

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ,  
МОЛОДІ ТА СПОРТУ УКРАЇНИ

ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ  
ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

# ТЕОРІЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

*Навчальний посібник*

*Рекомендовано Міністерством освіти і науки України  
як навчальний посібник для студентів  
вищих навчальних закладів, які навчаються  
за напрямом підготовки «Інженерна механіка»*

Запоріжжя • ЗНТУ • 2013

УДК 621.74.01 (075.8)

ББК 34.61-01я73

Т 33

*Гриф надано Міністерством освіти і науки,  
молоді та спорту України  
(лист № 1 / 11-5780 від 26.04.12)*

Колектив авторів:

*Г. А. Бялік*, канд. техн. наук – розділи 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7

*В. В. Наумик*, доктор техн. наук, професор – розділи 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7

*В. В. Луньов*, доктор техн. наук, професор – розділи 5, 6, 7

*А. В. Пархоменко*, канд. техн. наук, доцент – розділи 5, 6, 7

Рецензенти:

*В. К. Заблоцький* д-р техн. наук, проф., завідувач кафедри технології та обладнання ливарного виробництва Донбаської державної машинобудівної академії;

*С. А. Воденніков* д-р техн. наук, проф., декан металургійного факультету, завідувач кафедри чорної металургії Запорізької державної інженерної академії;

*В. В. Гіржон* д-р физ-мат. наук, проф., завідувач кафедри фізики металів Державного вищого навчального закладу «Запорізький національний університет».

Теорія ливарних сплавів: навчальний посібник / [Бя-  
Т 33 лік Г. А., Наумик В. В., Луньов В. В., Пархоменко А. В.]. –  
Запоріжжя : ЗНТУ, 2013. – 156 с.

ISBN 978-617-529-068-2

В книзі викладено систематизовані та узагальнені відомості по теорії ливарних сплавів. Наведено основні дані щодо властивостей ливарних сплавів та методів їх визначення, теоретичних основ руйнації та методів її дослідження, теоретичних основ підвищення міцності та пластичності ливарних сплавів, ролі неметалевих вкраплень та синтезу ливарних сплавів.

Книга призначена для викладачів та студентів вищих навчальних закладів, які вивчають курси «Теорія ливарних сплавів», «Теоретичні основи ливарного виробництва» та інші подібні спеціальні дисципліни.

УДК 621.74.01 (075.8)

ББК 34.61-01я73

ISBN 978-617-529-068-2

© Запорізький національний  
технічний університет (ЗНТУ),  
2013

## ВСТУП

Прогрес сучасного машинобудування тісно пов'язаний з розвитком його основної заготівельної бази – ливарного виробництва. За допомогою ливарних процесів можна одержати майже будь-які заготовки і навіть готові деталі, які неможливо виготовити якимось ще іншим методом, або це було б економічно недоцільним.

Вимоги до ливарних сплавів постійно підвищуються, тому виникає потреба в створенні нових сплавів і удосконаленні існуючих. Основна мета дисципліни «Теорія ливарних сплавів» полягає в опануванні методикою створення нових і підвищення якісних показників існуючих ливарних сплавів.

В процесі вивчення цієї дисципліни вирішуються такі задачі:

1. Визначення основних якісних показників ливарних сплавів.
2. Вивчення основних механізмів і методів дослідження руйнації ливарних сплавів.
3. Дослідження методів підвищення основних механічних властивостей ливарних сплавів.
4. Вивчення основних методів розробки ливарних сплавів із заданими властивостями.

## ТЕМА 1

### ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ ПРО СПЛАВИ

Під словом сплав розуміють тіло, одержане через сумісне плавлення двох або більше металів, або металів і неметалів. Сплав можна визначити, як тіло металевої природи, яке складається з двох, або більше компонентів і відповідає вимогам певних технічних документів щодо складу.

Слово «метал» – давньогрецького походження і означає земляні роботи, рудник, розкопки, копалини. Пізніше це слово перейшло у латинську мову, а потім через Німеччину і Польщу – в українську і російську мови.

З точки зору хімії метали – це елементи, що займають певну галузь у періодичній системі Д. І. Менделєєва.

З точки зору фізики метали – це прості тіла металевої природи, що характеризуються високою тепло- і електропровідністю, та специфічним металевим блиском. Ці властивості обумовлені наявністю у кристалічній решітці металів великої кількості вільних електронів. До металів відносяться понад 80 елементів періодичної системи Д. І. Менделєєва.

З точки зору металургії метали – це прості технічні тіла металевої природи, що відповідають певним, оформленим відповідними документами вимогам щодо вмісту домішок.

За засобами виробництва сплави розділяються на ті, що виробляються сплавленням та іншими методами. Також сплави розділяються за вихідними матеріалами, що використовуються для їх виробництва. Класифікація сплавів за цими ознаками наведена на рис. 1.

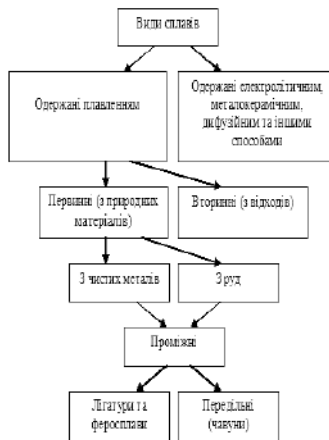


Рисунок 1 – Класифікація сплавів за вихідними матеріалами і засобами виробництва

## 1.1 Основні визначення

Сплави складаються з компонентів. Під компонентами розуміють усі хімічні елементи, що містяться у складі сплаву і впливають на його властивості. Компоненти, що утворюють сплав підрозділяються на такі види (рис. 2):

1. Основа – найбільший за вмістом компонент, що визначає основні властивості сплаву. Звичайно у сплавах буває одна основа, іноді дві (наприклад, свинцево-олов'яних бронзах), а в окремих випадках – три (легкоплавкі евтектичні сплави).

2. Легуючі добавки – компоненти, що навмисно вводять в сплав з метою керування його властивостями. Б. Б. Гуляєв відносить до легуючих додатків модифікатори, проте це є дискусійним питанням.

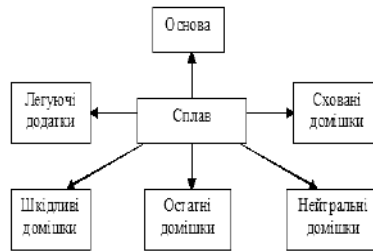


Рисунок 2 – Компоненти ливарних сплавів

3. Шкідливі домішки, що знижують рівень властивостей сплаву. Вміст їх в сплаві обмежується. Шкідливі домішки потрапляють до складу сплаву з руди, полива, вогнетривких матеріалів, оточуючої атмосфери.

4. Остатні домішки, що переходять до сплаву при переплавленні відходів. Ці домішки інколи можуть бути корисними, але їх вміст обмежується з метою зобов'язати використовувати відходи тільки тих сплавів, що містять ці компоненти в якості легуючих додатків.

5. Нейтральні домішки – ті, що суттєво не впливають на властивості сплавів та не контролюються.

6. Приховані домішки – невеликі кількості елементів, що впливають на властивості сплавів, але важко піддаються контролю і тому їх наявна кількість не контролюється (сполуки кисню, деякі гази).

## 1.2 Виникнення та історія розвитку сплавів

Для одержання сплаву необхідно мати принаймні два компоненти: основу і легуючий додаток, обидва у вигляді елементів. Тому виробництву сплавів передувало одержання металів в елементарному вигляді.

Першим елементом, що отримала людина був вуглець. У чистому вигляді цей елемент може бути одержано при спаленні деревини.

Першими металами, що знайшла людина в самородному вигляді були золото та мідь. На рис. 3 наведено вигляд невеликих самородків золота.

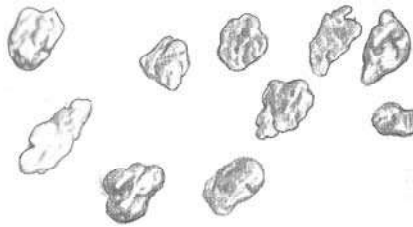


Рисунок 3 – Дрібні самородки золота

Приблизно 2000 років тому людство було знайоме лише із 7 металами: золотом, міддю, оловом, свинцем, сріблом, залізом та ртуттю. Це були самородні або легко відновлювані елементи. В середні віка було знайдено цинк, миш'як, сурму, вісмут. В XVIII сторіччі було одержано ще 20 елементів, а в XIX сторіччі – 51 елемент. В XX сторіччі були відкриті останні стабільні елементи (табл. 1).

Найбільшу практичну зацікавленість являє собою не відкриття елементів, а освоєння їх промислового виробництва. Зараз промисловість виробляє 90 елементів, тобто близько 90 відсотків від усіх відомих елементів.

Перші відомі людині метали в чистому вигляді використовувались в якості конструкційних матеріалів відносно недовго через те, що їх міцність була невеликою.

Першою основою для сплавів була мідь. Її знаходили у самородному стані у вигляді шматків різноманітної форми і розмірів. Згідно археологічним дослідженням старовинні металурги володіли методами виплавки міді з деяких руд. Оскільки мідь легко відновлюється, виплавка її з руд може бути здійснена в примітивних печах.

Таблиця 1 – Дати відкриття хімічних елементів

Елемент	Дата відкриття	Елемент	Дата відкриття	Елемент	Дата відкриття
Вуглець	Відомі з глибокої давнини	Ніобій	1801	Гелій	1868
Сірка		Тантал	1802	Галій	1875
Золото		Паладій	1803	Ітербій	1878
Срібло		Церій	1803	Скандій	1879
Мідь		Осмій	1804	Самарій	1879
Свинець		Іридій	1804	Гольмій	1879
Олово		Родій	1804	Тулій	1879
Ртуть		Калій	1807	Празеодим	1885
Фосфор	1669	Нагрій	1807	Неодим	1885
Кобальт	1735	Кальцій	1808	Германій	1886
Платина	1748	Бор	1808	Гадоліній	1886
Нікель	1751	Магній	1808	Диспрозій	1886
Водень	1766	Йод	1811	Аргон	1894
Фтор	1771	Літій	1817	Неон	1898
Азот	1772	Кадмій	1817	Криптон	1898
Кисень	1774	Селен	1817	Ксенон	1898
Барій	1774	Кремній	1823	Полоній	1898
Марганець	1774	Алюміній	1825	Радій	1898
Хлор	1774	Бром	1826	Радон	1898
Молибден	1778	Торій	1828	Актиній	1899
Вольфрам	1781	Ванадій	1830	Європій	1901
Телур	1782	Лантан	1839	Лютецій	1907
Цирконій	1789	Ербій	1843	Гафній	1923
Уран	1789	Тербій	1843	Реній	1925
Стронцій	1790	Рутеній	1844	Технецій	1937
Ітрій	1794	Рубідій	1861	Францій	1939
Титан	1795	Талій	1861	Астат	1940
Хром	1797	Цезій	1861	Плутоній	1940
Берилій	1798	Індій	1863		

Першим сплавом на мідній основі була бронза. Вона була одержана при сумісному плавленні міді і олова.

Взагалі перші сплави були відкриті випадково, тому можна сказати, що невідомим майстрам, які це зробили, поталанило. Але не випадково слова «поталанило» і «талант» мають одне коріння. Первісні майстри були у першу чергу талановитими дослідниками. Пізніше історія науки і техніки неодноразово доводила, що навіть випадково таланило саме талановитим дослідникам.

Другою основою для сплавів було золото. Як метал золото почали використовувати раніше міді, але оскільки воно використовувалось головним чином для прикрас, сплави золота почали виготовляти значно пізніше мідних. Першим сплавом золота був електрум. Він використовувався для виробництва монет у першому тисячоріччі до нашої ери.

Перше залізо, що потрапило до рук людини, було метеоритного походження. Взагалі падіння метеориту супроводжується яскравим світлом, на це звертала увагу людина. На місці падіння метеоритів утворювались досить специфічні кратери (рис. 4). Вірогідно, в цих кратерах і знаходили шматки заліза різних розмірів, які були придатні для виготовлення певних виробів (рис. 5).

Потім залізо почали виробляти з так званих болотних руд у вигляді криці. Перші сплави заліза з вуглецем – сталі – були одержані дифузійним методом у стародавньому Римі.

Перший рідкий сплав на основі заліза – чавун було одержано в Європі лише у XIV сторіччі.

Одержання рідкої сталі вперше було реалізовано за допомогою так званого тигельного процесу лише у 1740 році. А початок масового виробництва рідкої сталі пов'язаний з розробкою бесемерівського (1854) і мартенівського (1864) процесів.

Вперше досліді по легуванню сталі окрім вуглецю іншими додатками проводив П. П. Аносов на початку XIX сторіччя, але розповсюдження цей процес набув лише наприкінці XIX – на початку XX сторіччя. Зі спеціальних сталей, одержаних в перший період цих досліджень, слід відмітити зносостійку сталь Гадфільда (1872 р.) та швидкоріжучу сталь Тейлора (1906 р.).

Промислове виробництво алюмінію почалось у 1854 році. Перші сплави алюмінію з кремнієм, цинком, міддю було запатентовано в кінці XIX сторіччя. У великих кількостях виробництво сплавів на основі алюмінію почалося з дюралюмінію (1909 р.) та силумінів (1920 р.).

Сплави на основі магнію були розроблені і знайшли практичне використання тільки починаючи з 20-х – 30-х років двадцятого сторіччя.

