нагрівання у процесі рекристалізації. Ці місця стають центрами рекристалізації. При критичній деформації мало спотворених мікрооб'ємів, тому утворюється незначна кількість зародкових центрів і зерно росте до великих розмірів. При збільшенні деформації кількість центрів рекристалізації зростає і зерно після рекристалізації стає дрібнішим.

Величина критичної деформації звичайно незначна (не вище 10 %) і залежить від природи металу та його чистоти.

Температура нагрівання. Чим вища температура нагрівання, при якій здійснюється процес рекристалізації, тим більше зерно. З підвищенням температури рекристалізації зерна збільшуються за рахунок поглинання дрібних. Цей процес відбувається тим інтенсивніше, чим вища температура, і називається *вторинною* (або *збиральною*) *рекристалізацією*. Спонтанний ріст зерен пояснюється прагненням системи до зменшення вільної енергії. З підвищенням температури зерна збільшуються, а їх питома поверхня і, отже, вільна поверхнева енергія зменшуються.

Час витримки. Чим довша витримка і вища температура, за якої відбувається процес, тим більше зерно після рекристалізації. Збільшення зерна зі зростанням часу витримки пояснюється дифузійним процесом збиральної рекристалізації.

Порядок виконання роботи

1. Отримати зразки у вигляді пластинок з відпаленого алюмінію. На кожній пластині нанести базові риси на відстані 50 мм.

2. Розрахувати довжину базової відстані при заданому ступені деформування (1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8, 10 %), використовуючи такі формули:

$$L = l_0 + \Delta l; \quad \Delta l = \frac{l_0 \epsilon}{100},$$

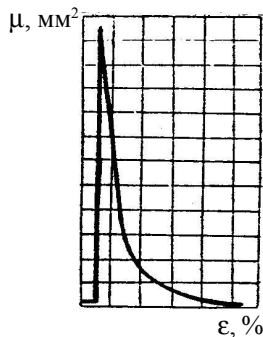


Рис. 4.3. Вплив величини деформації на розмір зерна після рекристалізації:

μ — середня площа зерна

де L – довжина зразка після деформування, мм; l_0 – довжина базової відстані, мм; Δl – збільшення довжини базової відстані при заданому ступені деформування, мм; ϵ – ступінь деформування, %.

3. Піддати пластини розтягненню. У процесі деформування заміряти довжину зразка між базовими рисками: установити на вимірнику за допомогою лінійки довжину зразка L , поставити одну ніжку на початкову риску бази, а другу тримати вільно до збігу з другою рисою бази. Відмітити на пластині ступінь деформації.

4. Провести рекристалізаційний відпал при температурі 560 °С протягом 20 хв.

5. Для зняття окисної плівки занурити пластини в 40%-й розчин їдко-го натру на 5...6 хв, промити водою. Для виявлення структури провести травлення в суміші соляної та азотної кислот (1 об'єм HNO_3 + 3 об'єми HCl + 1 об'єм H_2O). Після травлення пластини промити водою.

6. Визначити середню площу зерна для заданих ступенів деформації. Для цього на базовій відстані намічають площадку площею 100 мм², рахують на ній кількість зерен і, поділивши площу на кількість зерен, визначають середній розмір зерна. Дані розрахунку занести в таблицю.

Ступінь деформації, %	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
Розмір зерна, мм ²										

7. Побудувати графічну залежність розміру рекристалізованого зерна від ступеня деформації. Визначити критичний ступінь деформації.

8. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, навести відомості про вплив деформування та нагрівання після нього на структуру і властивості металу, описати експериментальну частину, подати розрахунки, таблиці, графіки.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати пластини відпаленого алюмінію, тиски, лінійку, вимірник, муфельну піч, реактив для травлення.

Контрольні запитання

1. Яка деформація називається пластичною?
2. Поясніть механізм пластичної деформації.
3. Що називається текстурою деформації?

4. Поясніть сутність явища наклепу.
5. Як змінюються властивості металів при холодній пластичній деформації?
6. Що називається рекристалізацією, поверненням?
7. Як визначається температурний поріг рекристалізації?
8. Як впливає рекристалізаційний відпал на структуру і властивості металу?
9. Який ступінь деформації називається критичним?
10. Що таке вторинна рекристалізація?
11. Яка деформація називається гарячою?

Лабораторна робота № 5

ДІАГРАМА СТАНУ "ЗАЛІЗО–ЦЕМЕНТИТ". ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ

Мета роботи: вивчити діаграму системи "залізо–цементит", за своїти умовні позначення фаз і структурних складових, критичні точки; набути навички та вміння описувати фазові й структурні перетворення при нагріванні та охолодженні будь-якого сплаву системи "залізо–цементит"; дослідити мікроструктуру технічно чистого заліза і вуглецевих сталей у відпаленому стані.

Теоретичні відомості

Компоненти, фази та структурні складові в системі "залізо–цементит". У системі Fe–C є два компоненти: Fe та C. Не будь заліза на землі – не могло б існувати нічого живого. Цей хімічний елемент входить до складу крові людини і всіх представників тваринного світу. Двовалентне залізо міститься у гемоглобіні – речовині, яка забезпечує киснем тканини живих організмів. Завдяки залізу кров має червоний колір. Цей елемент входить до складу всіх рослин, тому що він необхідний для утворення хлорофілу. Цікаво, що морський планктон вживає протягом року півмільярда тонн заліза, приблизно стільки, скільки виробляють щорічно всі металургійні заводи нашої планети. Залізо – це основа всіх сталей, яких у світі виплавляється більше 10 тисяч марок.

Густина α -заліза $7,86 \text{ г/см}^3$. Це залізо має об'ємцентровані кубічні (ОЦК) ґратки та існує в двох інтервалах температур: нижче 911°C та $1392\dots1539^\circ\text{C}$ (температури плавлення). Густина γ -заліза $8,0\dots8,1 \text{ г/см}^3$, γ -залізо має ґранецентровані кубічні (ГЦК) ґратки та існує в інтервалі температур $911\dots1392^\circ\text{C}$. Під час $\alpha \leftrightarrow \gamma$ перетворення відбувається стискання. Об'ємний ефект стискання складає приблизно $1,0\%$.

Чисте (технічно чисте) залізо м'яке, міцність його невелика. Узагалі механічні властивості заліза залежать від його чистоти та розмірів зерна і коливаються в таких межах: $\text{HB} = 50\dots60$; $\sigma_{\text{в}} = 189\dots280 \text{ МПа}$; $\delta = 30\dots35\%$. Але коли в ньому присутні легуючі елементи, воно стає твердішим і міцнішим. Із залізної руди отримують чавун і сталь.

Чавуном називають високовуглецевий сплав на основі заліза, який містить більше $2,14\%$ (на практиці до 5%) вуглецю і домішки Mn, Si, S, P.

Вуглецевою сталлю називають сплав заліза з вуглецем, який містить до $2,14\%$ (нижня границя відповідає приблизно $0,02\%$) вуглецю і домішки Mn, Si, S, P та інші (в меншій кількості, ніж у чавунах).

Вуглець є неметалевим елементом густиною $2,5 \text{ г/см}^3$ з температурою плавлення близько 4000°C . *Вуглець поліморфний*: у звичайних умовах він існує у вигляді модифікації графіту, але може існувати й у вигляді метастабільної модифікації – алмазу. Розчиняється в залізі в рідкому і твердому станах, також може бути у вигляді хімічної сполуки – цементиту, а у високовуглецевих сплавах – у вигляді графіту.

Найбільші мости через річки, ущелини, протоки збудовані зі звичайної конструкційної сталі, яка має міцність, більшу, ніж у залізі, завдяки вуглецю, що міститься в ній у кількості всього $0,2\%$ (за масою). Зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі міцність її збільшується і вона стає здатною до ґартування. Але чим твердіша й міцніша сталь, тим менші її в'язкість і пластичність.

Із чим порівняти такий сильний вплив вуглецю? Два проміле (тобто $0,2\%$) алкоголю в крові людини настільки змінює її поведінку і реакцію на подразники у порівнянні з тверезим станом, що він здається зовсім іншою людиною. Аналогічно два проміле вуглецю у залізі перетворюють його в конструкційну сталь, тобто матеріал із суттєво іншими властивостями. Правда на цьому і закінчується аналогія між вмістом алкоголю в крові людини й вмістом вуглецю в залізі: причини, механізми дії та результати тут зовсім різні.

Вуглець може проникати в залізо двома способами. При цьому існує вище від лінії ліквідусу в рідині – рідкому розчині вуглецю і залізі, позначається літерою *L*. За першим способом атоми вуглецю можуть займати в просторових ґратках вільне місце між атомами (іонами) заліза (за розміром атом вуглецю приблизно в два рази менше від атома заліза). Однак при кімнатній температурі в просторових ОЦК-ґратках заліза таким способом може розміститися всього тільки близько 0,006 % вуглецю. При підвищеній температурі в ГЦК-ґратках заліза може розміститися значно більше вуглецю, максимальна кількість при 1147 °С – 2,14 %. Ці фази називають відповідно феритом і аустенітом.

Ферит – твердий розчин вуглецю в α -залізі, позначається Φ , α або $Fe_{\alpha}(C)$, α -Fe. Розрізняють низькотемпературний α -ферит, який розчиняє до 0,02 % вуглецю, та високотемпературний з граничною розчинністю вуглецю 0,1 %. Ферит (якщо містить близько 0,006 % вуглецю) має приблизно такі механічні властивості, як і технічно чисте залізо. Під мікроскопом він виявляється у вигляді полідричних зерен.

Аустеніт – твердий розчин вуглецю в γ -залізі, позначається A , γ або $Fe_{\gamma}(C)$, γ -Fe. Гранична розчинність вуглецю в γ -залізі 2,14 %. Аустеніт пластичний, але має більшу міцність, ніж ферит (160...200 НВ). Мікроструктура аустеніту – полідричні зерна.

Тим атомам вуглецю, які не можуть розміститися у ґратках заліза, доводиться знаходити інші шляхи проникнення в нього, і вони знаходять їх, вступаючи із залізом у хімічний зв'язок (другий спосіб). При цьому утворюється карбід заліза Fe_3C (цементит).

Цементит – хімічна сполука заліза з вуглецем (карбід заліза Fe_3C), що містить 6,67 % вуглецю, позначається хімічною формулою або літерою Π (800 НВ).

В особливих умовах у системі "залізо–цементит" може утворюватися графіт.

Графіт – алотропічна модифікація вуглецю, що позначається літерою G . Кристалічні ґратки графіту гексагональні шаруваті. Графіт м'який, має низьку міцність, електропровідний, хімічно стійкий.

Структура, яка утворюється при деяких взаємних розміщеннях і співвідношеннях фериту й цементиту, отримала назву "перліт" (буквально – подібний залізу). Якщо сталь містить багато перліту, то мікрошліфи при косому освітленні блищать подібно перламутру.

Перліт – евтектоїдна суміш фериту та цементиту, позначається літерою P , його називають ще евтектоїдом. Можна дати і таке визначення: перліт – це продукт евтектоїдного розпаду аустеніту. Перліт містить 0,8 % вуглецю та є структурною складовою. Частіше будова його пластинчаста. Перліт – міцна структурна складова: $\sigma_B = 800 \dots 900$ МПа, $\sigma_{0,2} = 450$ МПа, $\delta = 16$ %, твердість 180...220 НВ.

У чавунах ще більше вуглецю, ніж у сталях; у них окрім перліту і цементиту присутня ще одна структурна складова – ледебурит (назва на честь професора металознавства Фрейбергської академії Альфреда Ледебура (1837–1906 рр.).

Ледебуритом називається евтектична суміш аустеніту та цементиту, позначається літерою L . Суміш містить 4,3 % вуглецю. Під час охолодження ледебуриту нижче 727 °С аустеніт, який входить до його складу, перетворюється в перліт, і за нормальної температури ледебурит являє собою суміш цементиту та перліту. Він має велику твердість (600 НВ) і крихкість, не піддається обробці тиском та майже не обробляється різанням.

Загальна характеристика діаграми стану "залізо–цементит". Діаграма стану "залізо–цементит" ("залізо–вуглець") дає основні уявлення про будову залізовуглецевих сплавів – сталей та чавунів. Вона необхідна матеріалознавцю, як карта географу.

Під час розгляду діаграми зі стійкою хімічною сполукою було з'ясовано, що кожен стійку хімічну сполуку можна розглядати як компонент і діаграму можна вивчати частинами. Розглянемо тільки частину системи "залізо–вуглець": від заліза до хімічної сполуки (Fe_3C – цементит, 6,67 % С). Це не тільки спрощує наше ознайомлення із системою, а й виправдано тим, що на практиці використовують залізні сплави, які містять не більше 5 % вуглецю. Таким чином, поняття діаграми "залізо–цементит" і "залізо–вуглець" з точки зору практики тотожні. На рис. 5.1 зображено діаграму "залізо–цементит". Вона характеризує фазовий склад та перетворення в сплавах з концентрацією від чистого заліза до цементиту. Особливість діаграми полягає в тому, що на осі концентрації часто позначають дві шкали, які вказують на кількість вуглецю та цементиту.

Точка A позначає температуру плавлення чистого заліза, точка D – температуру плавлення цементиту. Точки N і G відповідають температурам поліморфних перетворень заліза; H і P характеризують граничну концентрацію вуглецю відповідно у високо- й низькотемпературному

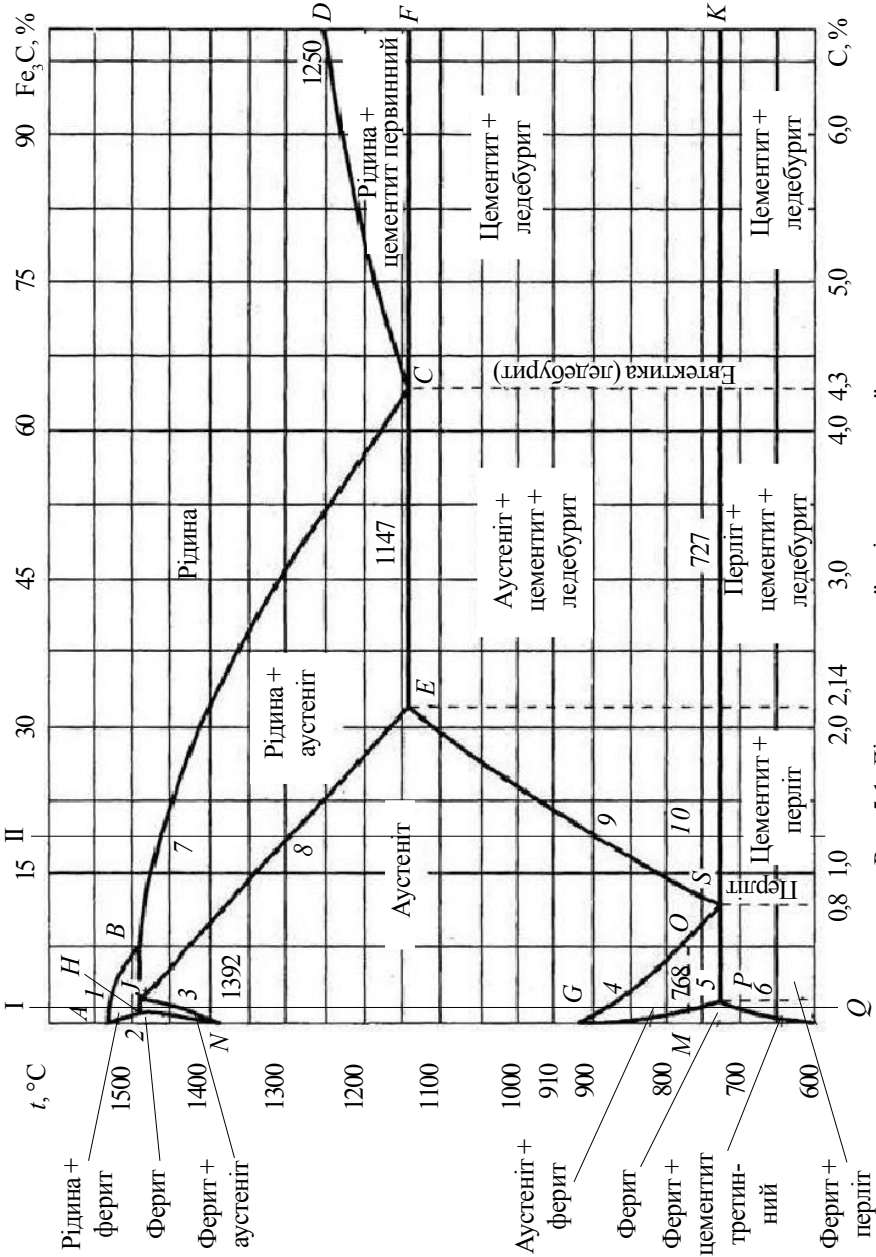


Рис. 5.1. Діаграма стану "залізо-цементит"

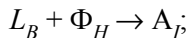
феритах. Точка *E* позначає найбільшу концентрацію вуглецю в аустеніті. Значення інших точок будуть зрозумілі після аналізу діаграми. Характерні точки діаграми стану "залізо–цементит" наведені нижче:

	Температура, °C	Концентрація вуглецю, %
<i>A</i>	1539	0,000
<i>H</i>	1499	0,100
<i>I</i>	1499	0,160
<i>B</i>	1499	0,510
<i>N</i>	1392	0,000
<i>D</i>	1260	6,670
<i>E</i>	1147	2,140
<i>C</i>	1147	4,300
<i>F</i>	1147	6,670
<i>G</i>	911	0,000
<i>P</i>	727	0,020
<i>S</i>	727	0,800
<i>K</i>	727	6,670
<i>Q</i>	400	0,006

Перетворення в сплавах діаграми стану відбувається під час кристалізації рідкої фази *L* і в твердому стані. Первинна кристалізація проходить в інтервалі температур, які визначаються лініями ліквідусу (*ABCD*) і солідуса (*AHIECF*). Вторинна кристалізація відбувається в результаті перетворення заліза однієї алотропічної модифікації в іншу та зміни розчинності вуглецю в аустеніті й фериті. При зниженні температури ця розчинність зменшується. Лінія *ES* характеризує зміну концентрації вуглецю в аустеніті, а лінія *PQ* – у фериті.

Цементит має незмінний хімічний склад (вертикальна лінія *DFK*), змінюються тільки форма та розмір кристалів, що впливає на властивості сплавів. Найбільші кристали цементиту утворюються, коли він виділяється з рідини при первинній кристалізації. Цементит, який виділився з рідини, називається *первинним*, з аустеніту – *вторинним*, з фериту – *третинним*. Відповідно лінія *CD* на діаграмі стану називається *лінією первинного цементиту*, *ES* – *лінією вторинного цементиту*, *PQ* – *лінією третинного цементиту*. В системі "залізо–цементит" відбуваються три ізотермічні перетворення:

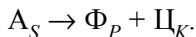
перитектичне на лінії HIB (1499 °C) –



евтектичне на лінії ECF (1147 °C) –



евтектоїдне на лінії PSK (727 °C) –

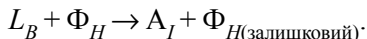


Критична точка, яка відповідає евтектоїдному перетворенню, позначається A_{c1} (при нагріванні) й A_{r1} (при охолодженні).