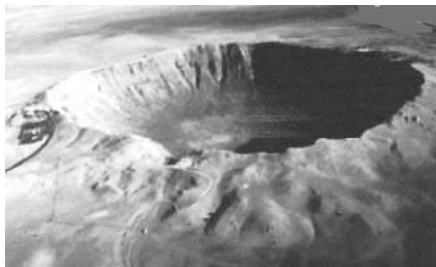


Рисунок 4 – Кратер, що утворився після падіння метеориту

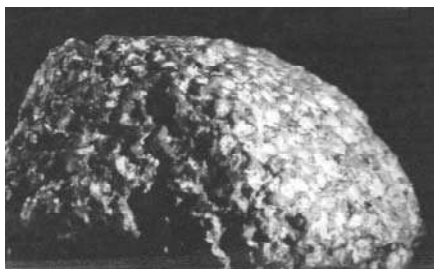


Рисунок 5 – Залізний метеорит

Титан було відкрито відносно давно (у 1795 році), але він довго не використовувався як конструкційний матеріал у зв'язку з його крихкістю. Тільки в 40-х роках двадцятого сторіччя було відкрито процес і розроблено засоби його рафінування, що дозволило одержати метал необхідної якості. Одразу після цього розпочалися роботи по створенню сплавів на основі титану.

Останні 20 років розробляються сплави на основі тугоплавких та рідких металів: жароміцні, жаростійкі, корозійностійкі та інші.

Зараз в сплавах використовується десь близько 70 елементів. Характер їх використання суттєво різниться.

Найбільш широко як основа використовується залізо. Це основа так званих «чорних» сплавів.

Поширені як основи для кольорових сплавів 8 елементів: алюміній, свинець, мідь, цинк, нікель, олово, магній, титан.

Використовуються як основи сплавів, але у відносно невеликих кількостях, а також в якості легуючих додатків 12 елементів: кобальт, цирконій, молібден, вольфрам, стронцій, вісмут, срібло, золото, уран, плутоній, хром, марганець.

Використовуються як основи сплавів у дуже малих кількостях, та в якості легуючих додатків 20 елементів: паладій, платина, галій, германій, індій, ніобій, талій, берилій, рубідій, кремній, сурма, цезій, іридій, ртуть, торій, тантал, кадмій, ванадій, селен, телур.

Використовуються як легуючі добавки або домішки, вміст яких контролюється 22 елементи: літій, бор, вуглець, азот, кисень, натрій, фосфор, сірка, калій, кальцій, рутеній, барій, лантан, церій, гафній, осмій, водень, миш'як, нептуній, ітрій.

Не входять до складу сплавів, але використовуються в промисловості 17 елементів: гелій, неон, аргон, криптон, ксенон, радон, хлор, фтор, бром, йод, празеодим, неодим, самарій, гадоліній, тербій, диспрозій.

### 1.3 Сучасні тенденції розвитку сплавів

Сплави, як правило, виникають, використовуються, розвиваються, потім їх виробництво припиняється. Але є винятки. До так званих «довічних» сплавів можна віднести бронзу для виготовлення дзвонів (60% міді та 40% олова). Цей сплав, до речі, відомий на протязі більше ніж 1000 років. Виготовлення його мальовничо зобразив Ф. Шіллер у вірші «Пісня про дзвін». До цієї ж категорії сплавів також відноситься сталь Гадфільда (у вітчизняному стандарті І10Г13Л).

В двадцятому сторіччі кількість сплавів, що створюються, зростала більше у порівнянні із кількістю сплавів, виробництво яких припинилось. Зростання кількості сплавів обумовлюється такими основними факторами:

1. Швидким зростанням параметрів техніки (робочих температур, швидкостей, тисків, агресивних середовищ, потужностей, зосереджених в одному агрегаті), що потребують підвищення рівня властивостей сплавів.

2. Ускладненням машин і приладів, та одночасне виконання їх вузлами різноманітних функцій, що вимагає від сплавів суперечливих властивостей.

3. Виникненням принципово нових галузей техніки (космічна, напівпровідникова, атомна, лазерна, та інші), що потребують нових сплавів, яких в попередній час не існувало. В якості прикладу можна навести сплав нікелю й титану – нітінол, що володіє ефектом пам'яті.

З цього сплаву робляться антени космічних апаратів. У складеному вигляді ці антени розміщуються у відносно невеликих габаритних розмірах ракети-носія під час виводу штучного супутника на навколосемну орбіту або автоматичної міжпланетної станції на відпові-

дну траєкторію. Після виводу у космос, та вивільнення ця складена конструкція під дією сонячного випромінювання нагрівається і, завдяки ефекту пам'яті, приймає початкову форму (рис. 6).

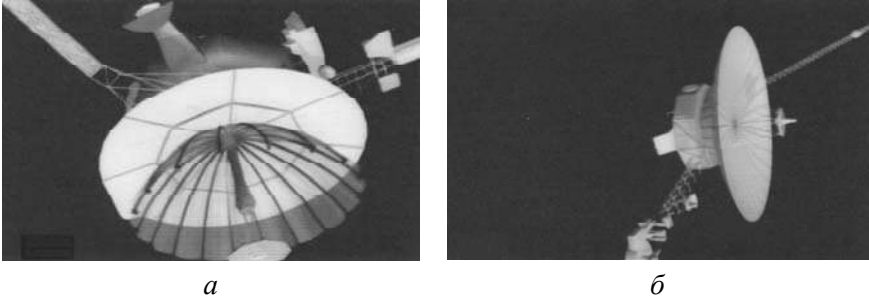


Рисунок 6 – Автоматичні міжпланетні станції Галілей (а) та Вояджер (б)

Нові сплави не стільки замінюють старі у традиційних галузях, скільки захоплюють нові галузі використання.

Якщо простежити глобальні зміни у розвитку сплавів за останній час, можна виділити наступні тенденції:

1. Загальне зростання кількості сплавів, як тих, що виготовляються, так і тих, що використовуються. Зараз їх використовується близько 10 000.

2. До недавнього часу кількість сплавів подвоювалась кожні 10–15 років. Ця тенденція може бути представлена експоненціальною залежністю:

$$y = k \cdot e^{a \cdot \tau}, \quad (1)$$

де  $y$  – кількість сплавів;

$\tau$  – час;

$k, a$  – коефіцієнти, що характеризують конкретну групу сплавів.

Але безмежне збільшення кількості сплавів при збільшенні часу за цією залежністю призводить до нісенітничі. Тому Прайсом була запропонована так звана логістична крива, що віддзеркалює збільшення кількості сплавів із плином часу:

$$y = b \cdot (1 + k \cdot b \cdot e^{-a \cdot \tau}), \quad (2)$$

де  $k, a, b$  – коефіцієнти, що характеризують конкретні сплави.

На початковій стадії логістичної кривої збільшення кількості сплавів підпорядковується закону, близькому до експоненціального, потім відбувається перегин, та її значення асимптотично наближується до деякої межі.

Одним з варіантів, що віддзеркалює закон залежності кількості сплавів від часу, можна вважати таку залежність:

$$y = k \cdot e^{(a \cdot \tau - c \cdot \tau)^n}, \quad (3)$$

де  $c$ ,  $n$  – деякі постійні.

Графічно рівняння 1, 2, 3 наведені на рис. 7, *а*.

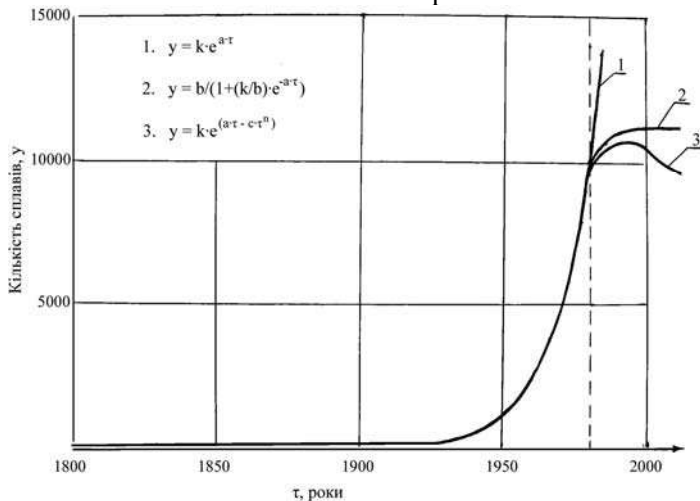
Останні дві залежності підтверджуються на початку ХХІ сторіччя. Це пояснюється ускладненням сплавів, досягнення більш високого рівня їх властивостей, та відсіюванням сплавів із близькими властивостями у зв'язку з їх уніфікацією.

Існує певна залежність терміну розробки нового сплаву, як винаходу, від появи ідеї до її практичної реалізації. Якщо ідея будь-яких технічних пристроїв звичайно виникає «на папері», ідея створення нового сплаву повинна мати деяку матеріальну основу. Це може бути відкриття нового хімічного елемента із певними властивостями, що роблять його придатним для використання у якості основи майбутнього сплаву, або дослідна технологія одержання сплаву, або виявлення деяких властивостей металу – майбутньої основи сплаву, у рафінованому від шкідливих домішок стані.

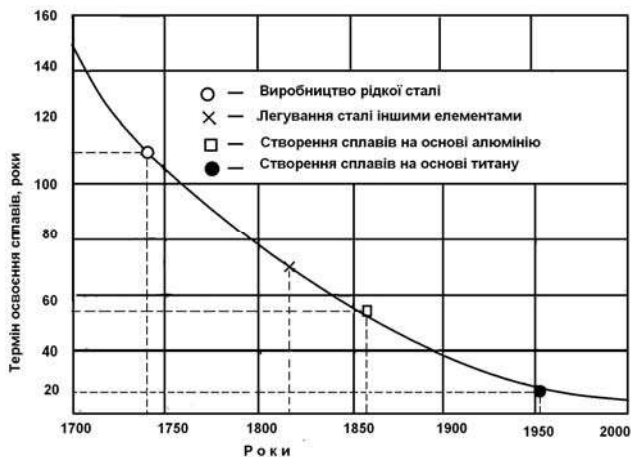
Вперше залежність терміну реалізації винаходу від часу виникнення ідеї побудував відомий радянський авіаконструктор Р. Л. Бартіні. Згідно цієї залежності, ідеї, що виникли, наприклад, у 1700 році, не могли бути реалізовані раніше, ніж через 135 років, а термін реалізації ідей, що виникли у 1750 та 1800 роках, складав відповідно 90 та 60 років.

Терміни розробки ливарних сплавів повністю відповідають згаданій залежності (див. рис. 7, *б*). Так, масове виробництво рідкої сталі було реалізовано через 104 роки після відкриття тигельної плавки. Сплави на основі алюмінію були виготовлені через 35 років після того, як було одержано достатню кількість відносно чистого алюмінію. На розробку титанових сплавів пішло від 3 до 5 років після одержання титану високої чистоти. В наш час термін створення нового сплаву не повинен перевищувати декількох місяців.

В третьому тисячоріччі термін створення нових сплавів буде скорочуватись до тижнів, днів і, мабуть, годин. Вірогідно, це пов'язано із появою нових методів як теоретичної розробки нових сплавів, так і їх практичного виготовлення на основі комп'ютерних технологій.



а



б

Рисунок 7 – Основні тенденції розвитку сплавів

а – залежність кількості сплавів, що розробляються від часу;

б – залежність терміну розробки сплаву від часу виникнення реальної ідеї.

## ТЕМА 2

# ОСНОВНІ ВЛАСИВОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ТА ЇХ ВИЗНАЧЕННЯ

### 2.1 Механічні властивості

Механічні властивості – найважливіші якісні показники ливарних сплавів. До механічних властивостей відносяться: межа міцності, межа пружності, межа пропорційності, відносне подовження, відносне звуження, твердість, ударна в'язкість, модуль пружності.

Міцність – це опір сплаву деформації та руйнації.

Пружність – здібність сплаву відновлювати форму та об'єм після припинення дії зовнішніх сил, що викликали деформацію.

Пластичність – це здібність сплаву під дією зовнішніх сил змінювати без руйнації форму і розміри, та зберігати остатню деформацію після припинення дії цих сил.

Твердість – це опір сплаву локальній пластичній деформації, що виникає після заглиблення в нього більш твердого тіла, наприклад, індентора під час випробування.

Механічні властивості визначаються проведенням механічних випробувань. Механічні випробування – це визначення механічних властивостей сплавів різними засобами.

За характером змінення навантаження, що діє протягом часу розрізняють:

1. Статичні випробування (наприклад, на розтягнення, стиснення, згинання, твердість, кручення);
2. Динамічні випробування (наприклад, визначення ударної в'язкості);
3. Циклічні випробування (наприклад, визначення втомленої міцності);
4. Довготермінові високотемпературні випробування (наприклад, повзучість, довготермінова міцність, релаксація).

Механічні випробування здійснюють при високих та низьких температурах, в агресивних середовищах, а також в інших умовах.

Випробування на розтягнення використовують для сплавів на основі заліза, кольорових металів та їх сплавів. Стандарт встановлює методи статичних випробувань на розтягнення для визначення межі

пружності, пропорційності, текучості, тимчасового опору, дійсного опору розриву, відносного подовження та відносного звуження після руйнації зразків.

При випробуванні на розтягнення прийняті такі позначення та визначення:

Робоча довжина  $l_0$ , мм – частина довжини зразка до розтягнення, на якій визначається подовження.

Кінцева розрахункова довжина  $l_k$ , мм – довжина розрахункової після розриву зразка.

Початковий діаметр робочої частини зразка до випробування  $d_0$ , мм.

Найменший діаметр зразка після його руйнації  $d_k$ , мм.

Початкова площа пересічення робочої частини зразка до випробування  $F_0$ , мм.

Найменша площа пересічення зразку після його руйнації  $F_k$ , мм.

Навантаження розтягування  $P$ ,  $H$ , кН – навантаження, що діє на зразок під час випробування.

Умове нормальне напруження  $\sigma$ , МПа – напруження, що визначається відношенням навантаження  $P$  до початкової площі пересічення зразку  $F_0$ .

Дійсне нормальне напруження  $S$ , МПа – напруження, що визначається відношенням навантаження  $P$  до дійсної під час випробувань площі пересічення зразку.

Абсолютне подовження  $\delta$ , мм.

## 2.2 Зразки для випробувань на розтягнення та їх виготовлення

Найчастіше для випробувань на розтягнення використовуються циліндричні зразки (рис. 8).

Використовують короткі пропорційні зразки, та довгі пропорційні зразки. Вони розрізняються співвідношенням розрахункової початкової довжини та початкового діаметру:

$$\frac{l}{d_0} = 5 \text{ – короткий пропорційний зразок;}$$

$$\frac{l}{d_0} = 10 \text{ – довгий пропорційний зразок.}$$

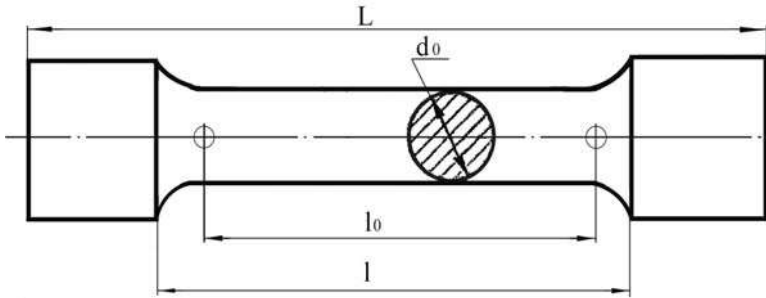


Рисунок 8 – Циліндричний зразок для випробувань на розтягнення

Робоча довжина  $l$  циліндричних зразків повинна складати від  $l_0 + 0,5 \cdot d_0$  до  $l_0 + 2 \cdot d_0$ .

Стандартні розміри циліндричних зразків для випробувань на розтягнення наведені в табл. 2.

Таблиця 2 – Пропорційні циліндричні зразки

№ зразка	Робоча частина зразка, мм				
	короткі			довгі	
	$d_0$	$l_0$	$l$	$l_0$	$l$
1	25	125	150	200	275
2	20	100	120	200	220
3	15	75	90	150	165
4	10	50	60	100	110
5	8	40	48	80	88
6	6	30	36	60	66
7	5	25	30	50	55
8	4	20	24	40	44
9	3	15	18	30	33

Для визначення механічних властивостей ливарних сплавів найбільш доцільним є використання литих зразків, розміри яких максимально наближені до стандартних, тобто мають мінімальні припуски на механічну обробку.

Загальний вигляд виливків литих зразків наведений на рис. 9. Комплект зразків складається з трьох розривних та п'яти ударних зразків.

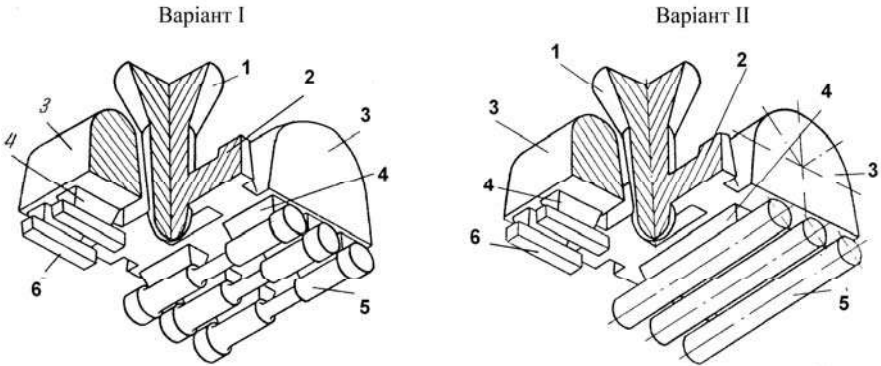


Рисунок 9 – Виливки зразків для механічних випробувань

Короткі пропорційні зразки № 5 можна виготовити з литих заготовок для ударних зразків. Це значно знижує витрати сплавів на виготовлення зразків.

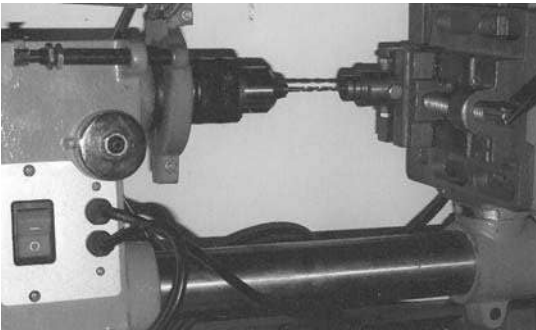
При виготовленні циліндричних зразків для випробувань на розтягання спочатку за допомогою спеціального кондуктора на свердильному верстаті виконуються центрувальні отвори на торцях заготовки (рис. 10, *a*). Потім на токарному верстаті заготівка закріплюється в спеціальній оправці то обточується фігурним різцем, що формує робочу поверхню та галтелі (рис. 10, *б*). Після на цьому ж верстаті за допомогою шліфувального пристосування виконується фінішна обробка зразка (рис. 10, *в*).



в



б



а

Рисунок 10 – Виготовлення циліндричного зразка

а – центрування;  
 б – обробка на токарному верстаті;  
 в – шліфування.

### 2.3 Визначення міцності і пластичних властивостей

Випробування на розтягнення виконується на спеціальних випробувальних машинах. В залежності від методу навантаження машини бувають з механічним приводом, такі, в яких деформація зразка здійснюється за допомогою гвинтової передачі, та з гідравлічним приводом, в яких деформація здійснюється переміщенням поршня гідравлічного циліндру (рис. 11).

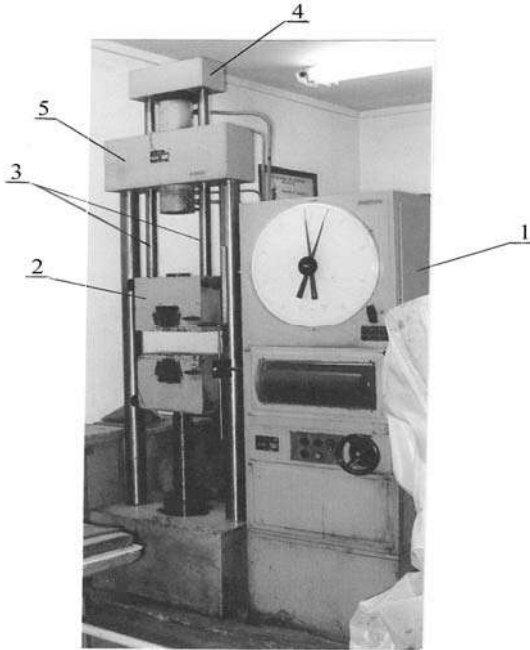


Рисунок 11 – Машина Р-10 для випробувань на розтягнення

Розривні машини звичайно бувають з вертикальним розташуванням вісі зразка. Навантаження на зразок передається за допомогою захватів. Для зменшення ексцентричності прикладання навантаження використовують шарові опори із самоцентруванням, та спеціальні аксіатори. Навантаження вимірюють за допомогою силівимірювальних приладів.

За допомогою спеціальних пристроїв здійснюється запис діаграми в координатах «навантаження – деформація». Типові діаграми розтягнення наведено на рис. 12.

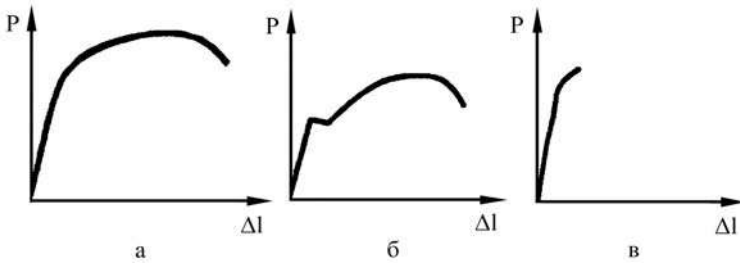


Рисунок 12 – Типові діаграми розтягнення

*a* – діаграма більшості металів і сплавів в пластичному стані з поступовим переходом в пластичну область (леговані сталі, мідь, бронза); *б* – діаграма деяких сплавів і металів в пластичному стані зі стрибкоподібним переходом у пластичну область у вигляді «зуба» або площадки текучості (низьковуглецеві сталі, латуні, деякі відпалені марганцеві та алюмінієві бронзи); *в* – діаграма металів і сплавів, що знаходяться в крихкому стані при розтягненні (загартовані та низьковідпущені сталі, чавун, силумін).

Для одержання питомих механічних властивостей сплавів, що не залежать від розмірів зразків, діаграма розтягнення будується в координатах «напруження розтягування  $\sigma$  – відносне подовження  $\delta$ »:

$$\sigma = \frac{P}{F_0}, \quad (4)$$

$$\delta = \frac{\Delta l}{l_0}, \quad (5)$$

де  $P$  – навантаження;

$F_0$  – вихідна площа пересічення зразка;

$\Delta l$  – абсолютне подовження;

$l_0$  – робоча довжина зразка до випробувань.

Діаграма  $\sigma - \delta$  відрізняється від діаграми  $P - \Delta l$  тільки масштабом, тому механічні властивості найчастіше визначають за первинною діаграмою  $P - \Delta l$  (рис. 13).

Опір початковим пластичним деформаціям, що виникають при переході з пружної області в пружно-пластичну та відрізняються за відхиленням від лінійної залежності, характеризують такі показники:

Межа пропорційності  $\sigma_{\text{пц}}$  – умовне напруження, що відповідає відхиленню від закону Гука, та задається певним допуском, наприклад, збільшенням тангенсу куту нахилу кривої деформації до вісі напружень на 25 або 50%.

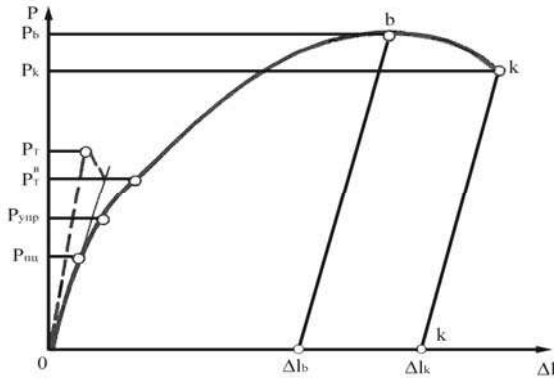


Рисунок 13 – Характерні ділянки та точки діаграми розтягнення (на рисунку суміщені діаграми з поступовим та різким переходом в пластичну зону)

$$\sigma_{\text{пц}} = \frac{P_{\text{пц}}}{F_0}, \quad (6)$$

де  $P_{\text{пц}}$  – навантаження, що відповідає межі пропорційності.

Межа пружності  $\sigma_B$  – умовне напруження, що відповідає утворенню залишкових деформацій заданої величини (0,05%).

$$\sigma_{0,05} = \frac{P_{0,05}}{F_0}, \quad (7)$$

де  $P_{0,05}$  – навантаження на межі пружності.

Межа текучості (фізична)  $\sigma_T$  – умовне напруження, що відповідає найменшому навантаженню, при якому виникає «площадки текучості», коли деформація зразка відбувається без збільшення навантаження.

$$\sigma_T = \frac{P_T}{F_0}, \quad (8)$$

де  $P_T$  – навантаження при межі текучості.

Межа текучості (умовна)  $\sigma_{0,2}$  – умовне напруження, при якому остатня деформація дорівнює 0,2%.

$$\sigma_{0,2} = \frac{P_{0,2}}{F_0}, \quad (9)$$

де  $P_{0,2}$  – навантаження, що відповідає умовній межі текучості.

Опір значним пластичним деформаціям металів і сплавів характеризується межею міцності (тимчасовим опором):

$$\sigma_B = \frac{P_B}{F_0}, \quad (10)$$

де  $P_B$  – максимальне навантаження, досягнення якого практично співпадає з початком утворення шийки в зразку з пластичного матеріалу (перехід від рівномірної деформації всієї робочої частини зразка до зосередженої деформації в одному пересіченні).

Пластичність металів і сплавів характеризують наступні величини:

Відносне подовження  $\delta$  – відношення збільшення довжини зразка після розриву до початкової розрахункової довжини:

$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%. \quad (11)$$

Відносне звуження, (при розриві)  $\psi$  – відношення найбільшого в місці розриву зменшення площі пересічення зразку до початкової площі пересічення:

$$\psi = \frac{F_0 - F_k}{F_k} \cdot 100\%, \quad (12)$$

де  $F_k$  – площа поперечного пересічення зразка в місці розриву.

Відносне звуження  $\psi$ , як більш локальна характеристика, краще оцінює в'язкість металів при руйнації, аніж відносне подовження.

При дослідженнях іноді використовують діаграми дійсних напружень. Дійсне напруження  $S$  обчислюють поділенням діючого в певний момент навантаження  $P$  на дійсну площину поперечного пересічення зразка в той самий час.

Абсцисою діаграми дійсних напружень часто приймають відносне звуження, що вимірюється та підраховується відповідно до кожного моменту навантаження.

На рис. 14 наведено діаграму дійсних напружень « $S - \psi$ » для металу, що утворює шийку при розтягненні, та, для порівняння, діаграма для крихкого металу. На цих діаграмах видно, що зі збільшенням деформації дійсні напруження безперервно зростають до моменту руйнації зразка, та у пластичних матеріалів максимальне навантаження, за яким розраховується  $\sigma_B$ , не відповідає моменту руйнації. Таким чином,  $\sigma_B$  у пластичних матеріалів (більшість сталей та деякі кольорові сплави) є характеристикою пластичної деформації, а у крихких матеріалів (чавуни, силуміни та їм подібні) – характеристикою опору руйнації.

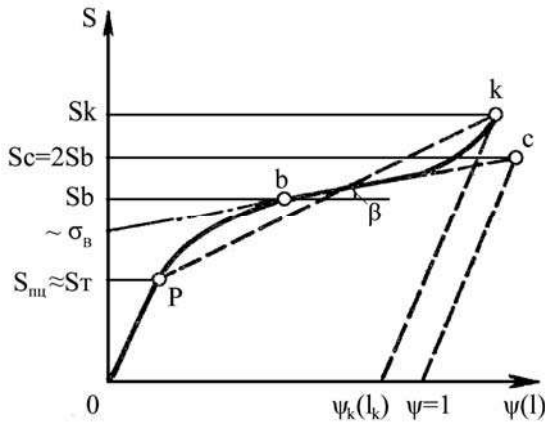


Рисунок 14 – Діаграма дійсних напружень при розтягненні

Для пластичних металів і сплавів опору руйнації гладкого зразку при розтягненні відповідає дійсне напруження в момент руйнації  $S_k$ .

$$S_k = \frac{P_k}{F_k}, \quad (13)$$

де  $P_k$  – навантаження в момент руйнації;

$F_k$  – площа пересічення в місці руйнації.