Евтектична суміш аустеніту та цементиту називається *ледебуритом*, евтектоїдна суміш фериту й цементиту – *перлітом*. Під час охолодження ледебуриту нижче від лінії PSK аустеніт, який входить до його складу, перетворюється в перліт і при кімнатній температурі являє собою суміш цементиту та перліту. В цій структурній складовій цементит утворює суцільну матрицю, в якій розміщені колонії перліту. Така будова ледебуриту спричиняє те, що сплави заліза з вуглецем поділяють на дві групи: сталі, які містять до 2,14 % вуглецю, та чавуни, в яких більше 2,14 % вуглецю. Розглянемо окремо кристалізацію цих сплавів.

Кристалізація сталей. Сплави, які містять до 0,02 % вуглецю, називають технічним залізом, 0,02...0,80 % – доевтектоїдними сталями, 0,8 % – евтектоїдними, 0,80...2,14 % – заевтектоїдними.

Сталь І (див рис. 5.1) містить 0,10...0,16 % вуглецю. В інтервалі температур 1–2 виділяється ферит. При температурі точки 2 у сталі І міститься надлишок фериту. Перитектичний процес закінчується утворенням нової фази (аустеніту) зі збереженням певної кількості фериту:



При подальшому охолодженні від точки 2 до точки 3 цей залишковий ферит перетворюється в аустеніт з такою самою кількістю вуглецю, яку містить сплав. В інтервалі температур 3–4 перетворення не відбуваються. В інтервалі температур 4–5 із аустеніту виділяється ферит. При температурі точок a , b , c фазовий склад відповідає $A_c + \Phi_a$. Кількісне співвідношення фаз визначається співвідношенням відрізків ab та ac

$$\frac{ab}{ac} = \frac{A_c}{\Phi_a},$$

де A_c , Φ_a – кількість відповідно аустеніту й фериту, що розраховуються за такими формулами:

$$A_c = \frac{ab}{ac} 100\%; \quad \Phi_a = \frac{bc}{ac} 100\%.$$

При температурі точки 5 сплав має фазовий склад $A_S + \Phi_P$ з кількісним співвідношенням фаз $A_S/\Phi_P = 5P/5S$. У результаті евтектоїдного перетворення аустеніт перетворюється в перліт, що разом з феритом, який виділився раніше, утворює кінцеву структуру сталі: $A_S \rightarrow \Phi_P + \Pi_K$, або в цьому випадку $A_S + \Phi_P \rightarrow \Pi + \Phi_{P(\text{залишковий})}$. Оскільки розчинність вуглецю у фериті залежить від температури, то в інтервалі температур 5–6 виділяється третинний цементит. У сталях він не виявляється, тому що його дуже мало і він приєднується до цементиту в перліті. Третинний цементит виявляється в технічному залізі.

Структура сталі I після охолодження відповідно до діаграми стану "залізо–цементит", як і будь-якої доевтектоїдної сталі, являє собою ферит і перліт. За мікроструктурою доевтектоїдної сталі можна приблизно визначити вміст вуглецю, для чого орієнтовно обчислюється площа (у процентах), яку займають перліт і ферит. У зв'язку з тим, що у фериті розчинено дуже мало вуглецю, вважають, що у доевтектоїдній сталі весь вуглець знаходиться в перліті (0,8 % C):

$$C = \frac{F_{\Pi} \cdot 0,8}{100},$$

де F_{Π} – площа, яку займає перліт, %.

Приклади мікроструктур технічно чистого заліза і доевтектоїдних сталей та їх схематичного зображення наведено на рис. 5.2.

У сталі II (див. рис. 5.1) в інтервалі температур 7–8 із рідини виділяється аустеніт, і в точці 8 сталь складається з кристалів аустеніту. В інтервалі 8–9 перетворення не відбуваються. Нижче від температури, яка відповідає точці 9, з аустеніту виділяється вторинний цементит Π_{II} . При температурі точки 10 аустеніт має склад точки S. Відбувається евтектоїдне перетворення $A_S \rightarrow \Phi_P + \Pi_K$, або для цього випадку $A_S + \Pi_{II} \rightarrow \Pi + \Pi_{II}$, це і буде кінцева структура сталі. Лінія граничної розчинності вуглецю в аустеніті SE при охолодженні відповідає температурам початку виділення з аустеніту вторинного цементиту Π_{II} , а при нагріванні – кінця розчинення вторинного цементиту в аустеніті. Критичні точки, які відповідають лінії SE, прийнято позначати A_{ct} .

Структура сталі II після охолодження відповідно до діаграми стану "залізо–цементит", як і будь-якої заевтектоїдної сталі, являє собою перліт і цементит. Приклади мікроструктур евтектоїдної та заевтектоїдної сталей та їх схематичного зображення наведено на рис. 5.3.

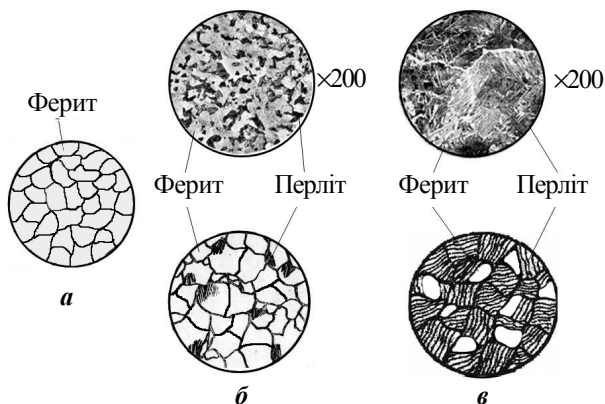


Рис. 5.2. Мікроструктура технічно чистого заліза (а) та доевтектоїдних сталей (б, в) і приклади їх схематичного зображення

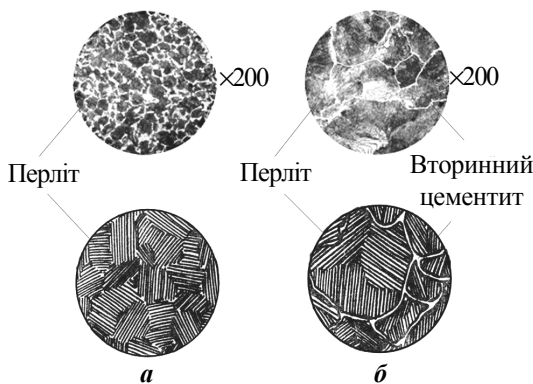


Рис. 5.3. Мікроструктура евтектоїдної (а) та заевтектоїдної (б) сталей і приклади їх схематичного зображення

Кристалізація чавунів. Чавун, який містить 2,14...4,30 % вуглецю, називається доевтектичним, 4,30 % – евтектичним, 4,30...6,67 % – заевтектичним.

У сплавах, які містять більше 2,14 % вуглецю, при кристалізації відбувається евтектичне перетворення. Такі сплави називають *білими чавунами*. Для вивчення процесу кристалізації чавунів необхідно розглянути майже всю діаграму стану.

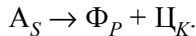
Сплав III (див. рис. 5.1) – доевтектичний білий чавун (близько 3 % вуглецю). В інтервалі температур 1–2 із рідини виділяються кристали аустеніту. Склад рідини змінюється за лінією IC , склад аустеніту – за лінією IE . При температурі точки 2 відбувається евтектичне перетворення, тобто рідина, яка залишилася, кристалізується ізотермічно з одночасним виділенням двох фаз:



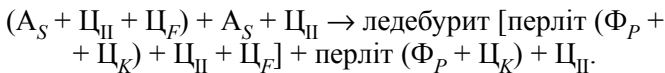
У даному випадку можна записати



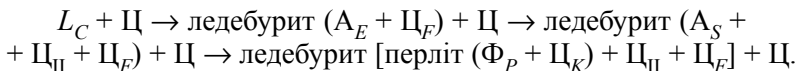
При подальшому охолодженні концентрація вуглецю в аустеніті змінюється за лінією ES та внаслідок виділення Π_{II} досягає значення 0,8 %. При температурі лінії PSK аустеніт (у ледебуриті) зазнає евтектоїдного перетворення, в результаті чого перетворюється на перліт:



Розглянуте перетворення можна записати таким чином:



Сплав IV – заевтектичний білий чавун (більше 4,3 % вуглецю). У заевтектичних чавунах кристалізація починається з виділення з рідкого розчину кристалів первинного цементиту. В сплаві IV цементит виділяється в інтервалі температур 5–6, при цьому склад рідкої фази змінюється за лінією $5C$. Первинна кристалізація закінчується евтектичним перетворенням з утворенням ледебуриту. При подальшому охолодженні відбувається перетворення в твердому стані, як і у сплаві III:



Кінцева структура заевтектичного чавуну при кімнатній температурі така: в ледебуриті видно темні кристали перліту, чітко виділяються великі пластини первинного цементиту.

Класифікація вуглецевих сталей. Вуглецеві сталі класифікують за структурою у рівноважному стані, ступенем розкиснення, призначенням та якістю.

За вмістом вуглецю, а отже, й за мікроструктурою залізовуглецеві сплави поділяють на технічне залізо, доевтектоїдні, евтектоїдні та заевтектоїдні сталі. Мікроструктуру вуглецевих сталей у рівноважному стані за кімнатної температури характеризує діаграма Fe–Fe₃C.

Сплави, що містять менше 0,02 % С, називають *технічним залізом*. Їх мікроструктура складається з фериту і цементиту третинного (Ц_{III}). Розташовуючись на границях зерен, Ц_{III} значно зменшує ударну в'язкість технічного заліза.

Доевтектоїдні сталі містять 0,02...0,80 % С. Мікроструктура доевтектоїдних сталей складається з фериту та перліту. Після травлення 4%-м розчином нітратної кислоти в етиловому спирті ферит має вигляд світлих, а перліт – темних зерен. Чим більша концентрація вуглецю, тим менша кількість фериту в структурі сталі. При вмісті 0,6...0,7 % С у сталі ферит утворює "облямівку" навколо колоній перліту.

Сталі, що містять 0,80...2,14 % С, належать до *заевтектоїдних*. Після повного відпалу структура заевтектоїдних сталей складається з колоній перліту, які оточені неперервною сіткою Ц_{II}. За такого взаємного розташування структурних складових сталь є крихкою, тому для заевтектоїдних сталей застосовують неповний відпал, після якого Ц_{II} зосереджується у перлітних колоніях. Кількість Ц_{II} збільшується зі зростанням вмісту вуглецю в сталі.

За якістю, яку визначає вміст шкідливих домішок (сірки та фосфору), сталі класифікують на звичайної якості, якісні та високоякісні.

Сталі звичайної якості, особливо киплячі, найдешевші. У процесі виробництва їх найменше очищають від шкідливих домішок. Масова частка сірки у таких сталях не перевищує 0,05 %, фосфору – не більше 0,04 %. Сталі розливають у великі злитки, тому в них розвинута ліквіація хімічних елементів і вони містять значну кількість неметалевих фаз.

Якісні сталі виробляють з дотриманням жорсткіших вимог до складу шихти (насамперед наявності у ній шкідливих домішок), ведення процесу виплавки сталі та розливання. У *конструкційних якісних сталях* вміст сірки не перевищує 0,040 %, фосфору – 0,035...0,040 % (ГОСТ 1050–88). Масова частка шкідливих домішок в *якісних інструментальних сталях* ще менша – 0,028 % S та 0,030 % P (ГОСТ 1435–90). Також обмежу-

ють кількість сульфідів, фосфідів, силікатів, оксидів та нітридів, регламентують макро- та мікроструктуру.

Високоякісні інструментальні вуглецеві сталі містять не більше 0,018 % S і 0,025 % P.

За призначенням розрізняють *конструкційні* та *інструментальні* сталі. Конструкційні вуглецеві сталі у свою чергу поділяють на будівельні та машинобудівні.

Будівельні сталі використовують для виготовлення металевих конструкцій будівель, споруд, мостів, кранів, вагонів, естакад, армування залізобетону тощо. До цих сталей висуваються вимоги поєднання високих міцності та пластичності, ударної в'язкості, корозійної стійкості й малої схильності до крихкого руйнування. Будівельні сталі повинні мати також гарні технологічні властивості: здатність зварюватися, оброблятися різанням, пластично деформуватися.

Машинобудівні сталі призначені для виготовлення деталей машин (зварних конструкцій, валів, осей, зубчастих коліс, пружин, ресор).

Конструкційні вуглецеві сталі виробляють звичайної якості та якісні.

Конструкційні вуглецеві сталі звичайної якості позначають літерами "Ст" (сталь) та числом, яке вказує на її умовний номер (ДСТУ 2651–94). Зі збільшенням номера сталі зростає вміст вуглецю. Проте число у марці не є показником її хімічного складу або властивостей. Сталі звичайної якості можуть містити підвищену кількість марганцю (0,8...1,1 %): СтЗГпс, СтЗГсп, Ст5Гсп. Літера Г вказує на його підвищений вміст у складі сталі (приблизно 1 %) порівняно зі сталлю, в якій його концентрація відповідає нормі (0,3...0,8 %).

Зі сталей звичайної якості виготовляють гарячекатаний рядовий прокат: балки, швелери, кутники, а також листи, труби, періодичні профілі. Їх широко використовують у будівництві, мосто- та суднобудуванні, машинобудуванні для сільського господарства. Зі зростанням вмісту вуглецю в сталі збільшуються границі міцності та текучості, зменшується пластичність. Чим більшою є товщина прокату, тим нижчі показники міцності й пластичності.

Конструкційна міцність сталей звичайної якості може бути поліпшена гартуванням з прокатного нагрівання. Гартування проводять відразу на виході сортового прокату з кліті прокатного стану. Після гартування та відпуску напівфабрикатів границя міцності зростає у 1,5...2,0 рази зі збереженням високої пластичності, границі витривалості та зниженням

температури переходу з в'язкого стану в крихкий. Термічна обробка з прокатного нагрівання дає змогу заощаджувати 10...50 % металу, дає економію енергетичних витрат та уможливорює заміну легованих сталей дешевшими термічно зміцненими вуглецевими.

Конструкційні якісні вуглецеві сталі маркують числами 08, 10, 15...85, які вказують на середню масову частку вуглецю у сотих частках відсотка (зокрема, сталь 08 містить 0,08 %, а сталь 85 – 0,85 %). У марках киплячих та напівспокійних сталей вказують спосіб розкиснення, спокійні сталі позначають без відповідного індексу. Металургійний завод-виробник гарантує не тільки хімічний склад, але й механічні властивості сталі. Зі збільшенням вмісту вуглецю від 0,08 до 0,60 % границя міцності сталі у стані після нормалізації зростає від 320 до 680 МПа, а відносне подовження зменшується із 33 до 12 %.

Низьковуглецеві сталі 05кп, 08, 08кп, 10, 10кп мають малу міцність та високу пластичність. Такі сталі без термічної обробки використовують для вироблення слабконавантажених деталей (прокладок, шайб, змійовиків тощо) та елементів зварних конструкцій. З холоднокатаної тонколистової сталі виготовляють вироби холодним штампуванням.

Середньовуглецеві сталі 30, 35, 40, 45, 50, 55 застосовують після нормалізації, поліпшення та поверхневого гартування для виготовлення різноманітних деталей машин у різних галузях промисловості. Недоліком цих сталей є невисока прогартовуваність.

Високівуглецеві конструкційні сталі 60, 65, 70, 80, 85 мають підвищені міцність, зносостійкість та пружність. Належного рівня властивостей сталям надають такими видами термічної обробки: гартуванням і відпуском, нормалізацією та відпуском, поверхневим гартуванням. Їх застосовують для виготовлення деталей, які працюють в умовах тертя за наявності високих статичних та вібраційних навантажень (пружини й ресори, шпінделі, прокатні валки тощо).

Інструментальні вуглецеві сталі позначають літерою "У" і числом, яке вказує на середню масову концентрацію вуглецю у десятих частках відсотка (зокрема, сталь У8 містить 0,8 %). Сталі виробляють тільки як *якісні* (У7, У8, У9, У10 тощо) та *високоякісні* (У10А і т. д.). Остання літера "А" у марці сталі показує, що сталь високоякісна.

Інструментальні вуглецеві сталі внаслідок малої стійкості переохолодженого аустеніту мають невисоку прогартовуваність і не є теплостійкими. За вмістом вуглецю це – переважно евтектоїдні та заєвтек-

тоїдні сталі, структура яких після гартування й низького відпуску складається з мартенситу або мартенситу та надлишкових карбідів. Інструментальні вуглецеві сталі застосовують для виготовлення різального інструменту невеликих розмірів: фрез, зеркерів, свердел, шаберів, напилків тощо. З них виробляють також деревообробні та хірургічні інструменти. Сталі У10, У11, У12 використовують для виготовлення витяжних штампів холодного деформування невеликих розмірів.

Порядок виконання роботи

1. Вивчити діаграму "залізо–цементит".
2. Дослідити мікроструктури технічного заліза і вуглецевих сталей.
3. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, позначити на діаграмі стану "залізо–цементит" усі критичні точки, температури перетворення, фази і структурні складові; описати фазові перетворення у заданому сплаві та визначити кількість фаз для заданої температури; визначити структурні складові сплаву заданого складу при кімнатній температурі; подати схеми мікроструктур зразків лабораторної колекції з позначенням фаз структурних складових та відповідних марок сталей; навести приклади застосування вуглецевої сталі, що відповідає заданому сплаву або близькому за вмістом вуглецю.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати оптичний металографічний мікроскоп, набір мікрошліфів технічного заліза і відпаленої вуглецевої сталі.

Контрольні запитання

1. Дайте характеристику компонентам системи "залізо–цементит".
2. Охарактеризуйте фази системи "залізо–цементит".
3. Проаналізуйте рівноважні перетворення в системі "залізо–цементит". Визначте структурні складові.
4. Визначте критичні точки залізівуглецевих сплавів і проаналізуйте перетворення в сталях при охолодженні.
5. Що називається сталлю?
6. Як класифікуються вуглецеві сталі за структурою у відпаленому стані?
7. Як класифікуються вуглецеві сталі за якістю?
8. Охарактеризуйте вуглецеві сталі за призначенням.
9. Як маркуються вуглецеві сталі?

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЧАВУНІВ

Мета роботи: дослідити структури білих, сірих, ковких і високоміцних чавунів та встановити зв'язок між їх структурою, складом і властивостями.