При наявності «площини текучості» межа текучості виявляється за допомогою діаграми розтягнення досить легко.

При її відсутності умовна межа текучості визначається наступним чином. Розраховують остатнє подовження, виходячи з робочої довжини зразку. Знайдену величину збільшують пропорційно масштабу діаграми і відрізок  $Ok$ , що відповідає відносному подовженню 0,2% (або 0,05%), та відкладають по вісі абсцис праворуч від точки  $O$ . При цьому початкова криволінійна частина діаграми виключається (рис. 15). З точки  $k$  проводять пряму  $kl$ , паралельно прямій  $Oa$ . Точка пересічення  $P$  з кривою розтягнення визначає висоту ординати, а саме навантаження  $P_{0,2}$ , що відповідає межі текучості при заданому допуску на величину остатнього подовження (рис. 15).

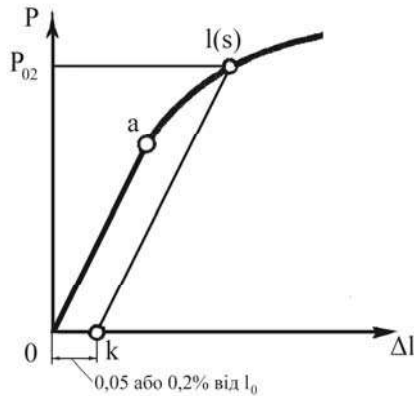


Рисунок 15 – Визначення умовної межі текучості

Модуль нормальної пружності визначається відношенням заданого збільшення напруження до середнього збільшення відносної деформації в пружній області.

Збільшення деформації вимірюють тензометрами. Існують механічні та електричні тензометри. Механічні тензометри різних систем складаються з комбінації важелів із різними пристроями для відліку та реєстрації. Електричні тензометри дозволяють дистанційно вимірювати статичні та динамічні деформації в складних умовах (в агресивних середовищах, при високих або низьких температурах).

За відсутності тензометрів збільшення деформації можна приблизно оцінити за діаграмою розтягнення.

Модуль пружності в умовах навантаження розтягнення  $E$  та зсуву  $G$  визначається за наступними формулами:

$$E = \frac{\sigma}{\varepsilon}, \quad (14)$$

$$G = \frac{\tau}{\varepsilon}, \quad (15)$$

де  $\sigma$  і  $\tau$  – напруження при розтягненні і зсуві відповідно;  
 $\varepsilon$  – деформація.

## 2.4 Визначення твердості

Під твердістю розуміють властивість матеріалу чинити опір під час місцевої контактної дії пластичній деформації або крихкій руйнації в поверхневому шарі в певних умовах випробувань. Цей опір виникає при втіленні в матеріал більш твердого тіла – індентора.

Індентор уявляє собою тверде, малоздібне до деформації тіло (алмаз, твердий сплав, загартована сталь) певної геометричної форми (куля, піраміда, конус), що вдавлюється в поверхню зразка або виробу.

Існують три основні методи визначення твердості: за Брінелем, Роквелом та Вікерсом.

За Брінелем визначення твердості здійснюється вдавленням у поверхню зразку або виробу сталеві загартованої кульки.

Число одиниць твердості за Брінелем оцінюється, як відношення навантаження  $P$ , під дією якого кулька заглиблюється в матеріал, до площини поверхні відбитка в матеріалі після зняття навантаження.

$$HB = \frac{2 \cdot P}{\pi \cdot D \cdot \left( D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}, \quad (16)$$

де  $P$  – навантаження;

$D, d$  – діаметри відповідно кульки та відбитка, мм.

Методом Брінеля здійснюється вимірювання твердості чорних та кольорових сплавів в межах від 8 до 450  $HB$ . Індентор у вигляді кульки з карбиду вольфраму дозволяє збільшити діапазон вимірювань до 745  $HB$ .

Сталеві кульки мають діаметр 10,5 та 2,5 мм, твердість їх має складати не менше ніж 850  $HB$ .

Твердість за Брінелем вимірюють на спеціальних приладах – стаціонарних і переносних. Найчастіше використовують стандартні стаціонарні прилади типу ТШ. Прилад Брінеля з механічним приводом наведено на рис. 16.

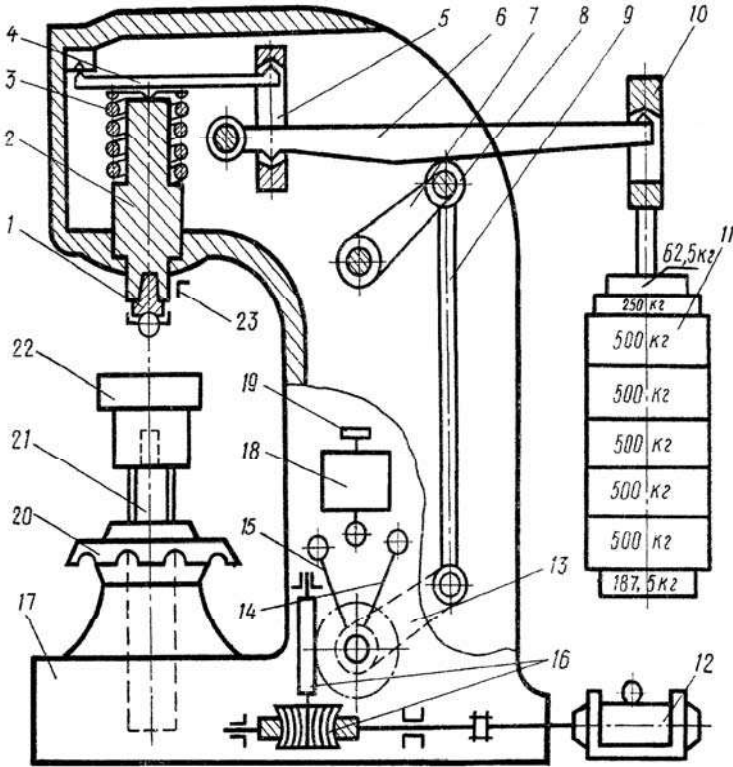


Рисунок 16 – Прилад ТШ з механічним приводом

1 – індентор; 2- шпindelь; 3 – пружина; 4 – малий вантажний важіль; 5 – серга; 6 – великий вантажний важіль; 7 – хитний важіль; 8 – опорний ролик; 9 – шток; 10 – підвіска для вантажів; 11 – вантажі; 12 – електродвигун; 13 – кривошип; 14 – нерухомий упор автоматичного вимикача; 15 – рухомий упор автоматичного вимикача; 16 – черв ячний редуктор; 17 – станина; 18 – перемикач; 19 – пускова кнопка; 20 – маховик з гайкою; 21 – підйомний гвинт; 22 – опора для плоских зразків; 23 – нерухомий упор.

Схема випробування металів і сплавів за Брінелем наведена на рис. 17.

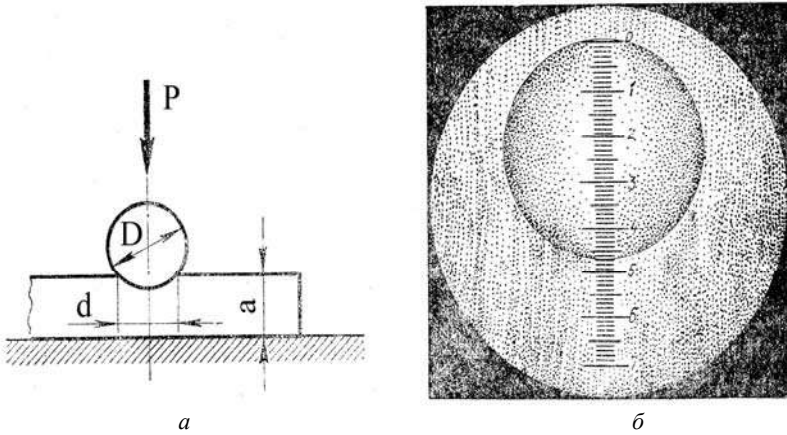


Рисунок 17 – Схема випробувань металів і сплавів за Брінелем

*a* – схема одержання відбитку;

*б* – вимірювання відбитка за шкалою окуляра мікроскопа.

Діаметр відбитка вимірюють за допомогою спеціального мікроскопа МПБ-2. Окулярна шкала цього мікроскопа має шкалу з поділками через 0,05 мм.

Для вимірювання діаметра відбитку з потрібною точністю поверхня зразка повинна бути плоскою, чистою та гладкою, щоб краї відбитку були досить чіткими. Випробування за Брінелем достеменно, якщо розміри відбитку не виходять за межі співвідношення:

$$0,2 \cdot D < d < 0,6 \cdot D$$

Визначення твердості за Роквелом. Метод полягає в тому, що в поверхню зразка вдавлюють алмазний конусний індентор (шкали А, С, D), або сталевий сферичний індентор (шкали В, Е, F, G, Y, К) під дією двох послідовних навантажень: попереднього  $P_0 = 88,07$  Н та основного  $P_1$  (для шкали С,  $P_1 = 1373$  Н). Загальне навантаження  $P = P_0 + P_1$  (для шкали С,  $P = 1471$  Н). Значення твердості за Роквелом є умовна величина і визначається як різниця глибин, на які зміщується індентор під дією попереднього та основного навантажень (рис. 18).

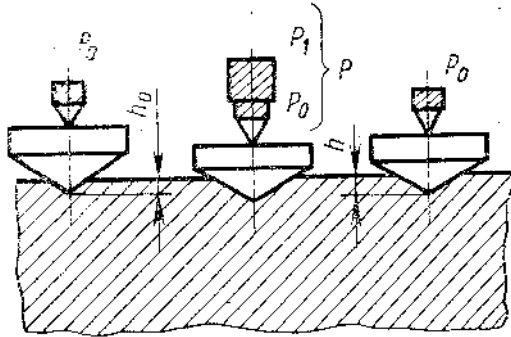


Рисунок 18 – Схема визначення твердості за Роквелом

Твердість за Роквелом визначається за формулою:

$$HR = \frac{K(h_1 - h_0)}{0,2}, \quad (17)$$

де  $K$  – коефіцієнт, що для алмазного конуса дорівнює 0,2; для сферичного індентора – 0,26;

$h_0$  і  $h_1$  – заглиблення індентора під дією попереднього та основного навантажень.

Твердість за Роквелом визначається на приладі ТК. Схема цього приладу наведена на рис. 19.

Визначення твердості за Вікерсом виконується вдавненням у зразок чотиригранної алмазної піраміди із кутом між гранями при вершині  $136^\circ$ . Твердість визначається як відношення навантаження до площини поверхні відбитка за формулою:

$$HV = \frac{P}{F} = \frac{2 \cdot P \cdot \sin 68^\circ}{d^2} = 1,854 \cdot \frac{P}{d^2}, \quad (18)$$

де  $P$  – навантаження;

$d$  – діагональ відбитка (рис. 20).

При випробуванні використовується навантаження 50, 100, 200, 300, 500 та 1000Н. Можливість застосування малих навантажень 50 та 100 Н дозволяє визначати твердість деталей невеликої товщини, або тонких поверхневих шарів (наприклад, після хіміко-термічної обробки).

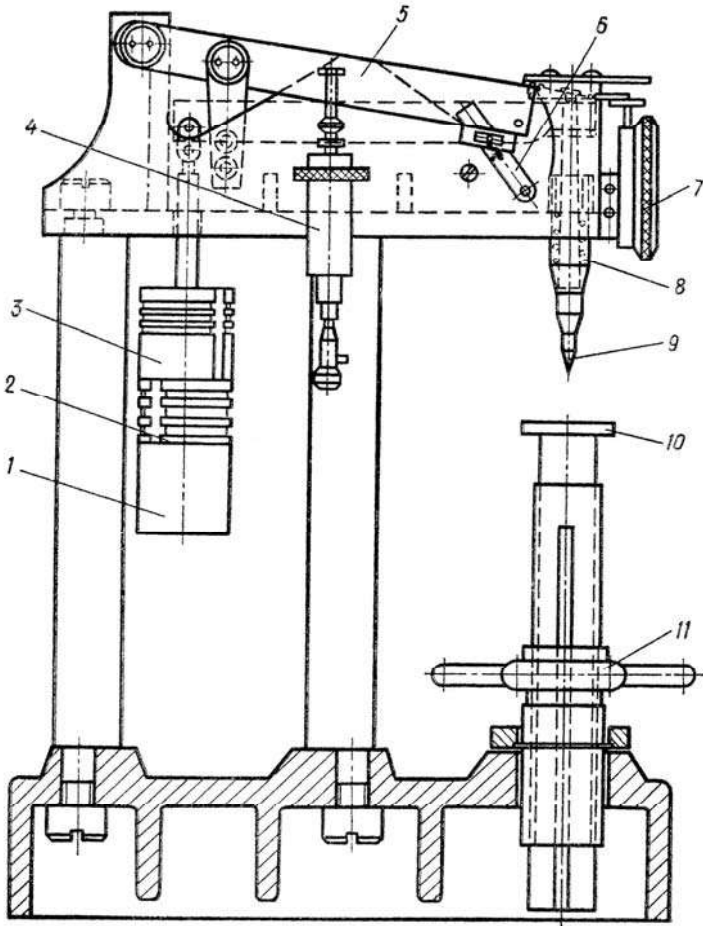


Рисунок 19 – Прилад ТК-2М для визначення твердості за Роквелом

1, 2, 3 – набір вантажів; 4 – амортизатор; 5 – важіль; 6 – важіль з рукояткою; 7 – індикатор; 8 – пружина; 9 – індентор; 10 – підставка для зразків; 11 – маховик.

Для металів і сплавів твердістю до  $HB = 450$ , значення твердості за Брінелем та Вікерсом практично збігаються.

Вимірювання діагоналі відбитка виконується за допомогою мікроскопа при збільшенні  $\times 100$ . Твердість за Вікерсом визначається на приладах ТП. Мікроскоп є складовою частиною приладу ТП.

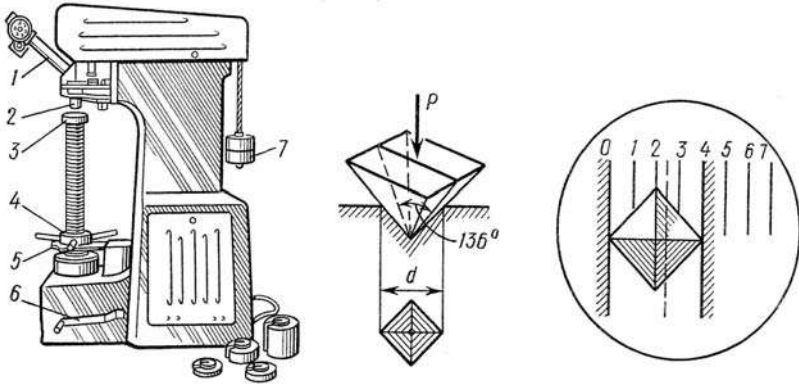


Рисунок 20 – Схема випробування твердості за Вікерсом

## 2.5 Динамічні випробування

Механічні властивості зразків, визначені за умов повільного підвищення навантаження, часто не відповідають дійсним умовам експлуатації реальних деталей, коли навантаження збільшується дуже швидко.

У випадку, коли деталі машин і механізмів в процесі експлуатації витримують ударні навантаження, сплави, що призначені для виготовлення таких деталей, випробовуються динамічним навантаженням. Справа в тому, що деякі сплави із досить великими статичними механічними властивостями руйнуються при відносно малих динамічних навантаженнях. На рис. 21 наведені діаграми розтягнення при статичному та динамічному навантаженні. Якщо їх порівняти, то можна відмітити, що динамічне навантаження впливає в першу чергу на початкову частину діаграми.

Найпростіше динамічне випробування – це ударний згин. Це, до речі, взагалі найменш складне механічне випробування. При випробуванні на ударний згин добре визначаються крихкі структурні стани металу, що відповідні за найбільшу чисельність аварійних випадків руйнації при експлуатації реальних конструкцій. Це було доведено ще у 1901 році Шарпі, який вперше запропонував ударні випробування зразків із надрізом. Він також розробив конструкцію маятникового копра, яка взагалі збереглася і по теперішній час.



Рисунок 21 – Діаграми розтягнення при статичному (1) та динамічному (2) навантаженні

Зараз ударні випробування зразків із надрізом досить розповсюджені при масовому контролі якості ливарних сплавів. Ударні випробування використовуються при визначенні критичних температур крихкості. Мінімальні значення ударної в'язкості долучаються до технічних умов на механічні властивості сплавів.

Таким чином, основне призначення ударних випробувань – це найбільш легке визначення небезпечної крихкості сплавів. Взагалі, ударним вважається навантаження, за умов якого змінення зусилля в зразку відносно часу перевищує  $500\text{Н} \cdot \text{мм}^2 / \text{с}$ .

Основний прилад для ударних випробувань – маятниковий копер (рис. 22, а). Він складається з важкої основи 1, на якій встановлені дві металеві стійки 11, що підтримують вісь, що обертається в кулькових підшипниках. До цієї вісі на тяглах 10 підвішено у вертикальному стані важкий маятник 2 в прорізу якого міститься клиновидний ніж. Підйомна рамка 5 дозволяє встановити маятник у будь-якому положенні та зафіксувати його за допомогою храпових механізмів 6. Маятник з'єднується з рамкою за допомогою гачка 3 та зачиняється запобіжним диском 4. Зразок встановлюється на опори 12. Копер має гальмо 9, що перекинута крізь блок 8 та закінчується вантажем 7. Гальмо потрібне для зупинки маятника після випробувань.

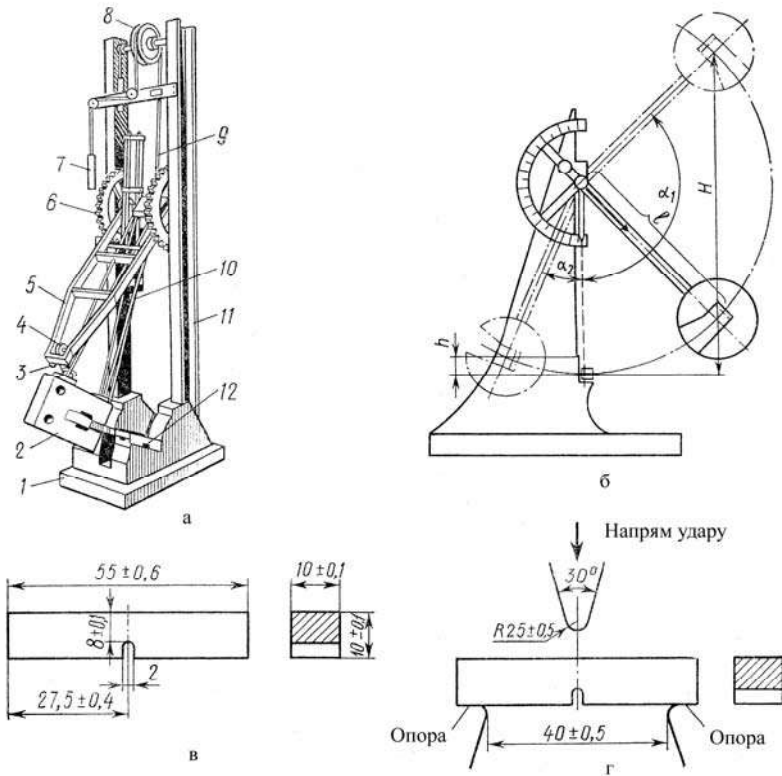


Рисунок 22 – Визначення ударної в'язкості.

*а* – загальний вигляд маятничого копра; *б* – схема маятничого копра; *в* – зразок для випробувань на ударний згин; *г* – схема розташування зразка на опорах.

Температура випробувань може бути, як кімнатною  $-20 \pm 2^\circ\text{C}$ , так і низькою: 0, -10, -20, -30, -40, -50, -60, -70, -80, -100, -196 $^\circ\text{C}$ .

Зразок для випробувань на ударний згин має концентратор напружень. Згідно державного стандарту передбачені концентратори напружень трьох різновидів:

*U* – подібний, із радіусом надрізу 1 мм;

*V* – подібний, із радіусом надрізу 0,25 мм;

*T* – тріщина від втоми.

Ударна в'язкість,  $KC$ , визначається як відношення енергії,  $A_H$ , витраченої на руйнацію зразка до площини його пересічення  $F$ :

$$KC = \frac{A_H}{F}, \text{ МДж/м}^2 \quad (19)$$

$$A_H = M(h_1 - h_2), \quad (20)$$

де  $M$  – маса маятника;

$h_1$  – висота падіння маятника;

$h_2$  – висота підйому маятника після руйнації зразка.

Ударна в'язкість залежить від форми надрізу (концентратора напружень) (рис. 23).

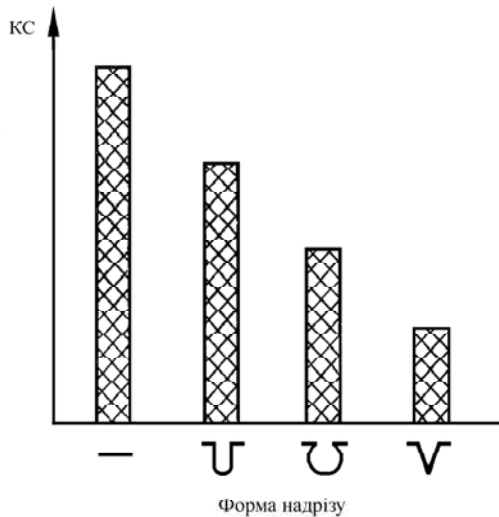


Рисунок 23 – Залежність ударної в'язкості,  $KC$ , від форми надрізу

З часом, вже в середині ХХ сторіччя, маятникові копри почали обладнувати електронними пристроями (рис. 24), що дозволяло не тільки визначити інтегральну величину ударної в'язкості, але і розділити її на енергію зародження тріщини та енергію розповсюдження тріщини (рис. 25).

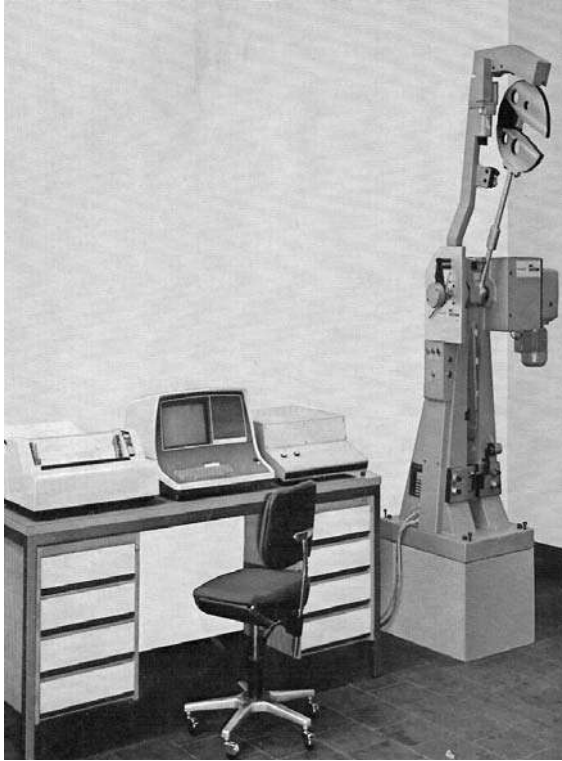


Рисунок 24 – Маятниковий копер, обладнаний електронними пристроями для обробки результатів випробувань

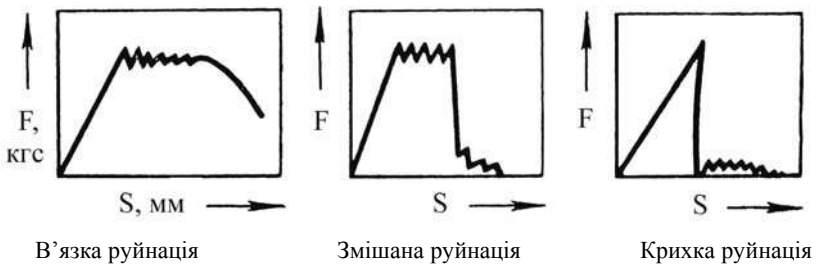


Рисунок 25 – Типові діаграми руйнування.

## 2.6 Визначення густини ливарних сплавів

Одним із методів оцінки якісних показників ливарних сплавів є визначення їх густини. Густина  $\rho$  – це відношення маси  $m$  сплаву до його об'єму  $V$ :

$$\rho = \frac{m}{V}. \quad (21)$$

Найбільш чутливими з методів визначення густини твердих тіл є пікнометричний, флотажний, гідростатичний та рентгенівський.

Пікнометричний метод полягає у визначенні маси та об'єму рідини, що витісняється зі спеціальної судини – пікнометру, за умов занурення в нього зразку сплаву, що досліджується. Точність визначення густини пікнометричним методом сягає  $5 \cdot 10^{-5}$  г / см<sup>3</sup>.

При флотажному методі, підбирається рідина, густина якої дорівнює густині зразка. Густина та коефіцієнт об'ємного розширення рідини повинні бути відомі з достатньою точністю. Метод використовується для невеликих зразків легких сплавів. Для цього методу створені спеціальні пристрої – градієнтні колони, в яких можна створити стабільний за висотою градієнт густини. В такій колоні мірою густини сплаву є висота, на якій зразок плаває в рідині. Точність вимірювання густини флотажним методом дорівнює  $5 \cdot 10^{-6}$  г / см<sup>3</sup>.

Для визначення густини твердого тіла гідростатичним методом треба послідовно зважити зразок у повітрі, та в допоміжній рідині. Густина визначається за формулою:

$$\rho = \frac{m_1 \cdot d_t - m_2 \cdot \sigma}{(m_1 - m_2)}, \quad (22)$$

де  $m_1$  – маса зразку на повітрі;

$m_2$  – маса зразку в рідині;

$\sigma$  – густина повітря;

$d_t$  – густина допоміжної рідини, що відповідає температурі проведення вимірювань  $t$ .

Точність визначення густини залежить від точності визначення маси зразка в рідині.

Рентгенівський метод дозволяє одержати уявлення про густину елементарної чарунки кристалічної структури. Метод заснований на визна-

ченні кристалічної густини матеріалу  $\rho$  за його атомною масою  $A$ , об'єму елементарної чарунки  $V$  та кількості атомів, що зосереджено в ній:

$$\rho = \frac{n \cdot A}{N \cdot V}, \quad (23)$$

де  $N$  – число Авогадро.

## 2.7 Визначення теплопровідності

Теплопровідність це одна з найважливіших теплофізичних характеристик металів і ливарних сплавів. З фізичної точки зору явище теплопровідності являє собою перенос кінетичної енергії. У загальному випадку в металах перенос теплової енергії здійснюється двома видами носіїв: електронами провідності, та коливаннями кристалічної решітки (фононами). Відповідно розрізняють електронну та решіточну теплопровідність.

Основним механізмом теплопровідності металів та сплавів є перенос тепла електронами провідності. Решіточна теплопровідність чистих металів та сплавів, зазвичай, є приблизно в 30 разів меншою, ніж електронна.