Теоретичні відомості

Залізовуглецеві сплави з вмістом вуглецю більше 2,14 %, які після первинної кристалізації мають двофазний стан (аустеніт і цементит або аустеніт та графіт), називають *чавунами*. Чавун відрізняється від сталі не лише більшим вмістом вуглецю, а й своїми технологічними властивостями, наприклад кращими ливарними властивостями (завдяки евтектичному перетворенню) та гіршою здатністю до пластичної деформації (у зв'язку з наявністю крихких вкраплень). Крім того, чавун легший (середня густина $7,2 \text{ т/м}^3$) і дешевший від сталі.

Залежно від форми вуглецю чавуни поділяють на білі (матово-білий колір у зламі) та графітізовані (сірий колір у зламі). *Білими* називають чавуни, в яких весь вуглець перебуває у вигляді цементиту. Фазові й структурні перетворення в них описуються діаграмою стану сплавів "залізо–цементит" (рис. 6.1). За вмістом вуглецю розрізняють доевтектичні (менше 4,3 % вуглецю), евтектичні (4,3 %) та заевтектичні (більше 4,3 %) чавуни. Завдяки великому вмісту цементиту білі чавуни мають високі твердість (4500...5500 НВ) та крихкість, використовуються для виготовлення зносостійких деталей, які не потребують механічної обробки (наприклад, лопаток дробометальних машин, куль і броньованих плит млинів, елементів конструкцій пневмотранспорту, деталей насосів для абразивного середовища тощо). Структуру доевтектичних чавунів складають перліт, вторинний цементит і ледебурит, структуру евтектичних – чистий ледебурит, а заевтектичні крім ледебуриту містять голчасті вкраплення первинного цементиту (див. рис. 6.1). Структуру білого чавуну можуть мати також у поверхневому шарі *графітізовані чавуни*, їх називають вибіленими і використовують для виготовлення прокатних валків, плугових лемішів, гальмівних колодок та інших деталей, що працюють в умовах стирання.

У графітізованих чавунах до 0,8 % вуглецю може перебувати у вигляді цементиту (в перліті), а решта – у вільному стані у вигляді графіту.

Така структура забезпечує меншу твердість, добру оброблюваність різанням, а також високі антифрикційні властивості, водночас зменшує

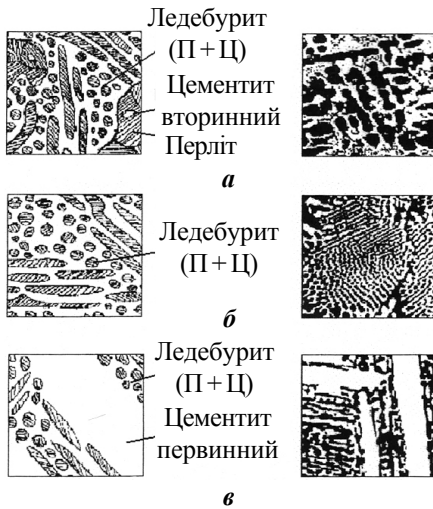


Рис. 6.1. Мікроструктури білих чавунів:

a – доєвтектичного; *б* – евтектичного;
в – заєвтектичного

міцність і пластичність. Фазовий структурний перетворення в них описуються діаграмою стану сплавів "залізо–вуглець". Механічні властивості графітізованих чавунів пояснюються умовами утворення графітних вкраплень та їх формою.

Процес утворення графітних вкраплень – *графітизація* – пов'язаний з багатьма факторами. По-перше, слід нагадати, що графіт має відмінну від заліза гексагональну кристалічну ґратку, а кристалічна ґратка цементиту базується на ОЦК-ґратці заліза. Цементит ближчий до аустеніту, ніж графіт, і за хімічним складом (аустеніт – 2,14 % вуглецю, цементит – 6,67 %, а графіт – 100 %). Тому утворення цементиту як з рідини, так і з аустеніту відбувається легше, не потрібна значна дифузія вуглецю, тобто цей процес кінетично вигідніший. По-друге, графіт – природно-стійка фаза (компонент) і має менший запас вільної енергії, ніж менш стійкий карбід, тобто термодинамічний фактор сприятиме утворенню не цементиту, а графіту.

Утворення графіту з рідини й аустеніту відбувається в результаті охолодження в дуже вузькому інтервалі температур (6...11 °С) між лініями евтектичних та евтектоїдних перетворень, тобто в умовах малих переохолоджень при невеликих швидкостях охолодження. Це пояснюється великою роботою утворення зародка графіту і значною дифузією атомів вуглецю до місця утворення зародка, а атомів заліза – від цього місця. Утворення зародків було б не дуже частим явищем, якби рідкий чавун був ідеально чистою речовиною. Насправді в рідкому чавуні містяться дрібні частинки різних вкраплень і домішок, у тому числі й графіту. На цих частинках і починають осідати атоми вуглецю, утворюючи кристали

графіту. В цьому випадку робота утворення зародка графіту може бути порівнянною з роботою утворення зародка цементиту – й утворення графіту можливе при температурах нижче 1147 °С.

Отже, нагрівання чавуну значно вище від температури плавлення буде приводити до розчинення ймовірних центрів кристалізації в рідині й сповільнювати графітизацію, а введення в рідкий чавун різноманітних домішок сприятиме збільшенню кількості центрів кристалізації вуглецю і прискорюватиме графітизацію.

Аналогічним буде й механізм виділення графіту з аустеніту в інтервалі температур 738...727 °С і нижчих, оскільки вуглець осідатиме на вкрапленнях графіту, які утворилися за вищих температур.

Крім викладеного механізму утворення графіту безпосередньо під час кристалізації існує також інший, пов'язаний з нестійкістю цементиту. Його розпад можливий при певних температурах з утворенням аустеніту і графіту та фериту й графіту. Для здійснення такого розпаду потрібні дифузія вуглецю до центрів кристалізації графіту і самодифузія атомів заліза з тих місць, в яких зосереджується графіт. Цей практично неможливий при кімнатній температурі процес різко прискорюється з підвищенням температури.

Звичайний промисловий чавун не є суто залізовуглецевим сплавом, бо містить ті ж домішки, що й вуглецева сталь, тобто марганець, кремній, сірку та фосфор, але в більших кількостях. Ці домішки суттєво впливають на умови графітизації, а отже, і структуру та властивості. Крім хімічного складу структура й властивості чавуну залежать від технологічних факторів і, в першу чергу, швидкості охолодження. При зменшенні швидкості охолодження збільшується кількість графіту, при збільшенні – кількість цементиту.

До технологічних факторів впливу на розміри та форму вкраплень графіту належить також процес *модифікування*, що полягає в утворенні центрів кристалізації або впливі на ріст кристалів. Для надання вкрапленням графіту кулястої форми їх модифікують магнієм або лігатурами (магній–нікель, мідь–магній, магній–нікель–рідкісноземельні метали тощо). Кількість модифікатора складає 0,3...2,5 % від маси рідкого чавуну. Вплив магнію (0,02...0,08 %) на графітизацію полягає в утворенні мікробульбашок газоподібного магнію (кипить при 1100 °С), в яких зароджуються і ростуть кульки графіту. Механічні властивості таких сплавів, які мають невелику пластичність і добрі антифрикційні властивості, наближаються до властивостей сталей.

Графітизовані чавуни залежно від форми графітних вкраплень поділяють на сірі, високоміцні та ковкі.

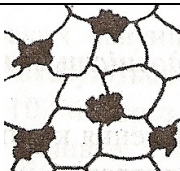
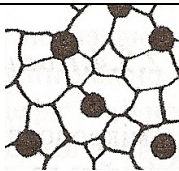
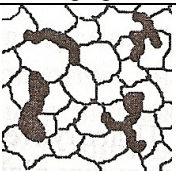
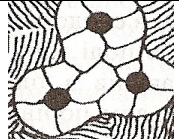
Сірим називають чавун, у якому до 0,8 % вуглецю може перебувати у вигляді цементиту (в перліті), а решта – у вільному стані у вигляді пластинчастого або вермикулярного (вермішелеподібного) графіту.

За структурою металевої основи сірі чавуни поділяють на перлітні (структура перліту й графіту), феритно-перлітні (ферит, перліт і графіт) та феритні (ферит і графіт) (табл. 6.1). Механічні властивості сірого чавуну значно залежать від властивостей металевої основи, але найбільше від кількості, форми та розмірів графітних вкраплень. Міцність, твердість і зносостійкість таких чавунів зростають при збільшенні кількості перліту. Вирішальна роль графіту зумовлена тим, що його пластинки діють як надрізи або тріщини, пронизують металеву основу і послаблюють її. Із цієї причини сірі чавуни погано протидіють розтягу, мають низькі міцність і пластичність. Відносне подовження при розтягу незалежно від структури основи складає 0,2...0,5 % для пластинчастого і 1,0...1,5 % для вермикулярного графітів. Твердість сірих чавунів зумовлюється структурою металевої основи і мало залежить від форми графітних вкраплень. Наприклад, феритні чавуни мають твердість 1500...1800 НВ, феритно-перлітні – 1800...2500 НВ, а перлітні – 2500...2900 НВ. За ГОСТ 1412–85 у марках сірих чавунів записують великі літери СЧ і двоцифрове число, яке показує границю міцності при розтягу 10^{-1} МПа (наприклад, СЧ12, СЧ45).

Структуру сірого чавуну отримують найчастіше при повільному охолодженні в піщано-глинистій ливарній формі. Маса виливків може складати від кількох грамів (поршневі кільця) до 100 і більше тонн (станини верстатів). При виборі марки чавуну для конкретних умов роботи беруть до уваги як механічні, так і технологічні властивості. Феритні сірі чавуни СЧ10, СЧ15, СЧ18 призначені для мало- й середньонавантажених деталей: кришок, фланців, маховиків, корпусів редукторів і підшипників, супортів, гальмівних барабанів, дисків зчеплення тощо. Феритно-перлітні сірі чавуни СЧ20, СЧ21, СЧ25 використовуються для деталей, які працюють при підвищених статичних і динамічних навантаженнях: блоків циліндрів, картерів двигунів, поршнів, станин верстатів, зубчастих коліс тощо. Перлітні сірі модифіковані чавуни СЧ30, СЧ35, СЧ40, СЧ45 мають найвищі механічні властивості завдяки дрібним відокремленим графітним вкрапленням. Модифіковані чавуни застосовуються для деталей, які працюють при великих навантаженнях або у важких умовах

стирання (зубчасті колеса, гільзи блоків циліндрів, шпинделі, розподільні вали і под.). Ці чавуни мають найвищу герметичність, тому з них виготовляють також корпуси насосів і компресорів, арматуру гальмівної пневматики та гідроприводів.

Таблиця 6.1. Класифікація чавуну за металевою основою і формою графітних включень (схеми структур)

Структури металевої основи	Чавуни			
	сірі	ковкі	високоміцні	з вермикулярним графітом
Феритна				
Феритно-перлітна				
Перлітна				

Високоміцними називають чавуни, в яких графітні вкраплення мають кулясту форму. Їх одержують шляхом модифікування магнієм або лігатурами в ковші перед розливанням у форми. Хімічний склад цих чавунів наступний, %: вуглець – 3,0...3,6; силіцій – 1,1...2,9; марганець – 0,3...0,7; сірка – до 0,02; фосфор – до 0,1. За структурою високоміцні чавуни бувають феритними та перлітними. У феритних чавунах (структура фериту і кулястого графіту) допускається до 20 % перліту. У перлітних чавунах може бути до 20 % фериту.

Кулястий графіт є слабким концентратором напружень, тому високоміцний чавун має більші, ніж сірий, міцність і пластичність. Оскільки відсутні гострі надрізи, властиві структурі сірого чавуну, доцільною є зміна структури металевої основи термічною обробкою. Принципово можливі всі види зміцнювальних і знеміцнювальних операцій.

У марках високоміцних чавунів за ДСТУ 3925–99 записують великі літери ВЧ і числа, перше з яких показує границю міцності при розтягу, МПа, а друге – відносне подовження, % (наприклад, ВЧ600-2). Їх використовують у різних галузях техніки (авто- і тракторобудуванні, сільськогосподарському машинобудуванні, металургії та будівництві), ефективно замінюючи ними сталь у багатьох деталях і конструкціях. З них виготовляють виливниці для розливання сталі (в 1,5...2,5 рази стійкіші, ніж із сірого чавуну), прокатні валки, кокілі, станини потужних молотів та пресів, штампи для гнуття і холодної висадки, колінчасті та розподільні вали, поршні, поршневі кільця, циліндри, шестерні, зірочки й інші деталі.

Графітізований чавун, в якому графіт має пластівчасту форму, називають *ковким*. Така форма графіту, на відміну від пластинчастого, менше знижує механічні властивості металевої основи, тому ковкі чавуни є міцнішими та пластичнішими від сірих (однак їх не можна кувати). Структури ковких чавунів (ферит і графіт, перліт і графіт та перліт, ферит і графіт) отримують при довготривалому відпалюванні доєвтектичних білих чавунів.

Виливки з білого чавуну, які відпалюватимуться на ковкий, повинні бути тонкостінними (до 50 мм), без вкраплень пластинчастого графіту. Із цієї ж причини вихідний білий чавун має вузькі інтервали вмісту хімічних елементів: 2,4...2,9 % С; 1,0...1,6 % Si; 0,2...1,0 % Mn; до 0,2 % S; до 0,18 % P. Розплавити такий чавун у вагранці не можна, тому використовують спеціальні печі, що збільшує вартість виробів. Але основні витрати при виготовленні ковких чавунів ідуть на довготривалий відпал. Його застосовують для отримання феритної структури.

Процес відпалу полягає в повільному (20...25 год) нагріванні (рис. 6.2, режим 1) деталей, вкладених у металеві ящики і засипаних піском або сталевую стружкою для захисту від окиснення, до температури 950...1000 °С. Під час витримки при цій температурі протягом 10...15 год відбувається перша стадія графітизації, яка полягає в розпаді евтектичного та вторинного цементитів з утворенням аустеніту й вільного вуглецю – графіту. Далі температура повільно знижується та відбувається розпад утворюваного з аустеніту вторинного цементиту. Друга стадія графітизації проводиться або при дуже повільному охолодженні в евтектоїдному інтервалі температур (див. рис. 6.2, режим 2), або при тривалій (25...30 год) витримці за температури 720...740 °С. При цьому розпа-

дається цементит перліту та формується структура фериту і графіту. Якщо швидкість охолодження деталей при температурах нижче 727°C була недостатньо малою або була за-малою витримка на стадії графітизації, можливий неповний розпад перлітного цементиту і чавун матиме феритно-перлітну структуру.

Перлітний ковкий чавун отримують при відпалі (див. рис. 6.2, режим 3). У цьому випадку збільшують температуру нагрівання до 1000°C і тривалість першої стадії графітизації та проводять безперервне охолодження

до температури 20°C . Перлітний цементит у таких умовах практично не розпадається, й чавун матиме в структурі перліт і графіт. Релаксація ливарних напружень, компактна форма і відокремленість графітних вкраплень зумовлюють високі механічні властивості ковких чавунів. Феритні чавуни мають підвищену пластичність, а перлітні – високі міцність і твердість.

У маркуванні ковких чавунів використовують позначення, властиві іншим чавунам. Літери КЧ означають ковкий чавун, перше число – граничну міцність 10^{-1} МПа, а останнє (через дефіс) – відносне подовження, %; наприклад, КЧ30-6, КЧ37-12, КЧ60-3, КЧ80-1,5.

Ковкі чавуни використовують в автотракторному та сільськогосподарському машинобудуванні, будівництві та інших галузях. З них виготовляють колінчасті та розподільні вали, поршні дизелів, коромисла клапанів, деталі механізму зчеплення, картери головної передачі, корпуси диференціала й рульового механізму, маточини коліс, гальмівні колодки, арматурні деталі для трубопроводів (муфти, трійники, коліна) та інші деталі. Основний недолік ковких чавунів – висока вартість, тому цей матеріал застосовують лише для тонкостінних деталей, в яких отримати структуру високоміцного чавуну при виготовленні ливарним способом не вдається.

Порядок виконання роботи

1. Дослідити мікроструктуру зразків чавуну.
2. Замалювати схеми мікроструктур і вказати структурні складові.
3. Вивчити залежність властивостей чавуну від структури основи і форми графіту.

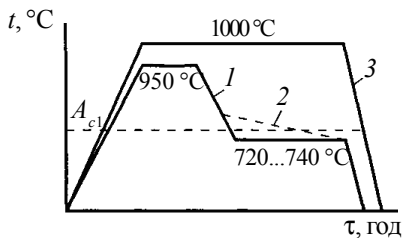


Рис. 6.2. Схема відпалу білого чавуну на ковкий

4. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи; навести відомості про способи отримання різних видів чавунів, їх застосування, маркування, а також опис і схеми мікроструктур зразків чавуну.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати металографічні мікроскопи, набір мікрошліфів чавунів, атлас мікроструктур.

Контрольні запитання

1. Які сплави належать до чавуну?
2. На які групи поділяють чавуни?
3. Яку діаграму стану використовують при аналізі мікроструктури білих чавунів?
4. Чому білий чавун має обмежене застосування?
5. Що називають ледебуритом?
6. Який процес проходить у білих чавунах при переохолодженні розплаву нижче 1147 °С?
7. Скільки вуглецю міститься в евтектичному білому чавуні?
8. Скільки структурних складових можна побачити при кімнатній температурі в білих доевтектичному, евтектичному і заевтектичному чавунах?
9. Яким методом одержують сірі, ковкі та високоміцні чавуни?
10. Чим відрізняються мікроструктури графітізованих чавунів на однаковій основі?

Лабораторна робота № 7

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ

Мета роботи: дослідити вплив температури нагрівання для гартування на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі; набути практичні навички визначати температуру гартування; дослідити вплив швидкості охолодження на мікроструктуру й твердість вуглецевої сталі; дослідити перетворення, які відбуваються у загартованій вуглецевій сталі після відпуску; провести аналіз структури і властивостей після відпуску.

Теоретичні відомості

Термічна обробка – це сукупність технологічних операцій теплової дії на метал для забезпечення потрібних технологічних, механічних та фізико-хімічних властивостей виробів унаслідок зміни структури.

Основними параметрами режиму термічної обробки є температура і швидкість нагрівання, час витримки при заданій температурі, швидкість охолодження. Режим будь-якої термічної обробки може бути зображений графічно в координатах "температура–час". Основними видами термічної обробки сталей є відпал I роду, відпал II роду, гартування з подальшим відпуском.

Гартування – зміцнювальний вид термообробки, в результаті якого у сплавах утворюється нерівноважна (метастабільна) структура. Воно широко застосовується в машинобудуванні для підвищення міцності, твердості та стійкості до спрацювання сталевих деталей.

Для набуття метастабільних структур сталеві деталі нагрівають і витримують при температурі існування аустеніту, а потім охолоджують зі швидкістю, яка дає змогу зафіксувати мартенсит. *Мартенсит* – орієнтована структура, що являє собою пересичений твердий розчин вуглецю в α -залізі. Властивості після гартування залежать від температури нагрівання, тривалості витримки, швидкості охолодження деталей тощо.