Мікро механізми електронної теплопровідності та електропровідності є подібними. Відповідно до правила Відемана – Франца при кімнатній температурі для металів зберігається співвідношення:

$$\lambda / \gamma = const, \quad (24)$$

де  $\lambda$  – теплопровідність;

$\gamma$  – електропровідність.

Теплопровідність та електропровідність металів залежать від температури. Число Лоренца  $L$  враховує вплив температури на вищевказані властивості:

$$\frac{\lambda}{\gamma \cdot T} = L, \quad (25)$$

де  $T$  – температура, К.

Співвідношення Відемана – Франца та Лоренца дозволяють визначати рівень теплопровідності металів та сплавів за їх електропровідністю.

Решіточна теплопровідність залежить від розсіяння фононів на межах зерен, на неї впливають дислокації та крапкові дефекти (вакансії, домішкові атоми).

Взагалі, надійне визначення сумарної електронної та решіточної теплопровідності є можливим тільки експериментальним шляхом.

Експериментально теплопровідність може визначатися стаціонарним та нестаціонарним методами. Стаціонарний метод є найбільш розповсюдженим. Сутність його полягає в тому, що температура в окремих крапках зразка під час вимірювання теплопровідності залишається постійною.

Якщо дослідний зразок виконано у формі бруска або стрижня з поперечним пересіченням площею  $S$  та через нього проходить кількість тепла  $Q$ , то коефіцієнт теплопровідності можна визначити, вимірювши різницю температур, що встановилася між двома пересіченнями на відстані  $l$  за наступним рівнянням:

$$\lambda = \frac{Ql}{S(T_1 - T_2)}, \quad (26)$$

де  $T_1 - T_2$  – різниця температур на відстані  $l$ .

Теплопровідність відносять до середньої температури  $T_{\text{сер}} = \frac{T_1 + T_2}{2}$ .

Розроблено експериментально – дослідний прилад для вимірювання теплопровідності металевих матеріалів стаціонарним методом при різних температурах (рис. 26).

Кількість тепла, що проходить крізь зразок за одиницю часу, визначається за формулою:

$$Q = \frac{C \cdot V \cdot \Delta T}{\tau}, \quad (27)$$

де  $C$  – теплоємність води;

$V / \tau$  – витрата охолоджуючої води;

$\Delta T$  – різниця температур води, що входить в блок охолодження, та виходить з нього.

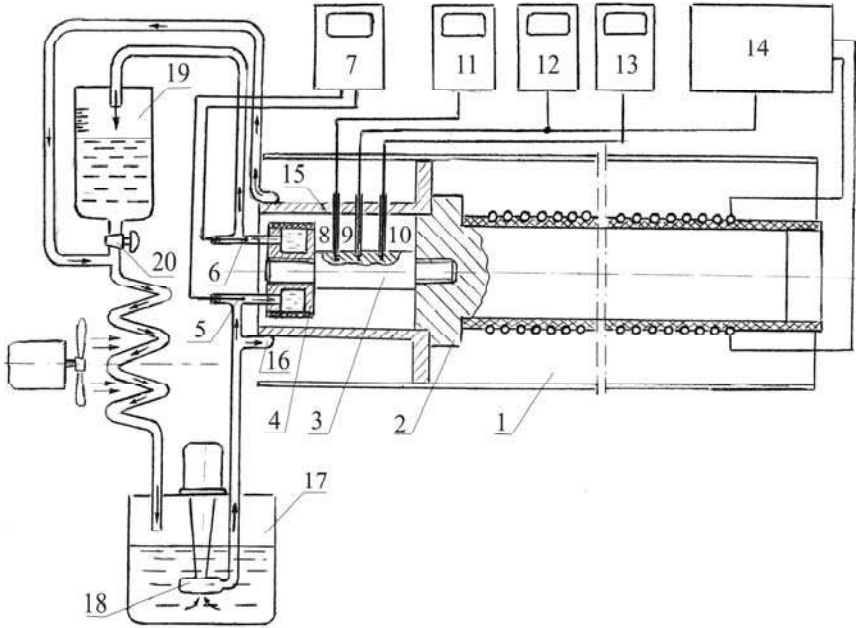


Рисунок 26 – Схема приладу для вимірювання теплопровідності металевих матеріалів

1 – піч опору; 2 – алюмінієвий блок, що нагрівається; 3 – дослідний зразок; 4 – мідний блок, що охолоджується водою; 5, 6 – термопари для вимірювання температури води на вході в блок та на виході з нього; 7 – вторинний прибор; 8, 9, 10 – термопари для вимірювання температури зразка в різних точках; 11, 12, 13 – вторинні прибори; 14 – терморегулятор; 15 – екран; 16 – охолоджувач; 17 – резервуар; 18 – відцентровий насос; 19 – мірний циліндр; 20 – кран подачі води.

Значення теплоємності води визначається при середньому значенні між температурою на вході в блок охолодження та на виході з нього за довідниковими даними.

Стаціонарний метод встановлюється на протязі 10 хвилин після початку вимірювань. Результати вимірювань наведено в табл. 3.

Експериментальні дані, що було отримано на розробленому дослідному приладі збігаються з довідниковими даними з коефіцієнтом кореляції  $r = 0,99$ .

Таблиця 3 – Коефіцієнти теплопровідності деяких металів, що були отримані на дослідному приладі

Метал	Температура визначення теплопровідності, К	Теплопровідність $\lambda$ , Вт / (м · К)	
		експериментальна	За довідниковими даними
Cu	300	399,2	401,2
Al	295	226,7	221,5
Fe	298	71,3	74,0
Ti	293	22,4	21,9

## ТЕМА 3

## ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ РУЙНАЦІЇ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

## 3.1 Теоретична міцність сплавів

Відомо, що перша вимога до сплавів як конструкційних матеріалів – це міцність. Зрозуміло, що конструктори прагнуть одержати сплави з найбільшою міцністю. Тому властивості міцності ливарних сплавів з часом зростають. Так, міцність сталі за останні 100 років зросла в 12 разів, чавуну – в 15, алюмінієвих сплавів – в 9, мідних – в 6 разів. Чи є межа зростання міцності сплавів? Щоб відповісти на це питання треба уявити особливості руйнації ливарних сплавів як кристалічних твердих тіл.

В твердих тілах розрізняють два головні види деформації: пружну і пластичну, що є різними за сутністю. Взагалі деформація – це зміна форми та розмірів тіла або його частини під дією зовнішніх сил, при зміні температури, вологості, фазових перетвореннях та інших впливах, що викликають зміну положення окремих частинок тіла.

Руйнація – це кінцева стадія процесу деформації, яка закінчується розділенням тіла на макроскопічні частини. Руйнація є наслідком розриву сил зв'язку між атомами або молекулами під дією зовнішніх або внутрішніх напружень. Принципова можливість розділення твердих тіл на окремі частини, що визначає основні явища руйнації, може бути реалізована під дією нормальних або тангенціальних напружень. Схеми руйнації наведені на рис. 27.

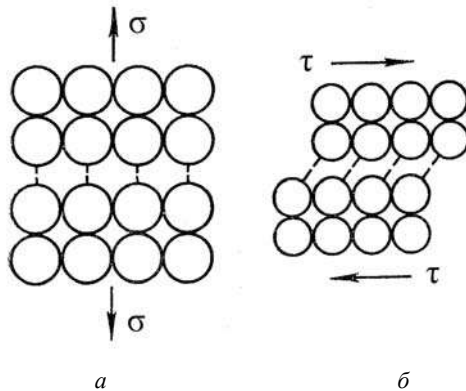


Рисунок 27 – Руйнація під дією нормальних (а) і тангенціальних (б) напружень

Вперше теоретичну міцність на зсув розрахував фізик-теоретик Я. І. Френкель. Він запропонував таке рівняння:

$$\sigma_{зс} = \frac{a \cdot G_{зс}}{b \cdot 2 \cdot \pi}, \quad (28)$$

де  $a$  – міжатомна відстань в напрямку зсуву;

$b$  – міжплоскісна відстань;

$G_{зс}$  – модуль зсуву.

Для щільних металевих ґраток  $\frac{a}{b} = 1$  Таким чином,  $\sigma_{зс} = \frac{G_{зс}}{2 \cdot \pi}$ .

Теоретична міцність є межею підвищення міцності сплавів. Коли порівняти теоретичну та реально досягнуту міцність, виявляється дуже велика розбіжність. Максимально досягнута реальна міцність металів і сплавів на 2–3 порядки нижча за теоретичну (табл. 4).

Таблиця 4 – Теоретична та реальна міцність деяких металів і сплавів

Метал (сплав)	Теоретична міцність, МПа	Максимально досягнута міцність, МПа
Залізо	30000	200
Мідь	13500	400
Алюміній	10000	50
Сталь	33000	2050
Дюралюміній	11700	470

Така розбіжність дуже здивувала вчених та інженерів. Означену формулу багато разів перевіряли, уточнювали, але принципово вона не змінилася. В сучасній інтерпретації формули для визначення теоретичної міцності виглядають таким чином:

$$\sigma_{В} = \frac{E}{10}, \quad (29)$$

$$\sigma_{зс} = \frac{G}{10}. \quad (30)$$

### 3.2 Дислокації як основний чинник розбіжності між теоретичною та реальною міцністю металів і сплавів

Розбіжність між теоретичною і реальною міцністю пояснюється тим, що реальні сплави складаються з окремих кристалів, що мають

дефекти кристалічної ґратки. В найбільшій ступені знижують міцність дислокації – одномірні дефекти, що мають велику довжину тільки в одному напрямі. Дислокації виникають в ході процесів кристалізації, пластичної деформації, та після фазових перетворювань.

Визначаючим параметром геометрії дислокацій є вектор Бюргерса. За відсутності дислокацій він розімкнений (рис. 28).

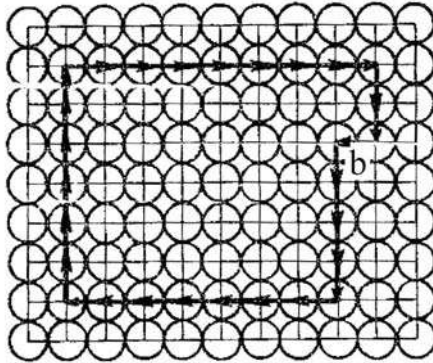


Рисунок 28 – Контур Бюргерса і вектор Бюргерса

За кутом між  $b$  та  $l$  ( $b$  – вектор Бюргера,  $l$  – лінія дислокації) розрізняють крайові дислокації ( $b$  перпендикулярно  $l$ ), гвинтові дислокації ( $b$  паралельно  $l$ ), та змішані дислокації (кут між  $b$  та  $l$  є більший за  $0^\circ$  та менший за  $90^\circ$ ).

Крайова дислокація це лінія-край екстра площини, що вставлена в решітку або вилучена з неї (рис. 29, *a*). Крайові дислокації знаходяться всередині решітки і зникають при виході з неї, утворюючи уступ.

У випадку гвинтової дислокації (рис. 29, *б*) вектор Бюргера і лінія дислокації паралельні і площина решітки закручується по гвинту навколо лінії дислокації, утворюючи гелікоїдальну поверхню.

Дислокації можна спостерігати за допомогою електронного мікроскопу при дуже великих збільшеннях (рис. 30).

Дислокації можуть рухатись. Саме рухом дислокацій пояснюється розбіжність між теоретичною та реальною міцністю металів і сплавів. Існують такі види руху дислокацій: ковзання, поперечне ковзання, перепозання.

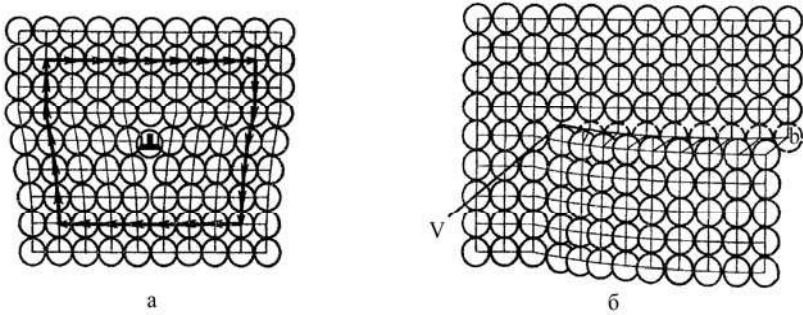


Рисунок 29 – Дислокації в кубичній решітці

*a* – крайова дислокація, *б* – гвинтова дислокація.

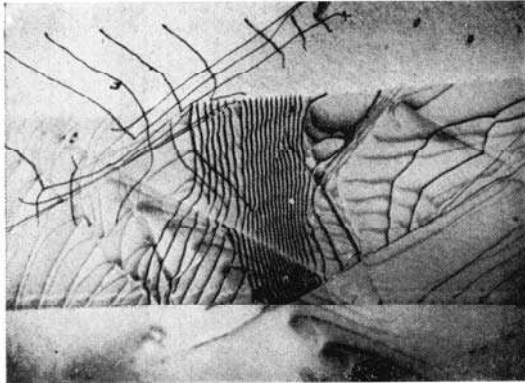


Рисунок 30 – Дислокації в корозійностійкій сталі

Ковзання дислокацій – це консервативна форма руху дислокацій за заданою системою ковзання. В результаті трансляції атомних шарів по площинам ковзання при пластичній деформації на поверхні металевого кристалу з'являються сходинки, що на шліфах мають вигляд так званих ліній або смуг ковзання.

Поперечне ковзання характерно для гвинтових дислокацій, що, у порівнянні з крайовими, можуть легко змінювати свою площину ковзання.

Переповзання – це неконсервативний рух дислокацій, коли крайова дислокація може покинути свою площину, залишаючи при цьому вакансію, або збільшуючи до краю екстра площини додаткове число атомів.

### 3.3 Руйнація як процес виникнення та розповсюдження тріщини

Руйнація визначається процесами виникнення та розповсюдження тріщин, що відбуваються послідовно на атомарному, мікроскопічному та макроскопічному рівні.

Виникнення тріщин починається з утворення зародкових тріщин, що з'являються в процесі механічного навантаження та визначаються взаємодією дислокацій і створених ними слідів ковзання.

Розповсюдження тріщини відбувається в дві стадії:

а) поступове зростання тріщини (докритичне збільшення до небезпечного розміру);

б) нестабільне розповсюдження тріщини, коли вона досягає критичного та позакритичного розміру, що приводить до руйнації виробу. Схема виникнення та розкриття тріщини наведено на рис. 31.

Перелічимо чинники, що впливають на виникнення та розповсюдження тріщин.

1. Вид навантаження у сукупності із внутрішніми напруженнями.

2. Температура. Відомо, що наднизькі, так звані криогенні, температури сприяють виникненню та розповсюдженню тріщин у сплавах з кубічною решіткою.

3. Форма зразків і деталей. Найбільш небезпечними з точки зору виникнення тріщин є деталі з так званими концентраторами напружень: гострі надрізи, різьба, раптовий перехід пересічень.

4. Навколишнє середовище. Агресивне навколишнє середовище сприяє виникненню та розповсюдженню тріщин. Питання, пов'язані із впливом навколишнього середовища на фізико-механічні властивості металів і сплавів вивчає спеціальна наука – фізико-хімічна механіка матеріалів. Доречі, ця наука вперше створена в Україні.

5. Властивості матеріала: хімічний склад, розмір зерна, фази виділення, домішки, тонка структура. Наприклад, вміст вуглецю суттєво впливає як на виникнення, так і на розповсюдження тріщин в залізо-вуглецевих сплавах. Відомо, що дрібнозернисті сплави менш чутливі до розповсюдження тріщин. Фази виділення, за певних умов, можуть ініціювати виникнення тріщин. Шкідливі домішки послаблюють межі зерен, що сприяє як зародженню, так і розповсюдженню тріщин.

На мікроскопічному рівні руйнація сплавів відбувається у два етапи:

1. Процес ковзання формує площину майбутнього зламу.

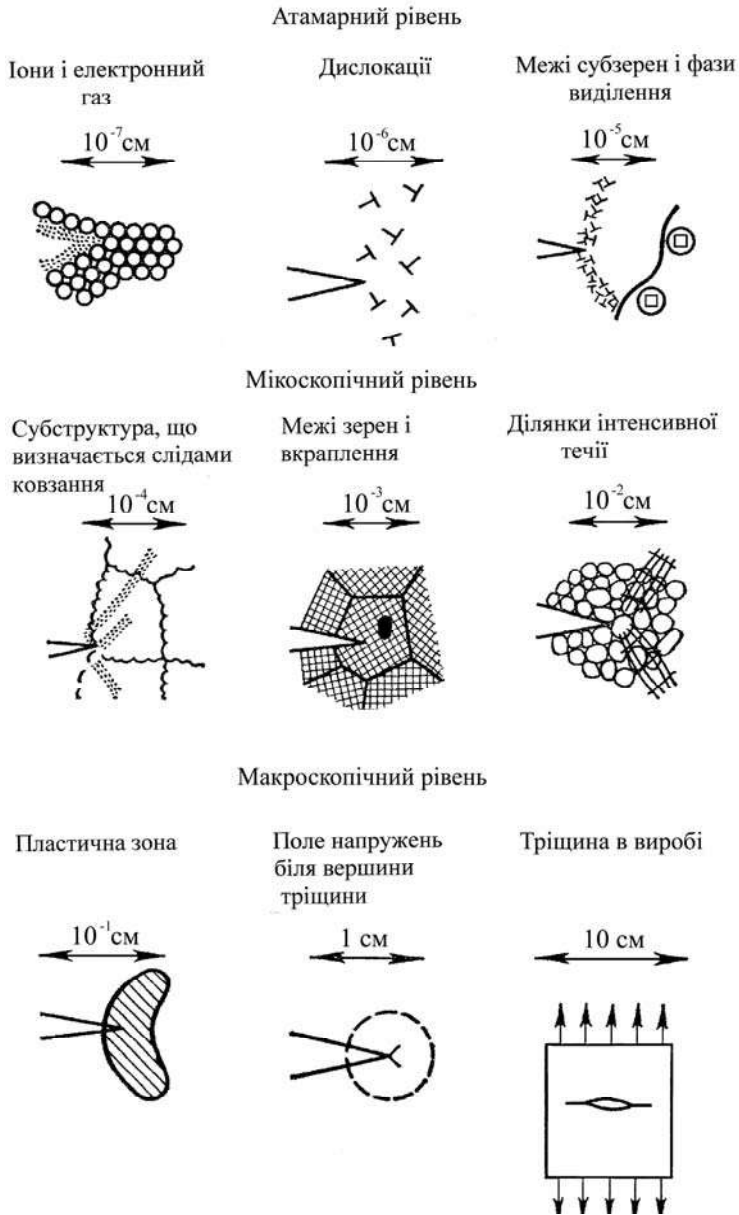


Рисунок 31 – Схема виникнення та розповсюдження тріщини

2. Відбувається процес відриву, який може реалізуватися або за поверхнями розділу, або за межами площин спайності. Поверхні розділу – це, за звичай, межі зерен. Площини спайності – це певні кристалографічні площини. Можлива також змішана руйнація, коли поверхня зламу проходить як крізь зерна, так і по межах між зернами.

На макроскопічному рівні розрізняють такі види руйнації:

1. Зріз.
2. Подвійний зріз.
3. Злам під дією нормальних напружень з утягуванням.
4. Руйнація під дією тільки нормальних напружень без пластичної деформації.

На практиці руйнацію металів і сплавів розділяють на крихку, в'язку та втомлену.

### 3.4 Крихка руйнація ливарних сплавів

Це руйнація без пластичної деформації, або з дуже невеликою пластичною деформацією. Крихка руйнація є найбільш небезпечною, бо в більшості випадків відбувається раптово при наявності напружень, що є нижчими за межу текучості сплаву. Крихка руйнація може відбуватись при напруженнях, що перевищують межу текучості, якщо в процесі навантаження відбувається деформаційне зміцнення. Початок руйнації відбувається на концентраторах напружень: рисках, надрізах або маленьких тріщинках, при цьому відбувається швидке розширення тріщинок.

Крихку руйнацію вивчає спеціальна наука – лінійна механіка руйнації. Теорія крихкої руйнації була розроблена англійським вченим Гріфітсом. Згідно з цією теорією розглядається пластина, на яку діє напруження, та в якій вже є еліптична тріщина довжиною  $2c$  з малою піввіссю, що прагне до нуля (рис. 32).

За умов виникнення тріщини зменшення пружної енергії складає  $-\frac{\pi \cdot \sigma^2 \cdot c^2}{E}$ , а збільшення поверхневої енергії –  $4 \cdot c \cdot T$ , де  $E$  – модуль пружності,  $T$  – поверхнева енергія, що припадає на одиницю довжини тріщини.

Зміна потенційної енергії складає:

$$dU = \frac{\sigma^2 \cdot \pi \cdot c^2}{E + 4 \cdot c \cdot T}. \quad (31)$$

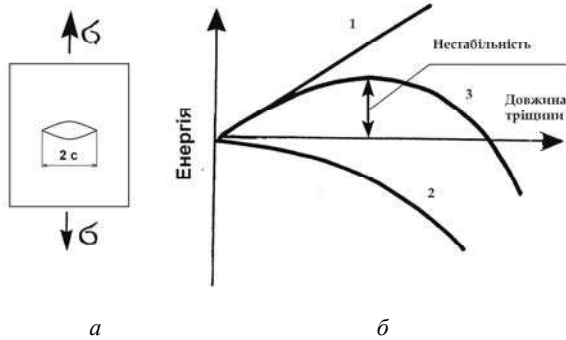


Рисунок 32 – Напруження в пластині з еліптичною тріщиною

*a* – модель тріщини; *b* – діаграма енергетичного балансу для тріщини у безмежній пластині; 1 – поверхнева енергія; 2 – пружна енергія; 3 – повна енергія.

За умов  $\frac{dU}{dc} < 0$  відбувається самочинний (без підживлення додатковою енергією) розвиток тріщини. В цьому випадку рішення наведеного рівняння визначає наступну залежність між напруженням  $\sigma$  довжиною тріщини  $2 \cdot c$  та поверхневою енергією  $T$ :

$$\sigma = \left( \frac{2 \cdot E \cdot T}{\pi \cdot c} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (32)$$

Для абсолютно пружних тіл теорія Гріфітса підтверджується. Але опис крихкої руйнації пластичних матеріалів, в тому числі, багатьох металів та сплавів, за допомогою цієї теорії стикається із рядом перешкод. Для урахування пластичної деформації при утворенні зламу в рівняння Гріфітса слід ввести замість поверхневої енергії  $T$  ефективну поверхневу енергію  $\gamma$ , що враховує енергію пластичної деформації. Таке уточнення приводить до рівняння Гріфітса-Орована, що є основою сучасних теорій крихкої руйнації:

$$\sigma = \left( \frac{2 \cdot E \cdot \gamma}{\pi \cdot c} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (33)$$

Згідно теорії Котрела та Петча процес зародження тріщини пов'язаний із дією тангенціальних напружень, що викликають рух дислокацій, тобто пластичну деформацію. Етап розвитку тріщини відбувається під дією розтягуючих напружень. Крихка руйнація відбувається, коли напруження при вершині тріщини досягає значень, необхідних для розкриття тріщини, подібної Гріфітсової.

У випадку, коли напруження є нижчими за вказаний рівень, тріщина розвивається за рахунок приєднання до неї нових ділянок, що виникають внаслідок пластичної деформації.

Таким чином, руйнація буде в'язкою, якщо напруження, що є необхідними для зростання тріщини, будуть перевищувати межу пружності. В цьому випадку можуть утворюватися дрібні тріщини, але зростати вони не будуть. В крихкому матеріалі межа пружності перевищує напруження зростання тріщини.

### 3.5 В'язкість руйнації та її визначення

Схильність сплаву до крихкої руйнації досить коректно визначається за допомогою коефіцієнта інтенсивності напружень  $K$ .

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\alpha \cdot \pi \cdot a}, \quad (34)$$

де  $\sigma$  – номінальне напруження в тілі без тріщини;

$\alpha$  – параметр, що залежить від форми тіла і геометрії тріщини;

$a$  – довжина тріщини.

Розрізняють три основні види навантажень тіла з тріщинами: відрив, поздовжній зсув і поперечний зсув, що відповідно зветься першим, другим та третім типом (рис. 33). Перший, відривний тип є найбільш небезпечним, тому усі інженерні методи оцінки в'язкості руйнації відносяться саме до нього.

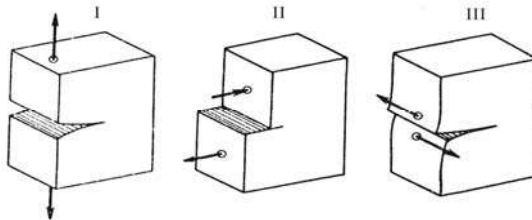


Рисунок 33 – Три основні види навантажень тіл з тріщинами

При створенні теорії тріщиностійкості матеріалів Ірвін виходив з того, що при досягненні нестабільного зростання тріщини коефіцієнт інтенсивності напружень досягає свого критичного значення  $K_C$ .  $K_C$  залежить від товщини виробів, та з її збільшенням зменшується до певного мінімального значення  $K_{IC}$  (рис. 34).

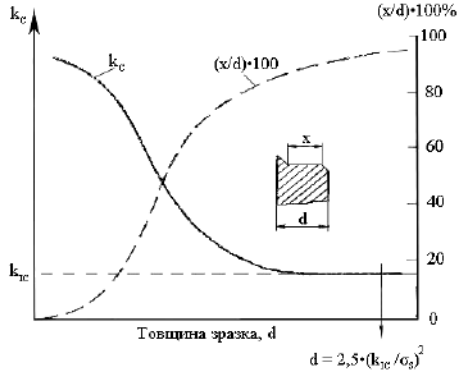


Рисунок 34 – Зміна  $K_{IC}$  і долі крихкого зламу в залежності від товщини зразка з тріщиною

В'язкість руйнації визначають при позакентровому розтягненні або згині на зразках спеціальної форми (рис. 35). Для зразків характерним є гострий надріз, що закінчується втомленою тріщиною.

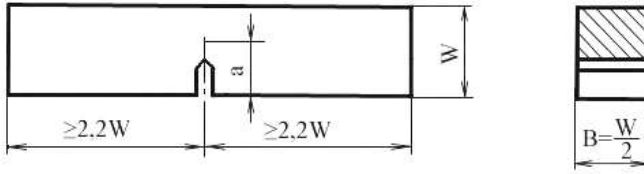
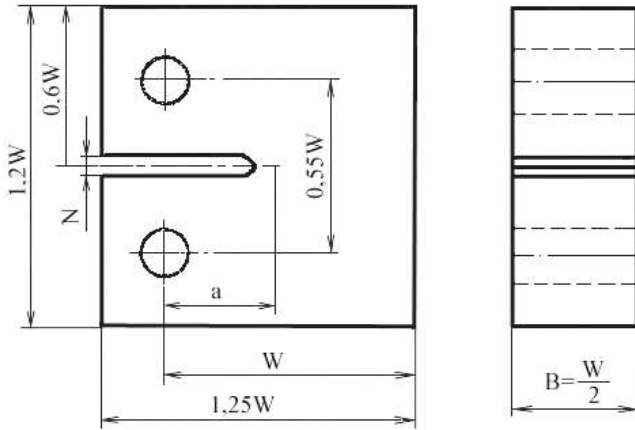
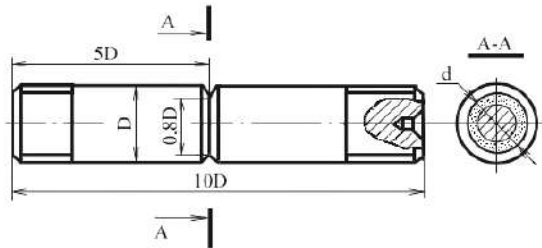
Механіка руйнації виходить з того, що в сплаві вже є тріщина, існування якої повинно бути враховано або шляхом визначення припустимих напружень. Або шляхом встановлення максимально припустимого розміру тріщини при заданих робочих напруженнях. В багатьох випадках тріщина є особливо небезпечною коли її площина спрямована до зовнішньої поверхні виробу. Для такої тріщини Ірвін запропонував наступне рівняння:

$$K_{IC} = \frac{1,21 \cdot \pi \cdot a_c \cdot \sigma^2}{\Phi^2 - 0,212 \cdot \left(\frac{\sigma}{\sigma_T}\right)^2}, \quad (35)$$

де  $\sigma$  – напруження, що діє перпендикулярно до поверхні тріщини;

$\Phi$  – повний еліптичний інтеграл другого роду, що залежить від співвідношення  $a / c$ ;

$\sigma_T$  – межа текучості матеріалу, що відповідає  $\sigma_{0,2}$ .