Процес гартування сталі внаслідок перетворення кристалічних граток супроводжується збільшенням внутрішніх напружень, які можуть бути більшими за границю міцності сталеві загартованої деталі.

Гартують, як правило, сталі з підвищеним вмістом вуглецю, а сталі, в яких він менше 0,3 %, не гартують, оскільки в них не відбувається суттєвого підвищення твердості та міцності. Міцність сталі після гартування підвищується в міру збільшення вмісту вуглецю до 0,7 %, а потім вона залишається практично сталою на рівні приблизно 670 НВ.

Загартована доевтектоїдна сталь зазвичай має структуру дрібно-голчатого мартенситу з незначною кількістю залишкового аустеніту, евтектоїдна сталь – структуру мартенситу із залишковим аустенітом, а заевтектоїдна – структуру мартенситу з вторинним цементитом і залишковим аустенітом.

Залежно від режиму термообробки розрізняють повне та неповне гартування сталі. Для повного гартування сталь нагрівають на 30...50 °C вище від критичної точки A_{c3} (A_{ct}), а для неповного – вище від точки A_{c1} , але нижче від A_{c3} (A_{ct}).

про характер перетворень при неперервному охолодженні сталі. Для цього накладемо криві охолодження евтектоїдної вуглецевої сталі на її С-подібну діаграму (рис. 7.2,а). Швидкість охолодження V характеризується нахилом кривої (одиниця швидкості охолодження – $^{\circ}\text{C}/\text{с}$). Чим повільніше відбувається охолодження сталі, тим більш пологою стає крива її охолодження. Перетворення аустеніту при дуже малій швидкості V_1 відбувається в умовах, близьких до рівноважних, за температури, наближеної до A_1 . При цьому утворюються грубодисперсні феритно-цементитні суміші. Під час неперервного охолодження аустеніт переохолоджується до температури нижче від точки A_{r1} , при цьому підвищення швидкості охолодження зумовлює зниження температури перлітного перетворення (див. рис. 7.2,б). Ця температура характеризує нерівноважні умови перетворення сталі.

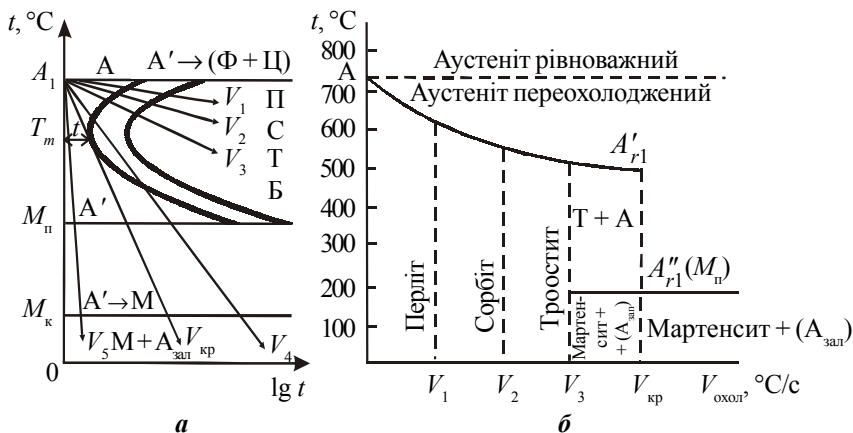


Рис. 7.2. Залежність структури евтектоїдної вуглецевої сталі (а) і положення критичної точки (б) від швидкості охолодження

Перетворення аустеніту на перліт при неперервному охолодженні сталі розвивається в інтервалі температур. Чим більша швидкість охолодження і менший температурний інтервал розпаду аустеніту, тим вища дисперсність утворюваних феритно-цементитних сумішей. При невеликій швидкості охолодження V_1 утворюється *перліт*, при більшій V_2 – *сорбіт*, а при ще більшій V_3 – *троостит*.

При значно більших швидкостях охолодження сталі, наприклад V_4 , аустеніт розпадається у двох температурних інтервалах: частина його

зазнає спочатку перлітного, а потім бейнітного перетворення, а залишкова частина переохолоджується до температури, що відповідає точці M_{Π} , і перетворюється на мартенсит. Унаслідок цього утворюється мішана структура трооститу, бейніту та мартенситу. При швидкостях охолодження сталі спостерігаються дві критичні точки: A_r' і M_{Π} . Як впливає з рис. 7.2,а, утворення суто бейнітної структури при неперервному охолодженні аустеніту вуглецевої сталі неможливе.

При надто швидкому охолодженні, наприклад зі швидкістю V_5 , переохолоджений аустеніт повністю зберігається до лінії точок M_{Π} і перетворюється на мартенсит. Нижче від точки M_{Π} дифузійна рухливість атомів вуглецю стає дуже малою. У цих умовах перетворення аустеніту відбувається бездифузійним шляхом: кристалічні ґратки Fe_{γ} завдяки кооперативному (одночасному) зміщенню однієї чи кількох суміжних площин атомів заліза перетворюються на ґратки Fe_{α} . Оскільки дифузійні процеси загальмовані, весь вуглець, розчинений в аустеніті, залишається в ґратках Fe_{α} . Розчинність вуглецю в аустеніті значно більша (максимум у 100 разів), ніж у фериті, тому утворюється пересичений твердий його розчин в α -залізі, який називається *мартенситом*. Мартенситне перетворення сталі завершується після досягнення температури, що відповідає точці M_K . Це перетворення відбувається в сталі при її гартуванні. При утворенні мартенситу ґратки Fe_{α} дуже спотворюються, перетворюючись із кубічних на тетрагональні. Це дуже міцна та тверда структурна складова сталі, разом із цим і крихка. Велика твердість мартенситу пояснюється значними внутрішніми напруженнями в його ґратках, зумовленими надмірно розчинним вуглецем, подрібненням блокової структури його зерна та високою щільністю дислокацій. Властивості мартенситу залежать від вмісту вуглецю в ньому: зі збільшенням вмісту вуглецю твердість, а в деякому інтервалі й границя міцності зростають, а пластичність та ударна в'язкість збігаються.

Для розроблення технології термічної обробки крім діаграм ізотермічного розпаду аустеніту використовують термокінетичні діаграми. За цими діаграмами можна отримувати точні дані про температурні інтервали проходження фазових перетворень при безперервному охолодженні й структурні складові, які при цьому утворюються. Термокінетичні діаграми також будують у координатах "температура–час" на основі аналізу серії кривих охолодження, на яких відмічають температури початку і кінця перлітного й проміжних перетворень і відповідної області цих перетворень (рис. 7.3). Тонкі лінії на діаграмі для евтектоїдної сталі відпо-

відають діаграмі ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту.

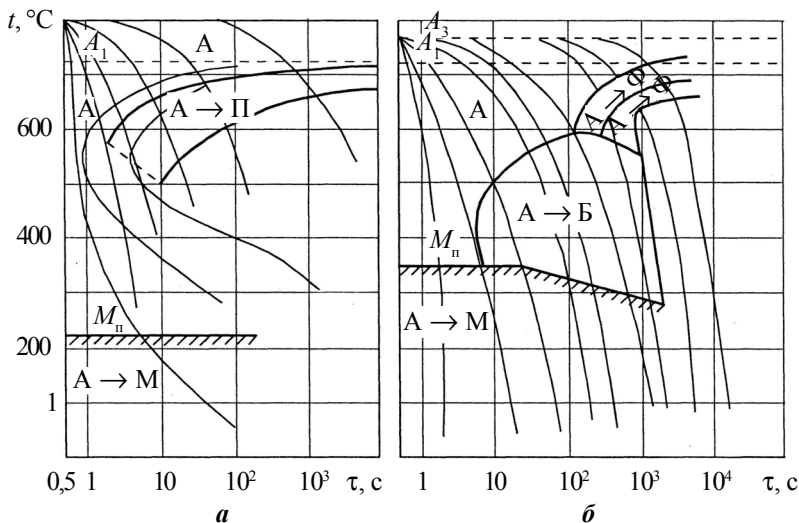


Рис. 7.3. Термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту:

a – евтектоїдна сталь; *б* – доевтектоїдна сталь із 0,4 % С, 1 % Сг, 0,15 % Мо

Ці діаграми показують, що при малих швидкостях охолодження у вуглецевій сталі проходить тільки дифузійний розпад аустеніту з утворенням феритно-цементитної структури різного ступеня дисперсності. При високих швидкостях охолодження, вищих від критичної, дифузійний розпад аустеніту пригнічується і проходить мартенситне перетворення. У легованій сталі існує також область проміжного бейнітного перетворення, в якій аустеніт розпадається з утворенням бейніту. Прискорення швидкості охолодження пригнічує перлітне перетворення і приводить до утворення бейніту. Проміжне перетворення не проходить до кінця, тому після охолодження разом з бейнітом завжди будуть присутні мартенсит і залишковий аустеніт.

Мінімальна швидкість охолодження сталі, яка забезпечує утворення суто мартенситної структури, називається *критичною швидкістю гартування* ($V_{кр}$). Її можна визначити графічно, провівши дотичну до кривої початку ізотермічного перетворення сталі біля її виступу. Числове

значення критичної швидкості гартування сталі можна знайти за формулою

$$V_{\text{кр}} = \frac{A_1 - T_m}{1,5\tau_m},$$

де A_1 – температура критичної точки сталі, °C; T_m – температура біля виступу кривої початку ізотермічного перетворення сталі, °C; τ_m – тривалість мінімальної стійкості аустеніту, с.

Дійсна критична швидкість гартування сталі приблизно в 1,5 рази менша, ніж визначена графічно. Це і враховується коефіцієнтом у знаменнику формули.

Значення критичної швидкості гартування залежать від стійкості аустеніту. Чим вона вища, тобто чим правіше зсунуті криві на C-подібній діаграмі, тим менша критична швидкість гартування сталі. Отже, її значення залежить від вмісту вуглецю в сталі.

В області температур, розташованих вище від точки T_m , вигідним є охолодження сталі з помірною швидкістю. Для середньовуглецевих сталей область мінімальної стійкості лежить між 650 і 500 °C. При вищих температурах аустеніт відносно стійкий і передчасне перетворення його на феритно-перлітну суміш не відбувається. У той же час при плавному охолодженні сталі в області високих температур вирівнюється температура по перерізу і зменшуються температурні напруження. Сталь ще досить пластична, тому ймовірність короблення сталевих виробів та утворення тріщин мінімальна.

Повільне охолодження сталі бажане також в області, розташованій нижче від інтервалу температур мінімальної стійкості аустеніту, оскільки в цій області його стійкість знову підвищується. При температурі 300 °C і нижче швидке охолодження сталі особливо небезпечне внаслідок того, що вона стає не такою пластичною, ніж при високих температурах. Термічні напруження в сталі додаються до напружень, які виникають при перетворенні аустеніту на мартенсит. Тому при швидкому охолодженні підвищується небезпека утворення тріщин і короблення сталі.

Швидкість охолодження сталевих деталей можна регулювати застосовуючи різноманітні гартівні середовища: воду, водяні розчини солей, кислот, лугів і полімерів, різні масла, розплавлені солі та метали, емульсії тощо. Головною вимогою до гартівних середовищ є велика охолодна здатність в інтервалі температур 650...550 °C і зменшена охолодна здатність при 300 °C та нижче.

Відпуск сталі належить до завершальних операцій її термообробки і здійснюється після гартування. Ним усувають надмірну крихкість загартованої сталі та отримують структуру, стійкішу при звичайній температурі. Крім того, відпуск повністю або частково усуває внутрішні напруження, що виникають при гартуванні. Ці напруження знімаються тим швидше, чим вища температура. Відпуск сталі полягає в тому, що загартовані деталі нагрівають до температури, нижчої за межу структурних перетворень (A_1), витримують і потім охолоджують з довільною швидкістю.

Відпуск вуглецевих сталей супроводжується структурними змінами передусім у кристалах мартенситу. Першою причиною таких змін є утворення в мартенситі ділянок з неоднорідною концентрацією (сегрегацій) вуглецю.

Утворення кластерів (плоских скупчень атомів вуглецю одноатомної товщини) проявляється при температурі до 100...150 °C у мартенситі сталей із вмістом вуглецю більше ніж 0,7 %. Скупчення атомів вуглецю зумовлює зміщення атомів заліза, що призводить до спотворення ґраток мартенситу.

Наступною структурною зміною під час відпуску сталі можна вважати виділення проміжних карбідів з мартенситу. Експериментально виявлено при температурі приблизно 100 °C метастабільну структуру ξ -карбіду з імовірною формулою $Fe_{2,4}C$. Цей карбід має гексагональні кристалічні ґратки на відміну від ромбічних ґраток цементиту. Не виділяється ξ -карбід у сталях з концентрацією вуглецю менше 0,2 %, тому що під час відпуску більшість атомів вуглецю зв'язані з дислокаціями.

При температурі вище 250 °C і в інтервалі температур 300...400 °C дуже активно відбувається утворення більш стабільної структури цементиту Fe_3C . Вона близька до структури цементиту відпаленої сталі.

До завершальних процесів карбідоутворення під час відпуску сталі належать процеси, незв'язані з фазовими перетвореннями: коагуляція і сфероїдизація цементиту. Його частинки набувають круглої форми і збільшуються в розмірах.

Відпуск високовуглецевих сталей супроводжується розпадом залишкового аустеніту, який при гартуванні цих сталей утворюється у великій кількості. Його розпад спостерігається в інтервалі температур 200...300 °C. При відпуску сталі залишковий аустеніт перетворюється на нижній бейніт.

Під час відпуску сталі відбувається також зміна стану матричної фази, що спостерігається у всьому температурному інтервалі та характеризується зменшенням вмісту вуглецю в α -розчині при виділенні карбідної фази.

Важливими процесами, що відбуваються в α -фазі під час відпуску сталі, також є повернення і рекристалізація.

Структура відпущеної сталі формується в період витримки при температурі відпуску, тому інтенсивність наступного охолодження не зумовлює яких-небудь змін у ній. Як правило, сталеві деталі охолоджують на спокійному повітрі.

Залежно від температури та утвореної структури металу розрізняють низький, середній та високий відпуски сталі.

Низький відпуск здійснюється нагріванням сталі до 150...250 °С й охолодженням її з будь-якою швидкістю. Цей вид відпуску застосовують для різноманітного різального та вимірювального інструментів з вуглецевих і низьколегованих сталей, а також деталей після обробки їхніх поверхонь гартуванням, цементацією тощо.

Середній відпуск здійснюється нагріванням сталі до 300...450 °С, коли мартенсит перетворюється на троостит відпуску. Такий відпуск використовується, наприклад, при виготовленні різних сталевих деталей, що працюють за умов тертя (пружин, ресор штампів тощо).

Високий відпуск здійснюється нагріванням сталі до 500...650 °С, коли мартенсит перетворюється на сорбіт відпуску. Деякі сталі після цього відпуску охолоджують у воді або маслі. Високий відпуск застосовують для деталей з конструкційних сталей, що працюють при підвищених і динамічних навантаженнях.

Процес гартування з високим відпуском називають *поліпшенням сталі*. Після такої обробки сталь набуває кращого поєднання міцності та в'язкості порівняно з відпалюванням і нормалізацією.

У сталі, обробленій на сорбіт відпуску, зменшується твердість до 250...350 НВ, знижується міцність у 1,5...2,0 рази, а пластичність і в'язкість збільшуються в кілька разів. Відпуск при температурі 600...650 °С усуває внутрішні напруження в сталі повністю.

Нормалізація належить до досить поширених методів термічної обробки сталей. Від повного відпалу вона відрізняється тим, що охолодження сталевих виробів після витримки в печі здійснюють прискорено на спокійному повітрі або в його струмені.

Для нормалізації сталь нагрівають до повної перекристалізації, тобто на 30...50 °С вище від критичної точки A_{c3} для доєвтектоїдних сталей

або $A_{ст}$ для заевтектоїдних. Після охолодження на спокійному повітрі сталь набуває дрібнозернистої однорідної структури, зменшуються внутрішні напруження у виробі.

Нормалізацію найчастіше застосовують як проміжну обробку для поліпшення структури сталі перед гартуванням. Однак іноді вона може бути кінцевою, тому що дає можливість отримати сприятливе поєднання властивостей міцності й пластичності.

Порядок виконання роботи

1. Визначити за діаграмою "залізо–цементит" температуру нагрівання під гартування t_n для сталі 40. П'ять зразків помістити в піч, розрахувати час нагрівання і витримки τ_v .

2. Провести охолодження зразків: три – у воді, один – у маслі, один – на повітрі.

3. Заміряти твердість зразків після термічної обробки.

4. Провести низький, середній і високий відпуски за одним зразком загартованої сталі. Заміряти твердість після термічної обробки.

5. Визначити за діаграмою "залізо–цементит" температуру гартування для сталі У12. Три зразки помістити в піч, розрахувати час нагрівання і витримки.

6. Провести охолодження зразків: один – у воді, один – у маслі, один – на повітрі.

7. Заміряти твердість зразків після термічної обробки.

8. Провести низький відпуск загартованого зразка. Заміряти твердість після термічної обробки.

9. Усі дані занести у таблицю. Для сталі 40 побудувати графік залежності твердості від температури відпуску.

Марка сталі	Твердість у вихідному стані, HRC	t_n , °C	τ_v , хв	Твердість після термічної обробки, HRC			Твердість після відпуску, HRC, при t , °C		
				Вода	Масло	Повітря	200	400	600
40									
У12									

10. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, проаналізувати перетворення і дати характеристику мікроструктурам, які утворилися при різних видах термічної обробки, описати експериментальну частину, навести таблиці, графіки.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч, баки з водою і маслом для охолодження, пристрій типу Роквелла, зразки сталі 40 і У12; шліфувальну шкурку.

Контрольні запитання

1. Що таке гартування сталі?
2. Як визначити температуру нагрівання для гартування доєвтектоїдної та заєвтектоїдної сталей?
3. Як змінюється структура доєвтектоїдної сталі при нагріванні в інтервалі $A_{c1} \dots A_{c3}$?
4. Чому після гартування з міжкритичного інтервалу температур з підвищенням температури твердість зростає?
6. Чому для доєвтектоїдних сталей проводять повне, а для заєвтектоїдних – неповне гартування?
7. Чим відрізняються перліт, сорбіт і троостит?
8. Які охолодні середовища застосовують під час гартування сталі?
9. Що таке критична швидкість охолодження?
10. Які властивості має сталь з мартенситною структурою?
11. Що таке відпуск сталі, для чого його застосовують і які його види існують? Як змінюється структура сталі внаслідок її відпуску?
12. Чим відрізняється нормалізація від відпалу?

Лабораторна робота № 8

ВИЗНАЧЕННЯ ПРОГАРТОВУВАНOSTІ ВУГЛЕЦЕВИХ І ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Мета роботи: визначити прогартуваність сталей 40 і 40Х, дослідити вплив глибини прогартуваності на розподіл механічних властивостей по перерізу зразка.

Теоретичні відомості

Загартуваність – здатність сталі підвищувати твердість унаслідок гартування. Вона залежить головним чином від вмісту вуглецю в сталі.

Прогартуваність – здатність сталі гартуватися на визначену глибину. Вона вимірюється відстанню від поверхні до напівмартенситної

зони, що складається із 50 % мартенситу. Положення напівмартенситної зони визначають вимірювання твердості. Усі фактори, що збільшують стійкість переохолодженого аустеніту та зменшують $V_{кр}$, покращують прогартуваність.

Кількісна характеристика прогартуваності – критичний діаметр $D_{кр}$ циліндричного прутка, який наскрізь прогартується в охолоджувачі. Для забезпечення наскрізного прогартування деталі необхідно, щоб її діаметр був меншим або дорівнював критичному діаметру циліндричного прутка ($D_d \rightarrow D_{кр}$).

Найменш трудомістким методом визначення прогартуваності є торцеве гартування (ГОСТ 5657–69), що дозволяє на одному зразку визначити прогартуваність у будь-якому охолоджувачі.

Глибиною прогартуваності вважають відстань від поверхні до зони з напівмартенситною структурою (50 % мартенситу та 50 % трооститу). Прогартуваність визначають не за мікроструктурою, а зміною твердості. Твердість вуглецевої сталі з напівмартенситною структурою залежить від вмісту вуглецю, а саме підвищується зі збільшенням його вмісту (рис. 8.1).

Стійкість переохолодженого аустеніту підвищують легуючі елементи (крім кобальту). Таким чином, леговані сталі прогартуються на більшу глибину. Легуючі елементи, особливо молібден і барій, знижують критичну швидкість охолодження, чим сприяють зменшенню внутрішньої напруги й зростанню зерна, які можуть викликати жолоблення або утворення тріщин при нагріванні.

Ідеальний критичний діаметр – діаметр зразка, у центрі якого при гартуванні в ідеально охолодному середовищі утворюється напівмартенситна структура.

Ідеально охолодне середовище – середовище, яке вбирає тепло з поверхні сталі з нескінченно великою швидкістю.

Сутність методу торцевого гартування (ГОСТ 5657–69) полягає в тому, що зразок циліндричної форми діаметром 25 мм нагрівають до температури гартування, а далі у спеціальній установці гартують з торця струменем води. Прогартуваність характеризується значенням твер-

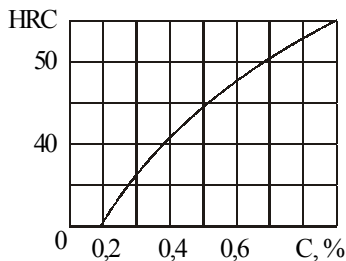
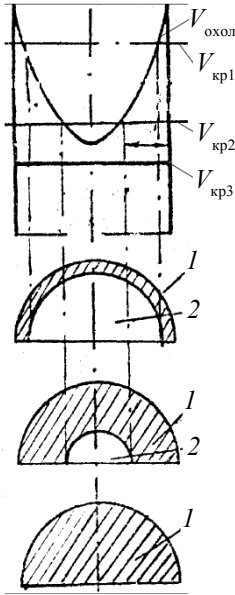


Рис. 8.1. Графік залежності твердості напівмартенситної зони від вмісту вуглецю



дості по довжині зразка. Твердість знижується у напрямку від торця, який охолоджується водою, до зони з напівмартенситною твердістю. Ця відстань називається характеристичною. При відомому значенні відстані за допомогою номограми визначають критичний діаметр зразка, який охолоджується при гартуванні зануренням у різні середовища, і реальний критичний діаметр у залежності від швидкості охолодження (рис. 8.2).

Рис. 8.2. Залежність прогартуваності від величини критичної швидкості охолодження:

1 – мартенсит; 2 – ферит + цементит; $V_{кр1}$, $V_{кр2}$, $V_{кр3}$ – критичні швидкості охолодження відповідно вуглецевої, середньолегованої та високолегованої сталей; $V_{охол}$ – швидкість охолодження по перерізу зразка

При наскрізній прогартуваності значення величин фізико-механічних властивостей змінюються від поверхні до серцевини (рис. 8.3); твердість після гартування від поверхні до серцевини знижується, оскільки на поверхні утворюється структура мартенситу, а в серцевині – фе-

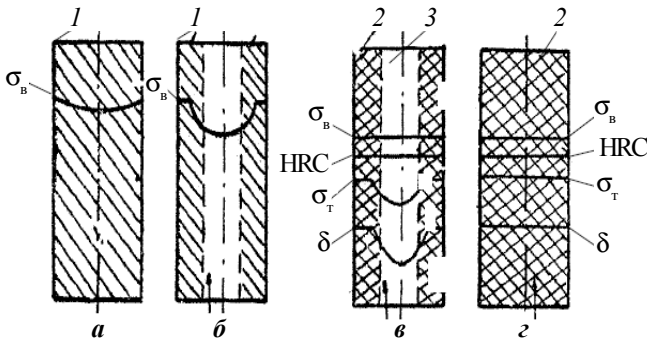


Рис. 8.3. Схеми впливу прогартуваності на механічні властивості загартованої (а, б) і відпущеної (в, г) сталей:

1 – мартенсит; 2 – ферит + цементит зернистий; 3 – ферит + цементит пластинчастий

ритно-цементитна суміш. Різницю твердості й границі міцності у незагартованій зоні можна усунути відпуском при високій температурі. Але границя плинності σ_T , ударна в'язкість і відносне звуження в серцевині залишаються низькими. Це пояснюється різним характером будови феритно-цементитної суміші. У загартованому шарі в результаті відпуску мартенситу утворюється феритно-цементитна суміш зернистої будови, а у серцевині вона має пластинчасту будову.

Намагання підвищити прогартовуваність сталі пов'язане з необхідністю піддати поліпшенню якомога більший об'єм сталі та більш ефективно використати механічні властивості сталейних деталей.

Порядок виконання роботи

1. Два стандартних зразки зі сталі 40 і 40Х помістити у піч, що нагріта до температури гартування, й витримати 20 хв.

2. Після нагрівання зразки перенести в установку для торцевого гартування.

3. Охолоджені зразки зачистити по всій довжині на глибину 0,1...0,5 мм з двох протилежних боків. Заміряти твердість через кожні 2 мм починаючи з торця до виявлення твердості, що відповідає напівмартенситній зоні.

4. Дані записати в таблицю і побудувати графік у координатах "твердість—відстань від торця".

Марка сталі	Зміна твердості в загартованому шарі, HRC	Відстань від торця до напівмартенситної зони, мм	Критичний діаметр, мм		
			диска	кулі	циліндра
40					
40Х					

5. Визначити критичні діаметри прогартовуваності диска, кулі, циліндра за номограмою Блантера.

6. За даними таблиці пояснити вплив легуючих елементів на прогартовуваність.

7. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, навести відомості про вплив складу сталі на прогартовуваність і загартовуваність, описати експериментальну частину, подати розрахунки, таблиці, графіки.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч, установку для торцевого гартування, прибор типу Роквелла, зразки сталей 40 і 40Х, номограми прогартуваності.

Контрольні запитання

1. Визначте поняття "загартуваність" і "прогартуваність".
2. Що вибирають за глибину прогартуваності?
3. Як визначають напівмартенситну зону?
4. Від чого залежить твердість напівмартенситної зони?
5. Як впливають легуючі елементи на прогартуваність?
6. Що є кількісною характеристикою прогартуваності?
7. Як впливає глибина прогартуваності на механічні властивості сталі?

Лабораторна робота № 9

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

Мета роботи: дослідити особливості мікроструктури зварних з'єднань низьковуглецевих сталей.

Теоретичні відомості

Зварюванням називається технологічний процес отримання нерознімних з'єднань за рахунок сил міжатомної взаємодії.

Для зближення кромки при зварюванні по всій поверхні до відстані декілька десятих часток нанометра, на якій цей зв'язок проявляється, широко застосовують розплавлення металу в місці зварювання. Атоми рідини, що мають велику рухомість, зближуються з атомами твердого металу, а подальша кристалізація забезпечує отримання монолітного з'єднання.

Об'єм металу, який зазнав кристалізації при зварюванні, називається *металом шва*. Склад металу шва може збігатися зі складом зварюваного виробу або суттєво відрізнятися від нього. Це залежить від виду зварювання, марки сталі та вимог до зварного з'єднання.

Якщо зварне з'єднання виконане за один прохід, то в металі шва наявні стовпчасті дендрити. Механічні властивості металу шва зале-

жать від швидкості охолодження. Прискорене охолодження завдяки збільшенню перлітної складової та більш тонкій будові перліту приводить до зростання механічних характеристик металу і зменшення його пластичності.

Іноді під час перегріву металу спостерігається поява у шві так званої відманштеттової структури. У цьому випадку ферит виділяється не по границях зерен, а по їх кристалографічних площинах у вигляді різних прошарків, які паралельні один одному або утворюють між собою певні кути. Така структура характеризується гіршими механічними властивостями, зокрема низькою ударною в'язкістю.

Структура литого металу з грубою стовпчастою будовою характерна для одношарових швів. Виконання швів у декілька проходів або шарів суттєво впливає на структуру і властивості металу в цілому. Пояснюється це тим, що накладання кожного наступного валика здійснює повторний тепловий вплив на нижній валик, завдяки чому структура нижніх шарів значно покращується, стає дрібнозернистою, груба стовпчастість зникає. Верхній валик зберігає литу структуру, але його властивості все ж таки дещо покращуються.

Якість зварного з'єднання залежить від структури шва і *зони термічного впливу* (ЗТВ) – зони, що примикає до металу шва та має структурні зміни, викликані термічним циклом зварювання.

Якщо знати максимальні температури нагріву окремих точок ЗТВ і швидкість їх охолодження, то за допомогою діаграми стану "залізо–цементит" можна визначити, які структури можливі на окремих ділянках ЗТВ, а також установити лінійні розміри цих ділянок.

Максимальні температури нагріву окремих точок ЗТВ можна визначити як експериментально, так і теоретично на основі розповсюдження тепла при зварюванні. На рис. 9.1 показано однопрохідний зварний шов низьковуглецевої сталі, а над ним, у тому ж масштабі, по довжині проведена крива розподілу максимальних температур для окремих точок ЗТВ. Поряд у тому ж температурному масштабі побудовано лівий кут діаграми "залізо–цементит", де вертикальна пряма I–I показує склад зварюваного металу за вуглецем.

Як при зварюванні плавленням, так і при зварюванні тиском у твердому стані для зварних з'єднань сталі характерне утворення таких ділянок у ЗТВ (див. рис. 9.1): 1 – неповного розплавлення; 2 – перегріву; 3 – нормалізації; 4 – неповної перекристалізації; 5 – відпуску, рекристалізації; 6 – старіння.

Протяжність ділянок зростає зі зменшенням градієнта розподілу максимальних температур нагріву. Залежить вона також від вмісту хімічних елементів у сталі, перш за все від вмісту вуглецю.

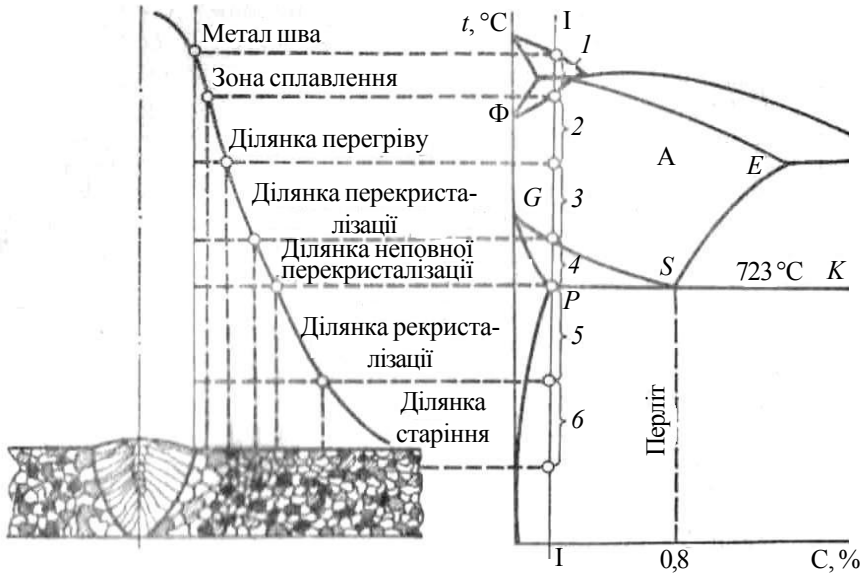


Рис. 9.1. Будова зварного з'єднання з низьковуглецевої сталі

Різні зони зварних з'єднань нагріваються в широкому інтервалі температур, що визначає різницю процесів охолодження і відмінності в кінцевих властивостях металу різних ділянок ЗТВ. В основі перетворень, що відбуваються під час охолодження зварних з'єднань, лежать явища, які розглядаються в теорії термічної обробки. Загальні закономірності перетворення аустеніту під час охолодження дозволяють оцінити процеси, що відбуваються після зварювання.

Аустеніт у ЗТВ сталі менш стійкий, ніж аустеніт тієї ж сталі, яка зазнала більш тривалого нагрівання в печі при термічній обробці. Зменшення стійкості аустеніту в різних зонах зварного з'єднання впливає на кінетичне перетворення аустеніту при охолодженні після зварювання. У порівнянні з розпадом гомогенного аустеніту негомогенний у зварному з'єднанні розпадається при більш високій температурі та меншому часі інкубаційного періоду для кожної температури. Таким чином,

аустеніт у ділянці сильного перегріву та росту зерна набуває підвищеної стійкості, а у всіх інших ділянках, розташованих далі від кромки, має знижену стійкість. Тому аустеніт ділянки росту зерен повинен розпадатися при більш низьких температурах та давати менш рівноважні продукти розпаду, а в більш віддалених ділянках – розпадатися у верхньому інтервалі температур і давати більш рівноважні, укрупнені феритно-перлітні або феритно-цементитні продукти. Чим далі від зварних кромки знаходиться нагріта зона, тим вищою є температура, при якій повинен відбуватися розпад аустеніту.

Аустеніт ділянки значного перегріву і росту зерен повинен розпадатися за більш низької температури, а аустеніт інших ділянок з концентраційною неоднорідністю вуглецю – за більш високих. При малих швидкостях охолодження це може приводити до утворення сорбітоподібної структури безпосередньо біля зварних кромки, а феритно-перлітної – у більш віддалених зонах (зерна тим крупніші, чим далі від шва). При збільшенні швидкості охолодження та відповідному складі зварюваної сталі аустеніт ділянки перегріву може охолоджуватися до температури M_n і переходити в мартенсит.

Необхідно зазначити і те, що вказані закономірності розпаду неомогенного аустеніту в ЗТВ належать до найбільш частих випадків зварювання доевтектоїдних сталей з диференційованою феритно-перлітною структурою. Якщо ж зварюванню піддають загартовану та відпущену сталь, то в ній аустеніт навіть при швидкому нагріванні буде більш гомогенним і всі закономірності його розпаду наблизяться до закономірностей розпаду аустеніту при термічній обробці з нагріванням у печах.

Значна ділянка зварних з'єднань нагрівається в інтервалі температур нижче від A_1 . Залежно від складу сталі, тривалості й температури нагрівання в сталях може проходити декілька процесів.

1. При найбільш високих температурах, близьких до A_1 , в результаті прискореної дифузії вуглецю у Fe_α може відбуватися коагуляція карбідів з утворенням укрупнених карбідних виділень та феритних полів.

2. При такому ж високому нагріванні в α -твердий розчин переходить максимальна кількість вуглецю – близько 0,02 %, яка у випадку прискореного охолодження буде зафіксована у вигляді пересиченого твердого розчину, здатного із часом розпадатися через зменшення розчинності (лінія PQ на діаграмі "залізо–цементит"). Розпад твердого розчину та виділення дисперсних карбідів можуть суттєво змінити властивості цієї зони: знизити її в'язкість і підвищити крихкість.

3. У ділянках, що нагріваються до температури 500 °С, в умовах повільного охолодження після зварювання (охолодження в теплоізоляції, високі погонні енергії зварювання та ін.) можуть розвинутиися процеси відпускнуї крихкості з відповідною зміною властивостей.

Перебіг кожного із зазначених процесів у зонах зварних з'єднань, що нагріваються нижче від температури A_1 , ступінь їх розвитку та впливу на властивості залежить від ряду факторів: швидкості нагрівання при зварюванні й охолодження після нього, тривалості перебування металу в кожному з розглянутих температурних інтервалів. Тому при різних технологіях зварювання всі ці процеси можуть розвиватися по-різному.

При багат шаровому зварюванні теплота від накладання кожного наступного валика нагріває метал шва і ЗТВ попередніх валиків до температури, нижчої від A_1 . У зв'язку із цим перетворення, що відбуваються в металі під час його нагрівання в межах температур відпуску, мають для формування структури і властивостей зварних з'єднань певне значення.

Відпуск загартованої сталі може включати в себе три основні процеси: розпад мартенситу, розпад залишкового аустеніту, коагуляцію карбідів.

Якщо в загартованій сталі був залишковий аустеніт, його розпад як нестабільної фази відбувається при нагріванні в інтервалі 200...300 °С. Продукти цього розпаду – мартенсит і карбіди – такі самі, як у разі відпуску мартенситу гартування при тій же температурі. Розпад в'язкого залишкового аустеніту на мартенсит і карбіди є однією з причин уповільнення підвищення в'язкості сталі при відпуску на вказані температури.

При відпуску сталі можуть відбуватися процеси оборотної та необоротної відпускнуї крихкості. Необоротна відпускна крихкість розвивається при нагріванні в інтервалах 250...400 і 450...550 °С та не усувається при швидкому охолодженні після відпуску. Оборотна відпускна крихкість розвивається при повільному охолодженні в інтервалі 450...575 °С після високого відпуску при температурі 650...700 °С. На схильність до появи відпускнуї крихкості впливає хімічний склад, у вуглецевій сталі – підвищення вмісту фосфору і марганцю.

Розглянувши процеси, які відбуваються під час нагрівання та охолодження, можна оцінити стан металу в ЗТВ при зварюванні плавленням.

Структурні й фазові перетворення в ЗТВ перш за все визначаються розподілом температур (див. рис. 9.1), який залежно від швидкості нагріву може характеризуватися різними значеннями градієнта.

Ділянка 1 примикає до лінії сплавлення. Вона утворюється в такому вигляді у зварних з'єднаннях сталей, в яких відбувається перитектичне перетворення. У загальному випадку в зоні сплавлення виникають границі двох типів: первинні й вторинні. Первинні утворюються в ЗТВ біля лінії сплавлення внаслідок утворення і кристалізації рідкої фази. При подальшому охолодженні виникають вторинні границі.

Ділянка 2 – крупнозерниста структура, що утворюється в результаті перегріву аустенітних зерен, особливо при зварюванні з термічними циклами, які характеризуються зниженою інтенсивністю нагрівання. У низьковуглецевих і низьколегованих сталях при повільному охолодженні утворюється феритно-перлітна структура відманштеттового типу з низькими механічними властивостями.

Ділянка 3 – процес нормалізації, для якого характерна відносно дрібнозерниста феритно-перлітна структура або менш рівноважні продукти розпаду (бейніт).

Ділянка 4 – неповна перекристалізація, що характеризується феритно-перлітною структурою або бейнітом.

Ділянка 5 – відпуск, при якому проходять найбільш активні процеси диференціації фериту і цементиту та коагуляції карбідів. На цій ділянці при зварюванні металу після холодної обробки тиском відбувається рекристалізація зерен фериту.

Виконання швів за декілька проходів впливає на структуру і властивості ЗТВ. Повторний тепловий вплив подібно термічній обробці приводить до зникнення структури відманштеттового типу на ділянці перегріву, що покращує властивості зварних з'єднань у цілому.

Порядок виконання роботи

1. Отримати два мікрошліфи зварних з'єднань однопрохідного і багатопрохідного зварювання.

2. Установити відповідне збільшення мікроскопа для виявлення мікроструктури.

3. Визначити за допомогою об'єкт-мікрометра ціну поділки окуляр-мікрометра.

4. За мікрошліфом однопрохідного зварювання провести заміри ділянок перегріву, дрібного зерна неповної перекристалізації.

5. Для мікрошліфа багатопрохідного зварювання провести огляд мікроструктури в місці переходу від шару до шару, визначити вплив термічного циклу зварювання від наплавлення наступних шарів на мікроструктуру металу шва і ділянок перегріву. Зарисувати схему мікроструктур зварних з'єднань.

6. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, навести відомості про особливості мікроструктури зварних з'єднань низьковуглецевих сталей з використанням діаграми стану "залізо—цементит", вказати розміри ділянок ЗТВ, зобразити схеми мікроструктур.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати металографічний мікроскоп, об'єкт-мікрометр, мікрошліфи зварних з'єднань.

Контрольні запитання

1. Чим відрізняються термічні цикли в ділянках ЗТВ, що знаходяться на різному віддаленні від лінії сплавлення?
2. Чим викликана дендритна ліквіація в металі шва?
3. Які особливості кінетики розпаду аустеніту ЗТВ зварних з'єднань?
4. Як впливає швидкість нагрівання на структурні перетворення?
5. Які є ділянки ЗТВ зварних з'єднань і особливості їх утворення?
6. Як змінюються механічні властивості в ділянках ЗТВ?

Лабораторна робота № 10

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

Мета роботи: вивчити вплив легуючих елементів на структуру і властивості сталі, дослідити структури легованих сталей різних класів.

Теоретичні відомості

Легованою називається сталь, яка зазнала *легування* – введення певних хімічних елементів з метою одержання відповідного хімічного складу та утворення структури з потрібними фізичними, хімічними й механічними властивостями.

Леговані сталі класифікують за хімічним складом, сумарною часткою легуючих елементів, структурою, призначенням тощо.

За хімічним складом залежно від основних легуючих елементів сталі поділяють на хромові, хромонікелеві, хромонікельмолібденові тощо.

За сумарною часткою легуючих елементів розрізняють малолеговані сталі (містять до 2,5 % легуючих елементів), середньолеговані (2,5...10,0 %), високолеговані (понад 10 %).

За структурою сталі класифікують за двома способами: у рівноважному стані після відпалу та після охолодження зразків невеликих розмірів на повітрі від 900 °С.

Леговані сталі за структурою у рівноважному стані поділяють на такі класи (рис. 10.1):

доевтектоїдні, що містять у структурі леговані ферит та перліт (евтектоїд – суміш легованого фериту і карбідів);

евтектоїдні зі структурою легованого перліту;

заевтектоїдні, до фазового складу яких окрім легованого перліту входять надлишкові вторинні карбіди типу M_3C , що виділяються під час охолодження з аустеніту;

ледебуритні, у структурі яких присутня евтектика типу ледебуриту, що утворилася під час кристалізації з розплаву;

аустенітні;

феритні.

Доевтектоїдні, евтектоїдні та заевтектоїдні сталі одержують за невеликої кількості легуючих елементів і незалежно від ступеня дисперсності феритно-карбідної суміші їх об'єднують в один *перлітний клас*.

Фазовий склад сталей *ледебуритного класу* формується внаслідок значного зміщення вліво точок *S* та *E* діаграми Fe–Fe₃C під впливом легування вольфрамом, молібденом, хромом тощо. Під час гарячої обробки тиском ледебурит подрібнюється на зерна аустеніту та глобулярні частинки первинних карбідів.

Сталі *аустенітного класу* зберігають структуру аустеніту аж до плавлення. Така термічна стабільність легованого γ -твердого розчину забезпечується відповідною кількістю γ -стабілізаторів та складніших їх композицій у складі сталі.

За малого вмісту вуглецю та значної кількості α -стабілізаторів (Cr, Mo, W, V, Si, Al тощо) утворюється структура легованого фериту з невеликою кількістю спеціальних карбідів. Сплави такого типу становлять *феритний клас* легованих сталей.

Структури сталей *напівферитного* й *напіваустенітного* класів складаються з фериту та аустеніту, оскільки внаслідок легування відповідними хімічними елементами й у належній їх кількості в них під час охолодження проходить тільки часткове $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення. Клас сталі визначає відносна кількість фази (фериту чи аустеніту), що переважає в її структурі.

Отже, за можливістю досягнення рівноважного фазового складу легувані сталі поділяють на такі класи: *перлітний*, *ледебуритний*, *аустенітний*, *феритний*, *напіваустенітний*, *напівферитний*.

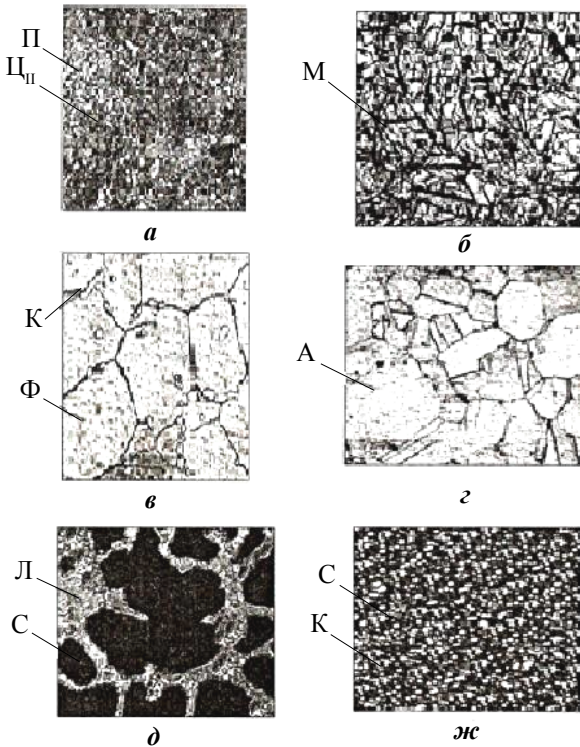


Рис. 10.1. Мікроструктури легуваних сталей різних класів після нормалізації:

а – перлітний, $\times 500$; *б* – мартенситний, $\times 500$; *в* – феритний, $\times 300$; *г* – аустенітний, $\times 600$; *д* – ледебуритний, лита сталь, $\times 500$; *ж* – ледебуритний, сталь після кування, $\times 600$; П – перліт; Ц_ц – цементит вторинний (легований); М – мартенсит; Ф – ферит; К – карбід; А – аустеніт; С – сорбіт; Л – ледебурит

За структурою, яку одержують після охолодження зразків на повітрі, розрізняють наступні класи легованих сталей: *перлітний, мартенситний, аустенітний*.

Сталі перлітного класу можуть мати в структурі перліт, сорбіт або троостит (більш дисперсні, ніж перліт), сумарний вміст легуючих елементів у них не перевищує 5 %. У сталях мартенситного класу вміст легуючих елементів складає 5...10 %, а в аустенітних – більше 10 %.

За *призначенням* розрізняють *конструкційні* (які включають у себе також сталі спеціального призначення) та *інструментальні* сталі.

З конструкційних сталей виготовляють деталі машин різноманітних механізмів (машинобудівні сталі), зварні елементи будівельних конструкцій і споруд (будівельні сталі). До цього ж типу також відносять сталі спеціального призначення: корозійно-, тепло- й жаростійкі, жароміцні тощо.

Маркування легованих сталей. Для позначення марок легованих сталей стандартами розроблена система, яка передбачає буквено-цифровий запис марки. Кожний легуючий елемент позначається початковою літерою його назви. Деякі елементи позначають іншими літерами: Г – марганець; Д – мідь; Р – бор; Б – ніобій; С – кремній; П – фосфор; Ф – ванадій; Ю – алюміній; А – азот; Ч – рідкісноземельні метали. У марці записують числами на початку вміст вуглецю, великими літерами і числами за ними – вміст легуючих елементів. Вміст вуглецю в конструкційних сталях записують дво- або трицифровим числом, яке виражає соті частки відсотка, в інструментальних сталях – одноцифровим числом, що виражає десяті частки відсотка. У марках інструментальних сталей, які містять один і більше відсотків вуглецю, цифри на початку не пишуть. Вміст легуючих елементів завжди записують у відсотках, а якщо він менше одного відсотка, цифра після літери частіше не пишеться. Якщо вміст у сталі сірки та фосфору менше 0,03 %, наприкінці марки записують велику літеру А. Цифри та літери в записі марки сталі повинні мати однакову висоту.

Конструкційні *машинобудівні* леговані сталі широко застосовують для виготовлення деталей автомобілів, тракторів, сільськогосподарської техніки, верстатів, металоконструкцій тощо. Їх легують недорогими елементами: марганцем, кремнієм, хромом; в окремих випадках – нікелем, титаном, вольфрамом, молібденом, ванадієм, ніобієм, бором (40Х, 18ХГТ, 30ХГСА, 20ХНР і т. д.). Вартість сталі зростає зі збільшенням ступеня легуваності (особливо такими елементами, як нікель, молібден, вольфрам) та зменшенням розмірів виробу.

Конструкційні *будівельні* низьколеговані сталі для забезпечення належної конструкційної міцності й здатності зварюватися легують марганцем, кремнієм, хромом, нікелем, ванадієм, титаном та азотом (09Г2С, 15Г2СФД, 14ХГС, 16Г2АФ, 35ГС, 25Г2С тощо). Підвищення стійкості до атмосферної корозії досягають додаванням міді (10ХСНД). Основна вимога, що висувається до них, – добра зварюваність, що забезпечується передусім малим вмістом вуглецю (до 0,22 %). Переважно низьколеговані будівельні сталі використовують без додаткової термічної обробки, а інколи постачають після нормалізації (або нормалізації та високого відпуску) чи контрольованої прокатки.

Порівняно з вуглецевими конструкційні леговані сталі завдяки більшій прогартуваності, меншій величині зерен та більшій дисперсності карбідів мають вищу міцність, пластичність й ударну в'язкість. Проте надмірне легування може викликати підвищення температури переходу з в'язкого стану в крихкий, тому вміст легуючих елементів має бути мінімальним, але таким, щоб по можливості забезпечити наскрізну прогартуваність виробу заданого перерізу. Особливо позитивно на механічні властивості впливає нікель. Він збільшує опір крихкому руйнуванню, підвищує пластичність і в'язкість, зменшує чутливість до концентраторів напружень, знижує температуру в'язкокрихкого переходу. Але нікель є дорогим легуючим елементом, який додають у мінімально можливій кількості разом з хромом або іншими елементами. Завдяки зменшенню величини зерен фериту таким чином впливають на показники міцності ванадій, титан, ніобій, цирконій, якими легують у невеликій кількості (0,05... 0,15 %).

Більшість конструкційних легованих сталей належить до перлітного класу (14Г2АФ, 09Г2СД, 15ХСНД, 35Х, 45Г, 25ХГМ тощо).

Залежно від технології термічної обробки конструкційні леговані сталі поділяють на такі, що підлягають цементації та нітроцементації (20ХНЗА, 20ХГР, 30ХГТ, 12Х2Н4А) або поліпшенню шляхом гартування і високого відпуску (40ХН, 40ХФА, 65Г, 35ХТСА, 38Х2Н2МА). За призначенням розрізняють також сталі пружинні, підшипникові, рейкові, криогенні тощо.

Сталі перлітного (12ХМФ, 25Х2МФ тощо) та мартенситного (15Х5М, 15Х5ВФ, 12Х8ВФ і т. д.) класів застосовують як теплостійкі для виготовлення деталей, що працюють тривалий час у навантаженому стані за температур близько 600 °С.

Більшість високолегованих сталей спеціального призначення є нержавіючими, жаростійкими, жароміцними, зносостійкими тощо таких класів:

феритного (10X13CЮ, 15X28, 08X18Т), мартенситного (40X10C2М, 30X13, 40X13, 95X18), аустенітного (08X10Н20Т2, 10X14Г14НЗ, 03X17Н14М2, 12X18Н10Т), мартенситно-феритного (14X17Н2, 15X12ВНМФ), аустенітно-мартенситного (07X16Н6, 09X17Н7Ю), аустенітно-феритного (08X20Н14C2, 08X22Н6Т).

Інструментальні леговані сталі використовують для виготовлення вимірювального й різального інструментів (7ХФ, ХВ4, 9ХС, ХВГ), штампів холодного (Х6ВФ, Х12М, 6Х6В3МФС) та гарячого деформування (7ХЗ, Х6ВФ, 5ХНМ, 5ХНВ, 4Х5В2ФС, 4Х5МФС). За структурою це передусім заевтектоїдні (перлітні) або ледебуритні (карбідні) сталі. Після гартування і низького відпуску їх структура складається з мартенситу відпуску та надлишкових карбідів. Для виготовлення штампів застосовують також доевтектоїдні сталі, термічну обробку яких з метою підвищення в'язкості проводять для одержання структури трооститу відпуску, а іноді й сорбіту відпуску.

Окрім високої твердості, міцності, зносостійкості важливою характеристикою інструментальних сталей є теплостійкість (або червоностійкість). Теплостійкістю називають здатність робочої частини інструмента за умов нагрівання в режимі експлуатації зберігати структуру та властивості, які необхідні для різання або деформування. Низьколеговані інструментальні сталі мають низьку теплостійкість (вміст легуючих елементів до 3...4 %). Напівтеплостійкі сталі з робочою температурою до 300...400 °С містять 0,6...0,7 % С, 4...18 % Сг. До теплостійких сталей з робочою температурою до 550...650 °С належать високолеговані сталі ледебуритного класу (наприклад, швидкорізальні Р6М5К5, Р9, Р9М4К8, Р18). Іншою важливою характеристикою інструментальних сталей є прогартовуваність. Теплостійкі та напівтеплостійкі сталі мають високу прогартовуваність, а нетеплостійкі істотно поступаються їм за цим показником.

Порядок виконання роботи

1. Отримати протравлені мікрошліфи легованих конструкційних, інструментальних та спеціальних сталей відомих марок.
2. Розглянути їх структуру за збільшень у 300...500 разів та схематично її зарисувати.
3. За атласом визначити структурні та фазові складові у мікроструктурі кожної сталі.

4. За маркою сталі розшифрувати її хімічний склад, класифікацію за структурою та призначенням, охарактеризувати властивості.

5. Написати звіт по роботі, в якому коротко сформулювати мету роботи, навести відомості про особливості термічної обробки та можливі галузі застосування досліджуваних сталей.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати мікроскопи металографічні, мікрошліфи легованих сталей різних структурних класів та призначення, атлас мікроструктур.

Контрольні запитання

1. Які сталі називають легованими?
2. До складу яких фаз можуть входити легуючі елементи в сталях?
3. Назвіть основні структурні класи легованих сталей.
4. Як впливають легуючі елементи на мартенситне перетворення та перетворення під час відпуску?
5. Сформулюйте основні принципи класифікації легованих сталей.
6. Охарактеризуйте основні типи конструкційних, інструментальних та спеціальних легованих сталей.
7. Які переваги та недоліки мають конструкційні й інструментальні леговані сталі перед вуглецевими?

Лабораторна робота № 11

ДОСЛІДЖЕННЯ МІКРОСТРУКТУРИ КОЛЬОРОВИХ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Мета роботи: дослідити мікроструктуру сплавів алюмінію, міді, титану та бабітів.

Теоретичні відомості

Алюміній і його сплави. Алюміній – легкий метал, з густиною $2,7 \text{ г/см}^3$, сріблястого кольору, який добре полірується. Полірована поверхня достатньо довго зберігає блиск. Температура його плавлення – $660...658^\circ\text{C}$ у залежності від чистоти. Він кристалізується в ГЦК-ґратку. Алюміній має високі електро- і теплопровідність. Електропровідність алюмінію складає 65 % від електропровідності міді. Питома теплоємність і прихована теплота плавлення алюмінію значні, що потребує витрати

великої кількості тепла на його розплавлення. Технічний алюміній має низьку міцність, але високу пластичність. Завдяки цьому застосування алюмінію як конструкційного матеріалу обмежене.

Механічні властивості алюмінію високої чистоти наступні: $\sigma_B = 50$ МПа, $\sigma_{0,2} = 15$ МПа, $\delta = 50$ % і технічної чистоти: $\sigma_B = 80$ МПа, $\sigma_{0,2} = 30$ МПа, $\delta = 35$ %. Модуль нормальної пружності $E = 7$ ГПа. Холодна пластична деформація підвищує міцність технічного алюмінію до 150 МПа, але відносне подовження зменшується до 6 %.

Алюміній можна значно зміцнити введенням у нього легуючих елементів і отримати сплави з необхідними характеристиками міцності. Найбільш поширеними легуючими присадками є мідь, магній, марганець, кремній, хром та ін. Зміцнення сплавів досягається утворенням твердих розчинів на основі алюмінію, а також різних металевих сполук.

Технічний алюміній виготовляється у вигляді листів, прутків, профілів, дротів та інших напівфабрикатів.

Сплави системи $Al-Si$ називають *силумінами* та є найбільш поширеними ливарними сплавами. Силуміни поділяють на подвійні, леговані тільки кремнієм, і спеціальні, в яких окрім кремнію міститься в невеликій кількості інші легуючі компоненти (Mg, Cu, Mn, Ni). Силуміни належать до евтектичних або доевтектичних сплавів (рис. 11.1). Силуміни з грубогочатою евтектикою (рис. 11.2,а) внаслідок великої крихкості кремнію характеризуються невеликими показниками механічних і корозійних властивостей. Для покращання структури силумінів та підвищення механічних і технологічних властивостей їх перед відливкою піддають обробці сумішшю фтористих та хлористих солей натрію. Ця операція називається модифікуванням силумінів, оскільки вона приводить до різких змін структури сплавів. Сплави евтектичного і заевтектичного складів стають за структурою доевтектичними, а сама евтектика – дрібнозернистою (див. рис. 11.2,б).

Мідь та її сплави. Мідь має високі пластичність, електро- й теплопровідність, корозій-

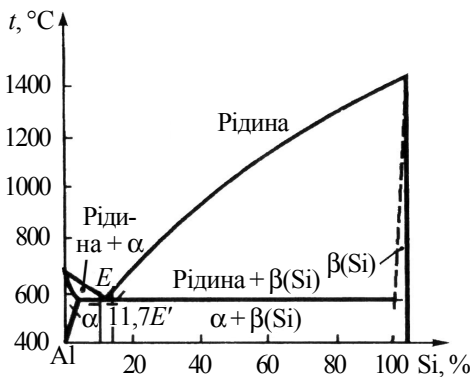


Рис. 11.1. Діаграма стану $Al-Si$

ну стійкість у багатьох середовищах. Густина міді $8,92 \text{ г/см}^3$, температура плавлення $1084,5^\circ\text{C}$.

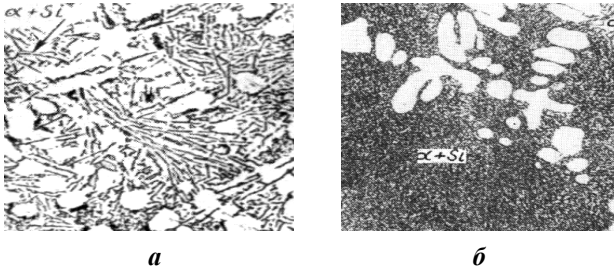


Рис. 11.2. Мікроструктура силумінів:

a – немодифікований, $\times 200$; *б* – модифікований потрібним модифікатором, $\times 150$

Мідь – найважливіший матеріал для виготовлення електричних проводів, кабелів, деталей приладів й електричних машин тощо. Понад 50 % міді, що добувається, використовують в електротехніці, електровакуумній та електронній техніці для виготовлення провідників. Вона знаходить широке застосування як матеріал у різних теплообмінниках, нагрівниках, холодильниках, радіаторах.

Як конструкційний матеріал в основному використовують сплави міді з іншими елементами (цинком, оловом, алюмінієм, кремнієм тощо) – латуні та бронзи. При збереженні відносно високих електро- і теплопровідності, доброї корозійної стійкості сплави порівняно із чистою міддю мають вищий рівень механічних та технологічних властивостей. За технологічними ознаками мідні сплави поділяються на *ливарні*, а також такі, що обробляються тиском (*деформівні*); за здатністю змінюватися за допомогою термообробки – які змінюються і *не змінюються* термообробкою.

Латунями називають сплави на основі міді, головною домішкою в яких є цинк. Це найдешевші мідні сплави. За хімічним складом вони поділяються на *подвійні (прості)* та *багатокомпонентні (складні)*.

Прості латуні – це сплави міді тільки із цинком. Латуні, що містять до 10 % цинку, називають *томпаками*, а 10...20 % – *півтомпаками*.

Практичне застосування мають латуні з вмістом цинку до 45 %, оскільки подальше збільшення вмісту цинку призводить до різкого зниження їхньої міцності та пластичності. При вмісті цинку до 39 % латуні мають однофазну структуру твердого розчину цинку в міді (рис. 11.3).

При більшому вмісті цинку утворюється інтерметалічна сполука CuZn (β' -фаза), що відзначається високою твердістю та крихкістю, – і латуні стають двофазними ($\alpha + \beta$), мікроструктура яких наведена на рис. 11.4.

Холодна пластична деформація значно підвищує міцність та твердість латуней, але їхня пластичність при цьому знижується. Наприклад, границя міцності латуні марки Л80 зростає зі 314 до 627 МПа, а відносне подовження зменшується із 55 до 3 %. Для зняття наклепу латуні піддають рекристалізаційному відпалу при температурі 500...700 °С.

З подвійних латуней виготовляють радіаторні й капілярні труби, змійовики, сильфони, деталі тепло-технічної та хімічної апаратур тощо. Латунь марки Л80 (томпак) має колір золота. Її застосовують для виготовлення відповідальних деталей, а також ювелірних виробів, декоративних прикрас. Для надання певних властивостей у латуні додатково вводять різні елементи: свинець, алюміній, нікель, олово, кремній та ін. Такі латуні називаються *спеціальними*.

Сплави міді з оловом, алюмінієм, кремнієм та іншими елементами, серед яких цинк не є основною домішкою, називаються *бронзами*. Як і латуні, бронзи поділяють на *ливарні* та *деформівні*.

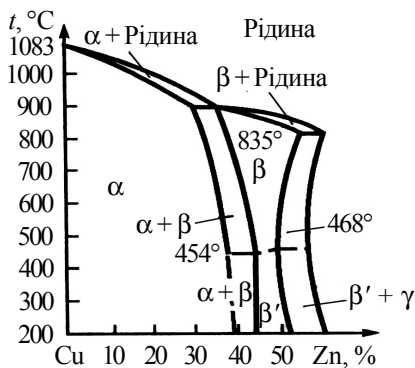


Рис. 11.3. Діаграма стану Cu–Zn

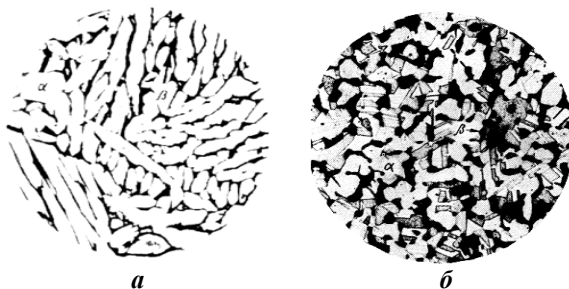


Рис. 11.4. Мікроструктура латуні Л62, $\times 100$:
 а – в литому стані; б – після деформування і відпалу; α -фаза – білий колір;
 β -фаза – темний колір

Олово, нікель, алюміній і кремній підвищують міцність, пружні властивості та корозійну стійкість бронз, а в поєднанні зі свинцем, фосфором, цинком – ще й антифрикційні властивості. Залізо та нікель подрібнюють зерно бронз, манган і кремній підвищують їхню жароміцність. Берилій, хром та цирконій, утворюючи з міддю α -твердий розчин змінної концентрації, поліпшують міцнісні властивості бронз унаслідок дисперсійного твердіння.

Порівняно з латунями бронзи мають вищі міцність, корозійну стійкість та антифрикційні властивості. Вони дуже стійкі на повітрі, в морській воді, розчинах органічних кислот.

Деформівні бронзи легко обробляються куванням, штампуванням (у холодному та гарячому станах), різанням, добре паяються, але гірше зварюються. Бронзи, в яких легуючі елементи входять у твердий розчин, зміцнюють холодною пластичною деформацією. Наступним низькотемпературним відпалом (300...350 °C) можна зняти напруження і підвищити їхні пружні властивості.

Ливарні бронзи, маючи низьку ливарну усадку (крім алюмінієвих) та високу рідкоплинність, застосовуються для виготовлення фасонних виливків. Виливки з бронзи піддають гомогенізаційному відпалу при температурі 650...800 °C залежно від складу сплаву.

Алюмінієві бронзи містять 4...11 % алюмінію та присадки заліза, мангану і нікелю. Бронзи, які містять до 4...5 % алюмінію, – це α -твердий розчин алюмінію в міді. При більшому вмісті алюмінію в їхній структурі з'являється інтерметалічна сполука Cu_3Al .

Однофазні алюмінієві бронзи обробляються тиском у холодному і гарячому станах. Вони піддаються рекристалізаційному відпалу при температурі 600...750 °C.

Двофазні алюмінієві бронзи обробляються тиском в основному в гарячому стані (при 750...800 °C). Після гартування від температури 830...860 °C вони набувають високої пластичності. Підвищення міцності досягається відпуском при температурі 300...350 або 580...620 °C залежно від складу сплаву.

Олово, свинець та їх сплави. Серед інших технічних металів олово та свинець відрізняються відносно низькою температурою плавлення, низькою твердістю і високою корозійною стійкістю.

Свинець має температуру плавлення 327,4 °C і кристалізується у ГЦК-гратку. Даний метал належить до важких металів, його густина складає 11,3 г/см³.

Температура плавлення олова 232 °С. Для нього в залежності від температури характерні дві поліморфні модифікації. Безпосередньо при кристалізації утворюються кристали олова з тетрагональною ґраткою. Ця модифікація називається β -Sn. Олово β -модифікації є стійким до температури 18 °С, а потім переходить до нової модифікації α -Sn з ґраткою типу алмазу. Перехід олова з β - у α -модифікацію супроводжується різкими об'ємними змінами, що призводить до його руйнування і перетворення на чорний порошок. При температурі 18 °С і трохи нижче швидкість поліморфного перетворення дуже мала і його можна практично не враховувати. При температурах -30...-40 °С це перетворення проходить дуже інтенсивно. На виробі спочатку з'являються темні нарости, а потім настає повне руйнування. Це явище називають "олов'яною чумою". Відновити таке олово можливо тільки переплавою. Домішки свинцю, сурми у невеликій кількості різко знижують швидкість поліморфного перетворення, а при концентраціях 0,5 % і вище повністю блокують його. Густина олова складає 7,3 г/см³.

Технічне олово і свинець завжди містять у собі деякі домішки. Усі домішки в олові, крім сурми, практично не розчиняються при кімнатній температурі. Основною домішкою в олові є свинець, вміст якого в деяких марках, призначених для виготовлення сплавів, допускається до 1...2 %.

Висока хімічна стійкість олова дозволяє застосовувати його для захисних покриттів. Воно не окиснюється у вологому повітрі, є стійким в органічних кислотах і гарячій воді. Домішки значно знижують корозійну стійкість, особливо свинець і арсен. Сильні кислоти і луги розчиняють олово. Свинець є більш корозійностійким матеріалом порівняно з оловом. Він стійкий у гарячій сірчаній кислоті, концентрація якої до 80 %, а у холодній – до 92 %; у соляній кислоті – при концентрації до 10 %. Найбільше на свинець діє азотна кислота.

За умовами роботи підшипниковий сплав повинен мати гетерогенну структуру, що складається з м'якої основи та твердих включень. М'яка основа забезпечує гарну припрацьовуваність до вала, тверді включення служать опорними точками при терті. Невелика поверхня зіткнення вала і вкладиша зменшує тертя, а проміжки між валом і м'якою основою забезпечують добру подачу мастила та його рівномірний розподіл.

За хімічним складом усі підшипникові сплави умовно поділяються на три групи: сплави на основі олова, сплави на основі свинцю, сплави на основі олова і свинцю.

Сплави на основі олова. Бабіти Б89, Б83 є сплавами потрійної системи Sn–Sb–Cu. Ураховуючи, що мідь знаходиться у зв'язаному стані у вигляді сполуки з оловом Cu_3Sn та суттєво не впливає на фазову рівновагу, структуру цих сплавів можна описати подвійною діаграмою стану Sn–Sb. За цією діаграмою сурма у кількості до 3,5 % утворює з оловом твердий розчин. При більшій кількості сурми в структурі сплаву з'являються кристали β -твердого розчину (на основі хімічної сполуки SnSb).

Сплав Б89 має структуру α -твердого розчину сурми і міді в олові з включеннями кристалів хімічної сполуки Cu_3Sn (рис. 11.5,*а*). Унаслідок нерівноважної кристалізації в структурі з'являється деяка кількість нерозчинних первинних кристалів β -фази.

Сплав Б83 є сплавом олова із сурмою та міддю. Остання вводиться для запобігання ліквіації за густиною. Мідь з оловом утворює сполуку Cu_3Sn , яка кристалізується в першу чергу від інших фаз сплаву. Кристали цієї сполуки, що мають форму зірочок або ланцюжків (див. рис. 11.5,*б*), утворюють свого роду каркас, який унеможливорює ліквіацію за густиною.

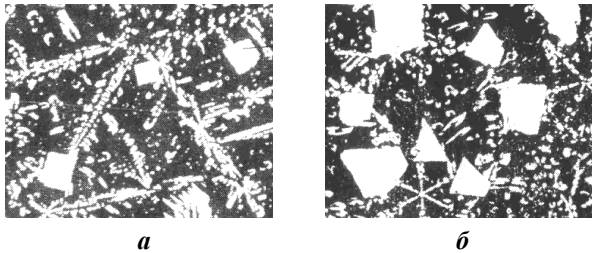


Рис. 11.5. Мікроструктура бабітів, $\times 100$:
а – Б89; *б* – Б83

Кращі антифрикційні властивості мають олов'яністі бабіти Б83 і Б89, де буква "Б" означає бабіт, а цифра – вміст Sn у відсотках, решта Sb або Cu. Ці бабіти містять у собі велику кількість олова, яке дороге коштує, тому їх застосовують в основному для заливання підшипників великої потужності, коли потрібні висока в'язкість і найменший коефіцієнт тертя. Для інших цілей використовують бабіти, в яких значна частина олова замінена свинцем.

Сплави на основі свинцю. Найбільш широке застосування у промисловості отримали сплави свинцю із сурмою з невеликими додатками міді (БС) і свинцю з кальцієм та натрієм (БК).

Сплав БС є заевтектичним сплавом системи Pb–Sb. Структура сплаву складається з первинних кристалів β -твердого розчину та евтектики ($\alpha + \beta$). Крім того, за наявності у сплаві міді утворюються кристали хімічної сполуки Cu_2Sb . М'якою основою сплаву є свинець, тверді включення – частки β -фази і хімічної сполуки Cu_2Sb .

Сплав БК належить до потрійної системи Pb–Ca–Na. У зв'язку з тим, що кальцій наявний у кількості до 1 % і повністю знаходиться у твердому розчині, структуру сплавів можна описати подвійною діаграмою стану Pb–Ca. Згідно із цією діаграмою структура сплаву складається з α -твердого розчину і кристалів хімічної сполуки Pb_3Ca . М'якою основою сплаву є твердий розчин натрію і кальцію у свинцю, а твердою складовою – кристали Pb_3Ca . Кальцієво-натрієві бабіти мають високі антифрикційні властивості, менш крихкі й більш зносостійкі в порівнянні з бабітами БС. Вони мають добрий опір ударним навантаженням, тому їх застосовують у підшипниках рухомого складу залізниць.

Свинцево-олов'янисті сплави. До цих сплавів відносять такі бабіти: Б16, Б6, БН і БТ.

Сплав Б16 за вмістом компонентів належить до почетвереної системи Pb–Sb–Sn–Cu. У цьому сплаві м'якою складовою є твердий розчин олова, сурми і міді в свинцю, твердою – включення $\beta(\text{SnSb})$ -фази та частки хімічних сполук Cu_3Sn і Cu_2Sb .

На відміну від бабіту БС, в якому твердою складовою є крихка сурма, бабіт Б16 менш схильний до викришування та зносу, тому що фаза $\beta(\text{SnSb})$ більш міцна і пластична. Бабіт Б16 застосовують як замітник бабіту Б83 для заливання відповідальних підшипників, що працюють в умовах спокійного навантаження.

Сплави БН і БТ належать до малоолов'янистих бабітів. Значне поліпшення механічних й антифрикційних властивостей цих бабітів досягається легуванням їх нікелем, арсеном, кадмієм і телуrom.

Нікель і телур зміцнюють основу сплаву, оскільки знаходяться у твердому розчині. Додатки кадмію та арсену утворюють нову хімічну сполуку AsCd у вигляді округлих кристалів, які одночасно є зародками для формування $\beta(\text{SnSb})$ -фази.

Бабіти мають невелику границю міцності – 80...100 МПа, проте вона зростає під час природного старіння. Процес можна прискорити нагріванням до 50...70 °С. З підвищенням температури твердість бабітів істотно знижується, тому робоча температура не повинна перевищувати 80 °С.

Титан і його сплави. Титан є одним з найважливіших конструкційних матеріалів. Він майже в два рази легше від вуглецевих та легованих сталей, а також багатьох кольорових сплавів; за корозійною стійкістю у морській воді й деяких інших агресивних середовищах перевищує нержавіючі сталі. Даний хімічний елемент є немагнітним, має високу міцність і пластичність та характеризується рядом інших цінних властивостей. За поширенням у природі титан серед металів займає сьоме місце після Al, Fe, Ca, Na, K і Mg.

Титан – метал сірого кольору, який має дві поліморфні модифікації. Низькотемпературна (до 882 °C) модифікація α -Ti характеризується гексагональними щільно упакованими ґратками, високотемпературна β -Ti має ОЦК-ґратки. Густина α -Ti при 20 °C складає 4,5 г/см³, а β -Ti при 900 °C – 4,32 г/см³.

Особливостями титану і його сплавів є високі механічні властивості, низька густина, висока питома міцність, гарні технологічні властивості та відмінна корозійна стійкість. Титан має низький модуль пружності, майже в два рази менший, ніж у заліза і нікелю, що ускладнює виготовлення з нього жорстких конструкцій. Механічні властивості титану характеризуються гарним поєднанням міцності та пластичності.

Механічні властивості титану дуже залежать від наявності домішок, особливо водню, кисню, азоту і вуглецю, які утворюють з ним тверді розчини проникнення та проміжні фази: гідриди, оксиди, нітриди й карбіди. Невелика кількість кисню, азоту і вуглецю підвищує твердість, тимчасовий опір та границю плинності, проте при цьому значно зменшується пластичність, знижується корозійна стійкість, погіршуються зварюваність, здатність до паяння і штампованість. Тому вміст цих домішок у титані обмежений сотими, а іноді тисячними частками відсотка. Аналогічно, але у меншій мірі впливають на його властивості залізо і кремній, що утворюють з титаном тверді розчини заміщення.

При підвищенні температури до 250 °C міцність титану знижується майже в 2 рази.

Титан – холодостійкий метал. При температурі рідкого гелію його $\sigma_b = 1250$ МПа. При цьому, якщо вміст водню малий (менше 0,002 %), титан зберігає високу пластичність ($\delta = 15 \dots 20$ %). Пластична деформація значно підвищує міцність титану. При ступені деформації 60...70 % σ_b і $\sigma_{0,2}$ зростають майже в 2 рази. Для зняття наклепу проводять рекристалізаційний відпал при 650...750 °C.

Легуючі елементи за характером впливу на поліморфні перетворення титану поділяють на три групи: α -стабілізатори, β -стабілізатори та нейтральні елементи.

Титанові сплави в порівнянні з технічним титаном мають при достатньо добрій пластичності, високій корозійній стійкості та малій густині вищу міцність при кімнатній (20...25 °C) і підвищених температурах; у порівнянні з алюмінієвими й магнієвими сплавами – вищу питому міцність, жароміцність та корозійну стійкість. Тому титанові сплави отримали широке застосування в авіації, ракетній техніці, суднобудуванні, хімічній та інших галузях промисловості. Їх використовують для обшивки надзвукових літаків, виготовлення деталей конструкцій реактивних авіаційних двигунів (дисків і лопаток компресора, деталей повітрязбірника та ін.), корпусів ракетних двигунів 2 і 3-го ступенів, балонів для стиснених та зріджених газів, обшивки морських суден, підводних човнів і т. д.

За технологією виготовлення титанові сплави підрозділяють на деформівні й ливарні; за механічними властивостями – на сплави нормальної та високої міцності, жароміцні та підвищеної пластичності; за здатністю зміцнюватися за допомогою термічної обробки – на зміцнювальні й незміцнювальні; за структурою у відпаленому стані – на α -, псевдо- α -, ($\alpha + \beta$)-, псевдо- β - і β -сплави.

Деформівні сплави. До сплавів з α -структурою належать сплави титану з алюмінієм (наприклад, BT5), а також сплави, додатково леговані оловом або цирконієм (наприклад, BT5-1). Вони характеризуються середньою міцністю при 20 °C, високими механічними властивостями при криогенних і підвищених (450...500 °C) температурах. Сплави мають високу термічну стабільність властивостей, гарну зварюваність і задовільну оброблюваність різанням. Міцність зварного шва складає 90 % міцності основного сплаву.

Недоліком сплавів з α -структурою є неможливість зміцнювати їх термічною обробкою і низька технологічна пластичність. Сплави з оловом більш технологічні, але це найдорожчі з α -сплавів. У гарячому стані α -сплави кують, прокатують і штампують. Їх постачають у вигляді прутків, сортового прокату, поковок, труб і дроту. Призначені вони для виготовлення деталей, що працюють у широкому діапазоні температур: від криогенних до 450 °C (BT5) і 500 °C (BT5-1).

Псевдо- α -сплави мають переважно α -структуру і невелику кількість β -фази (1...5 %) унаслідок додаткового легування β -стабілізаторами:

Mn, V, Nb, Mo та ін. Зберігаючи переваги α -сплавів, вони завдяки наявності β -фази мають високу технологічну пластичність. Недолік цих сплавів – схильність до водневої крихкості. Водень малорозчинний у α -фазі й присутній у структурі у вигляді гідридів, які знижують пластичність, особливо при повільному навантаженні, та в'язкість сплавів. Допустимий вміст водню в псевдо- α -сплавах коливається в межах 0,005...0,020 %.

Двофазні ($\alpha + \beta$)-сплави мають краще поєднання технологічних і механічних властивостей. Вони леговані в основному алюмінієм і β -стабілізаторами. Необхідність легування алюмінієм обумовлена тим, що він значно зміцнює α -фазу при кімнатній (20 °C) і підвищених температурах, тоді як β -стабілізатори в ній малорозчинні й тому суттєво не впливають на її властивості. Особливо цінною для цих сплавів є здатність алюмінію збільшувати термічну стабільність β -фази, оскільки евтектоїдоутворюючі β -стабілізатори, які найбільш ефективно зміцнюють сплави, викликають схильність цієї фази до евтектоїдного розпаду. Крім того, алюміній знижує густину ($\alpha + \beta$)-сплавів, що дозволяє утримувати її приблизно на рівні титану, незважаючи на наявність елементів з великою густиною: V, Cr, Mo, Fe тощо.

Двофазні сплави задовільно зварюються та обробляються різанням. Після зварювання потрібен відпал для підвищення пластичності зварного шва.

Однофазні β -сплави не мають промислового застосування, оскільки для отримання стійкої β -структури вони повинні бути леговані великою кількістю дорогих, дефіцитних, з високою густиною ізоморфних β -стабілізаторів (V, Mo, Nb, Ta). Такі сплави дорого коштують і мають знижену питому міцність. Псевдо- β -сплави (BT15) високолеговані в основному β -стабілізаторами. Сумарна кількість легуючих елементів, як правило, перевищує 20 %. Найчастіше для легування використовують Mo, V, Cr, рідше – Fe, Zr, Sn. Алюміній наявний майже у всіх сплавах, але в невеликих кількостях (близько 3 %).

Ливарні сплави. Титанові сплави мають гарні ливарні властивості. Невеликий температурний інтервал кристалізації забезпечує їм високу рідкоплинність і добру щільність вилівка. Вони мають малу схильність до утворення гарячих тріщин і невелику лінійну усадку (1 %), їх об'ємна усадка складає близько 3 %.

До недоліків ливарних титанових сплавів відносять велику схильність до поглинання газів і високу активність при взаємодії з формувальними

матеріалами. Тому їх плавку і розливання проводять у вакуумі або середовищі нейтральних газів. Для отримання крупних фасонних виливків (до 300...500 кг) використовують чавунні та сталеві форми; дрібні деталі відливають в оболонкові форми, виготовлені зі спеціальних сумішей. Для фасонного лиття застосовують сплави, аналогічні за хімічним складом деяким деформівним (BT5Л, BT3-1Л, BT14Л), а також спеціальні ливарні сплави.

Ливарні титанові сплави характеризуються нижчими механічними властивостями, ніж деформівні. Зміцнювальна термічна обробка різко знижує пластичність ливарних сплавів і тому не застосовується.

Порядок виконання роботи

1. Отримати для проведення роботи колекцію шліфів.
2. За допомогою оптичного металографічного мікроскопа дослідити структуру силумінів, латуней, бронз, бабітів, титанових сплавів.
3. Написати звіт по роботі, в якому вказати склад, властивості й галузі застосування досліджуваних сплавів, навести схему мікроструктури, пояснити умови утворення структур.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати колекції мікрошліфів, металографічні мікроскопи.

Контрольні запитання

1. Проаналізуйте структуру і властивості алюмінію, міді, олова, свинцю, титану.
2. Дайте характеристику впливу домішок на структуру і властивості алюмінію. Як класифікують алюмінієві сплави? Яка структура забезпечує сплавам найкращі ливарні властивості?
3. Проаналізуйте структуру і властивості двокомпонентних латуней.
4. Проаналізуйте структуру і властивості бронз.
5. Визначте класифікацію бабітів.
6. Проаналізуйте структуру і властивості бабітів на основі олова.
7. Проаналізуйте структуру і властивості бабітів на основі свинцю.
8. Проаналізуйте структуру і властивості бабітів на основі олова й свинцю.
9. Дайте класифікацію титанових сплавів.
10. Проаналізуйте структуру і властивості титанових сплавів.
11. Визначте області застосування досліджуваних сплавів.

Лабораторна робота № 12

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ
НА МІКРОСТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ АЛЮМІНІЄВИХ
СПЛАВІВ

Мета роботи: дослідити вплив гартування і старіння на мікроструктуру й твердість дюралюмінів, набути практичні навички проведення гартування та штучного старіння.

Теоретичні відомості

Типовими деформівними алюмінієвими сплавами, що зміцнюються термообробкою, є дюралюміні.

Дюралюміні – сплави потрійної системи Al–Cu–Mg, до яких додають манган з метою підвищення опору корозії та знешкодження негативного впливу заліза і кремнію. Залежно від марки сплави містять 3,8...4,9 % Cu, 0,4...2,6 % Mg, 0,3...0,9 % Mn. Шкідливими домішками в дюралюмінах є Fe і Si (не більше 0,3...0,8 % кожного). Окрім цих елементів сплави можуть містити до 0,1 % Ni; 0,1 % Ti; 0,1...0,3 % Zn.

Зміцнювальна термообробка дюралюмінів ґрунтується на зміні розчинності компонентів у твердому розчині залежно від температури і не супроводжується поліморфним перетворенням. Діаграма стану "алюміній–мідь" наведена на рис. 12.1. Так, мідь розчиняється в алюмінії при кімнатній температурі в кількості близько 0,2 %, а при температурі 548 °C – до 5,7 %. У відпаленому стані структура більшості дюралюмінів складається з α -твердого розчину компонентів сплаву в алюмінію та вторинної фази θ (у дюралюмінах це інтерметалічна сполука CuAl_2).

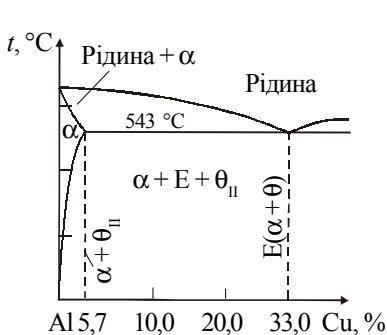


Рис. 12.1. Діаграма стану Al–Cu

Наявність змінної розчинності міді й магнію в алюмінію дає можливість застосовувати для сплавів типу дюралюміній термічну обробку: гартування і старіння. Особливістю термічної обробки дюралюмінів є необхідність жорсткого дотримання рекомендованої температури нагріву під гартування. Це пов'язано з тим, що температуру нагріву під гартування для максимального розчинення зміцнювальних фаз оби-

рають близькою до температури плавлення евтектик. Нагрів під гартування до температури вище за допустимих меж може призвести до оплавлення легкоплавких структурних складових (евтектик (Е)) по границях зерен, що супроводжується окисненням металу та утворенням при подальшій кристалізації рідкої усадкової пористості. Навіть початкові стадії перепалу викликають різке зниження пластичності матеріалу, а потім і міцності.

У всіх загартованих дюралюмінах α -твердий розчин значно перенасичений міддю та магнієм. Перенасиченість цього розчину майже не впливає на підвищення твердості та міцності сплавів, дуже мало змінюється також їхня пластичність. Після гартування в структурі дюралюмінів крім α -фази залишаються нерозчинені сполуки заліза.

Стан пересиченого твердого розчину є термодинамічно нестійким, і згодом у ньому розвиваються процеси, які підготовлюють виділення надлишкової вторинної фази. Унаслідок тривалої витримки при кімнатній температурі міцність сплаву істотно зростає при одночасному зниженні пластичності. Це явище називають *природним старінням* сплаву. При кімнатній температурі проходять підготовчі стадії розпаду пересиченого твердого розчину, внаслідок чого збільшується концентрація атомів міді за визначеними кристалографічними площинами, що призводить до викривлення кристалічної ґратки і порушення її однорідності. У результаті збільшується енергія ґратки, що є причиною підвищення міцності та зміни інших властивостей.

Для практики важливе значення має *інкубаційний період* – час, протягом якого загартований сплав зберігає високу пластичність. Це дає можливість безпосередньо після гартування виконувати холодну пластичну деформацію сплаву.

При підвищенні температури старіння до 150...180 °С і вище (*штучне старіння*) в місцях, в яких концентруються атоми міді, проходить формування частинок нової фази. Утворення таких частинок виявляється за допомогою електронного мікроскопа і супроводжується подальшим збільшенням міцності сплаву.

Процеси при старінні загартованого сплаву. Після гартування атоми міді в ґратках α -розчину розташовуються довільно. Проте відразу починається переміщення (дифузія) їх до деяких ділянок: границь блоків мозаїки, місць нагромадження дислокацій тощо. Унаслідок цього утворюються сегрегації атомів міді, що мають товщину в кілька атомних

діаметрів та лінійну протяжність порядку 5 нм. Вони когерентні з ґратками алюмінію і спричиняють їх спотворення, цим самим зміцнюючи сплав. Такі сегрегації називають *зонами Гіньє–Престона першого типу*. Вони мають форму пластин або дисків та певні критичні розміри, стійкі для даної температури старіння (*перша стадія старіння*). Протягом часу розміри зон Гіньє–Престона збільшуються до 80 нм і концентрація міді наближується до концентрації в сполуці CuAl_2 (54 %). Такі скупчення атомів міді називають *зонами Гіньє–Престона другого типу* (*друга стадія старіння*).

Утворенням зон Гіньє–Престона закінчується природне та штучне старіння за температури нижче 100 °С. При підвищенні температури сплаву понад 150 °С швидкість дифузії атомів міді зростає і в цих зонах вміст міді досягає стехіометричного співвідношення, що відповідає сполуці типу CuAl_2 . У цих зонах утворюється нова фаза (θ' -фаза), але вона ще когерентна з ґратками α -розчину. Спотворення в ґратках α -розчину трохи збільшується, тому міцність сплаву продовжує зростати (*третьа стадія старіння*).

При нагріванні загартованого сплаву його зміцнення проходить значно швидше (рис. 12.2).

Залежно від температури нагріву та тривалості витримки після появи цих зон відбуваються відокремлення і виділення дисперсних частинок нової θ' -фази, яка перетворюється потім на стійку θ -фазу. Дисперсні її частинки блокують площини ковзання в зернах сплаву, що сприяє ще більшому його зміцненню та перешкоджає деформації. Підвищення міцності сплаву, яке відбувається внаслідок виділення нової фази в дисперсній формі, називають *дисперсійним твердінням сплаву*.

Подальша витримка при температурі старіння приводить до завершення розпаду α -розчину, закінчення виділення з нього вторинних фаз та їх коагуляції, тобто наближає структуру до рівноважної. При цьому пластичність сплаву підвищується. Мікроструктура знеміцненого сплаву аналогічна його мікроструктурі після відпалу.

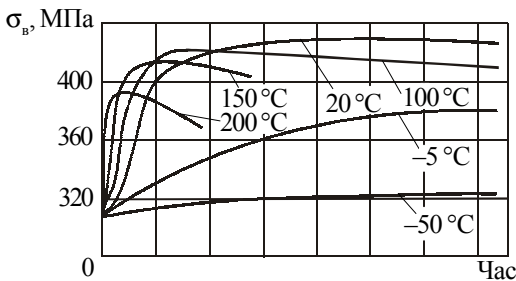


Рис. 12.2. Зміна міцності дюралюмінію при різних температурах його старіння

Старіння, яке приводить до утворення стабільної структури, називають *стабілізацією сплаву*.

Зміцнювальна термообробка дюралюмінів складається з гартування від температури 485...510 °С охолодженням у воді та наступного старіння. Природне старіння відбувається в процесі витримки деталей при температурі цеху протягом 5...7 діб. Штучне старіння проводять при температурах 165...195 °С протягом 2...4 год.

Якщо природно постарілий сплав короткочасно (протягом 20...40 с) нагрівати при температурі 200...250 °С, то він знеміцнюється та набуває високої пластичності й низької твердості. Це явище називають *поверненням* сплаву. Таку операцію часто застосовують перед клепанням, правкою виробів тощо.

На міцність дюралюмінів після термічної обробки суттєво впливає їх склад. Зі зміною вмісту основних легуючих елементів (міді та магнію), а також домішок (заліза й кремнію) різко змінюється ефект старіння сплавів.

Збільшення вмісту міді та особливо магнію приводить до різкого зміцнення сплаву. Забруднення сплаву залізом зменшує ефект старіння, тому що утворюється нерозчинна потрійна сполука $AlFeCu$, наслідком чого є зменшення кількості розчинної сполуки $CuAl_2$, від якої залежить зміцнення при термічній обробці.

Присадки магнію вже в невеликих кількостях надають сплаву здатності старіти при кімнатній температурі, незважаючи на домішки заліза. Чим більше у сплаві магнію, тим у меншій мірі проявляється шкідливий вплив заліза.

Порядок виконання роботи

1. Зразок сплаву Д16 нагріти до температури 500 °С.
2. Після необхідної витримки зразок охолодити у воді.
3. Після гартування заміряти твердість на приборі Роквелла.
4. Провести штучне старіння при температурі 100 °С протягом 15 хв. Проводити проміжні заміри твердості.
5. Отримані дані занести у таблицю. Побудувати графік зміни твердості від температури старіння.

Марка сплаву	Хімічний склад	Температура гартування, °С	Твердість після гартування, HRA	Час, хв	Твердість після старіння при 100 °С, HRA

6. Написати звіт по роботі, в якому коротко описати методику роботи, навести результати замірів твердості, графічні залежності, аналіз мікроструктур та отриманих результатів.

Прилади, матеріали та інструменти

Для проведення роботи необхідно мати муфельну піч, бак з водою для охолодження, прибор типу Роквелла, зразок сплаву Д16.

Контрольні запитання

1. Визначте структуру сплаву Д16 у рівноважному стані.
 2. Як вибирається температура гартування алюмінієвих сплавів?
 3. Яка суть зміцнення дюралюмінію при їх старінні?
 4. Визначте стадії розпаду пересиченого твердого розчину при старінні.
 5. Що є причиною знеміцнення сплавів при штучному старінні?
 6. Що таке повернення?
-

СПИСОК РЕКОМЕНДОВАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Інженерне матеріалознавство [Текст] : підручник / О. М. Дубовий, Ю. О. Казмиренко, Н. Ю. Лебедєва, С. М. Самохін. – Миколаїв : НУК, 2009. – 444 с.

2. **Кузін, О. А.** Матеріалознавство та термічна обробка металів [Текст] : підручник / О. А. Кузін, Р. А. Яцюк. – Л. : Афіша, 2002. – 304 с.

3. Металознавство [Текст] : підручник / О. М. Бялік, В. С. Черненко, В. М. Писаренко, Ю. Н. Москаленко. – К. : ІВЦ "Політехніка", 2001. – 375 с.

4. **Мохорт, А. В.** Термічна обробка металів [Текст] : навч. посіб. / А. В. Мохорт, М. Г. Чумак. – К. : Либідь, 2002. – 512 с.

5. Технологія конструкційних матеріалів і матеріалознавство: Практикум [Текст] : навч. посіб. / В. Попович, А. Кондир, Е. Плешаков [та ін.]. – Л. : Папуга, 2004. – 432 с.



ЗМІСТ

<i>Лабораторна робота № 1. Макроскопічний метод дослідження металів та сплавів</i>	3
<i>Лабораторна робота № 2. Мікроскопічний метод дослідження металів та сплавів</i>	11
<i>Лабораторна робота № 3. Визначення критичних точок і побудова діаграми стану "свинець—стибій"</i>	19
<i>Лабораторна робота № 4. Холодна пластична деформація і рекристалізація металів</i>	24
<i>Лабораторна робота № 5. Діаграма стану "залізо—цементит". Дослідження мікроструктури вуглецевих сталей</i>	31
<i>Лабораторна робота № 6. Дослідження мікроструктури чавунів</i>	45
<i>Лабораторна робота № 7. Вплив термічної обробки на мікроструктуру і твердість вуглецевої сталі</i>	52
<i>Лабораторна робота № 8. Визначення прогартуваності вуглецевих і легованих сталей</i>	62
<i>Лабораторна робота № 9. Дослідження мікроструктури зварних з'єднань</i>	66
<i>Лабораторна робота № 10. Дослідження мікроструктури легованих сталей</i>	72
<i>Лабораторна робота № 11. Дослідження мікроструктури кольорових металів та сплавів</i>	78
<i>Лабораторна робота № 12. Дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру і твердість алюмінієвих сплавів</i>	90
<i>Список рекомендованої літератури</i>	95