*a**б**в*Рисунок 35 – Типи зразків для визначення  $K_{IC}$ 

*a* – для випробувань на згин;

*б* – для випробувань на позациентрове розтягнення;

*в* – для випробувань на розтягнення.

При розрахунках в'язкості руйнації сплавів з еліптичною тріщиною в цьому рівнянні коефіцієнт 1,21 замінюється на 1. Величина знаменника, що віддзеркалює залежність параметра тріщини  $Q$  від співвідношення  $a/2c$ , може бути визначена за графіком, наведеним на рис. 36.

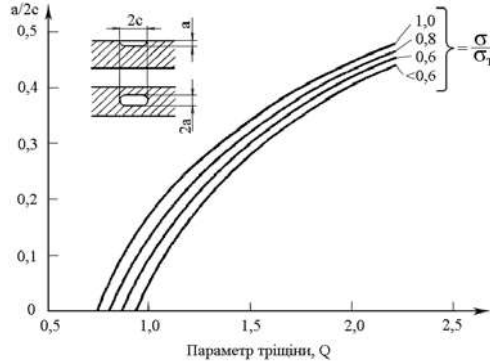


Рисунок 36 – Значення параметра тріщини  $Q$  для полуеліптичної зовнішньої і еліптичної внутрішньої тріщини від  $a/2c$

На рис. 37 схематично наведено залежність максимально припустимої величини  $a/Q$  від напруження. При певному співвідношенні  $a/2c$  і урахуванні величини  $a/Q$  можна розрахувати максимально припустиму глибину тріщини  $a_i$  для певного робочого напруження у зразку і так званий резерв глибини тріщини  $a_c - a_i$  у порівнянні з критичною глибиною  $a_c$ .

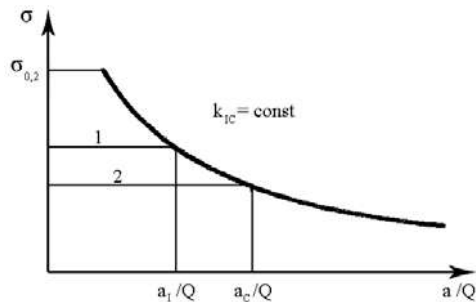


Рисунок 37 – Визначення напруження в зразку за максимально можливою глибиною тріщини

1 – напруження при випробуванні; 2 – робоче напруження.

Крихкій руйнації сприяють такі фактори:

1. Конструктивна форма виробів (різьба, насічки, риски, раптова зміна перерізу деталі).

2. Технологічні фактори (поверхневі дефекти, або тріщини як наслідки неправильного зварювання, гартування, шліфування, виникнення складного та небезпечного поля внутрішніх напружень). Тому особливу увагу треба приділяти деталям та виробам, що виготовляються з литих заготовок методом зварювання.

3. Умови навантаження. Крихкій руйнації сприяють ударні навантаження.

4. Зовнішні умови (наявність корозійного середовища, рідкого металу, воднева крихкість).

5. Особливості структури сплавів. Несприятливою щодо крихкої руйнації є об'ємноцентрована кубічна решітка, крупнозерниста структура, фази, що виділяються на межах зерен (особливі плівки), шкідливі домішки та неметалеві вкраплення, старіння сплавів, деякі види термічної обробки.

6. Температура. Зниження температури сприяє крихкій руйнації. На рис. 38 наведена температурна залежність  $K_{IC}$  для сталі. Зі зниженням температури збільшується межа текучості та зменшується  $K_{IC}$ . Подібна залежність існує також для деяких інших сплавів, наприклад, для сплавів на основі титану (рис. 39).

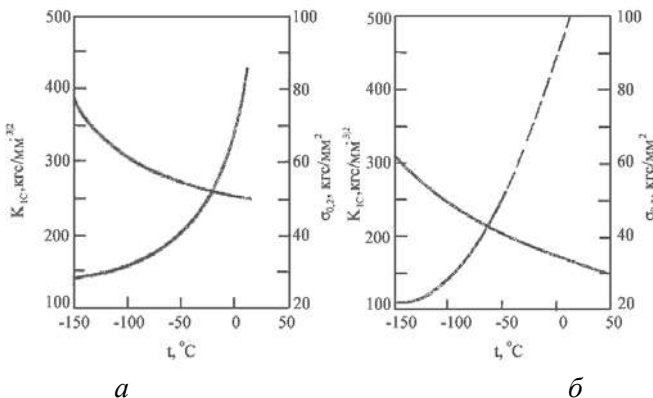


Рисунок 38 – Температурна залежність межі текучості і в'язкості руйнації для сталі

*a* – сталь A533-B; *б* – сталь A216.

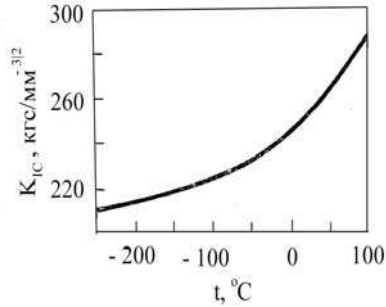


Рисунок 39 – Температурна залежність в'язкості руйнації для сплаву на основі титану

### 3.6 В'язка руйнація

В'язка руйнація супроводжується великою пластичною деформацією. Розвиток в'язкої руйнації відбувається з відносно малою швидкістю при напруженнях, що перевищують межу текучості. Тому в деяких випадках в'язку руйнацію можна помітити та попередити.

В'язка руйнація здійснюється двома шляхами:

1. Утворення шийки, в якій виникають пори (рис. 40, а). Далі ці пори зростають об'єднуються в тріщину, що розповсюджується перпендикулярно діючим нормальним напруженням, тобто вісі зразка. В заключній стадії здійснюється вихід тріщини на поверхню під кутом до вісі розтягнення близьким до 45 градусів.

Виникнення пор – це найбільш повільна стадія процесу в'язкої руйнації. Пори, зазвичай, утворюються навколо неметалевих вкраплень та фаз виділення. Ділянки інтенсивної течії сплаву розташовані під кутом 45 градусів до вісі розтягнення, тому в цих ділянках утворюється більшість пор і проходить траєкторія тріщини, що перебуває у розвитку.

2. Повільне зростання ступінчастої тріщини при утворенні дислокацій та ямок перед вершини тріщини (рис. 40, б).

При повільному зростанні ступінчастої тріщини від скупчування дислокацій у межі розділу «частка – матриця» та неповний переріз частки, або скупчення дислокацій у межі розділу та руйнації частинки виникають пори спереду фронту розповсюдження тріщини.

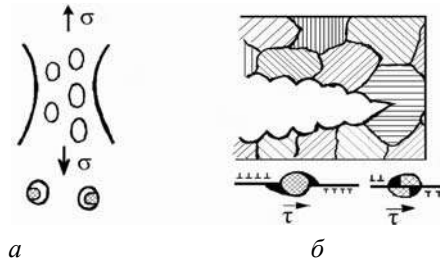


Рисунок 40 – Схеми в'язкої руйнації

### 3.7 Втомлена руйнація

Втомлена руйнація виникає в процесі циклічного навантаження, що часто повторюється. Результат такого навантаження – не відновлюваний процес накопичення дефектів – джерел майбутньої руйнації.

У випадку, коли в сплаві є тріщина, розміри якої менші за критичні, при певних статичних навантаженнях руйнації не відбудеться. Але при циклічних навантаженнях тріщина може досягти критичного значення, інтенсивність напруження може сягнути величини  $K_{IC}$ , що призведе до наступної загальної руйнації.

Під дією напружень, що циклічно змінюються, навколо центрів руйнації (неметалевих вкраплень, окремих структурних складових) відбувається процес поступового накопичення пошкоджень. Це призводить до спотворення кристалічної ґратки в окремих об'ємах. При цьому створюються локальні шпичасті напруження, що викликають розрив міжатомних зв'язків та утворення втомлених тріщин.

Процес зростання втомленої тріщини можна розділити на три періоди (рис. 41). В перший період тріщина виникає в зоні дії тангенціальних напружень, при цьому швидкість зростання тріщини повільна. Другий період – це зростання тріщини нормально до діючих напружень. Це період стабільного зростання тріщини, швидкість розповсюдження якої пропорційна інтенсивності напружень. Третій, заключний період – катастрофічний розвиток тріщини, який закінчується руйнацією.

Напружений стан при вершині тріщини повністю залежить від коефіцієнту інтенсивності напружень. Тому можна припустити, що швидкість розповсюдження тріщини також визначається коефіцієнтом інтенсивності напружень. На рис. 42 наведено залежність довжини тріщини від кількості циклів до руйнації (максимальна амплітуда напруження –  $\sigma_0$ , мінімальна –  $\sigma_U = 0$ ).

За цими графіками для різних точок можна визначити відношення довжини тріщини до кількості циклів до руйнації (за нахилом кривої у точці А). Для напружень  $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_U$  можна визначити циклічний коефіцієнт інтенсивності напруження:

$$\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{a \cdot M}, \quad (36)$$

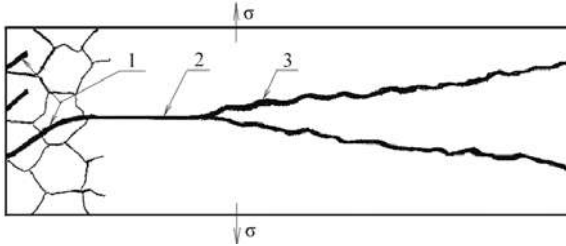


Рисунок 41 – Схема зростання втомленої тріщини

1 – початкова стадія; 2 – стабільне зростання тріщини; 3 – катастрофічний розвиток тріщини.

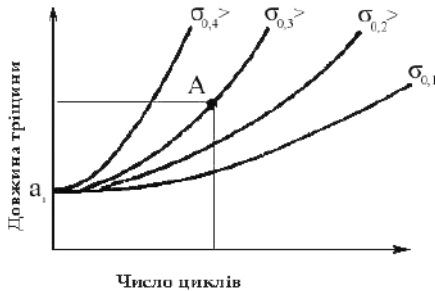


Рисунок 42 – Залежність зміни довжини тріщини від кількості циклів

Ця залежність в логарифмічних координатах наведена на рис. 43.

Відхилення від лінійного вигляду на початковій стадії I пов'язане з утворенням та вирівнюванням фронту тріщини. Для другого періоду характерною є лінійна залежність, що описується таким рівнянням:

$$\frac{d \cdot a}{d \cdot N} = C_0 \cdot (\Delta K)^n, \quad (37)$$

де  $C_0$  і  $n$  – константи матеріалу, що визначаються експериментально;  $a$  – товщина тріщини.

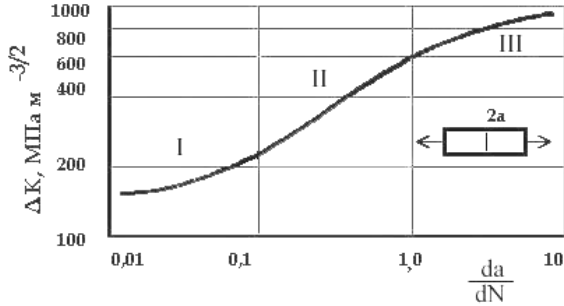


Рисунок 43 – Залежність між циклічним коефіцієнтом інтенсивності напружень і розповсюдженням тріщин для алюмінієвого сплаву

Величини  $C_0$  та  $n$  визначаються експериментально. Як константи матеріалу вони залежать від форми зразка.

Якщо в це рівняння підставити значення  $\Delta K$  з попереднього рівняння та проінтегрувати його від початку дослідження ( $a = a_i$ ) до руйнації зразка ( $a = a_c$ ), можна одержати рівняння Вільсона, що дозволяють розрахувати кількість циклів до досягнення критичної величини тріщини:

$$N = \frac{1}{C_0 \cdot (\Delta\sigma)^2 \cdot M} \cdot \ln\left(\frac{a_c}{a_i}\right), \quad (38)$$

при  $n = 2$ ;

$$N = \frac{2}{(n-2) \cdot C_0 \cdot (\Delta\sigma)^n \cdot M^2} \cdot \left\{ \frac{1}{a_i^{\frac{n-2}{2}}} - \frac{1}{a_c^{\frac{n-2}{2}}} \right\}, \quad (39)$$

при  $n \neq 2$ .

## ТЕМА 4

### ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ РУЙНАЦІЇ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

При руйнації зразків або реальних деталей з ливарних сплавів виникають поверхні руйнації, що містять багато інформації про причину руйнації. Наука, що вивчає поверхні руйнації, зветься фрактографією.

Термін «фрактографія» виник у 1944 р., але металурги займаються дослідженням зламів вже на протязі багатьох сторіч. Значення фрактографії для металознавства і теорії ливарних сплавів визначається тим, що це ефективний засіб аналізу причин експлуатаційних пошкоджень та джерело важливої інформації відносно мікромеханізму руйнації та внутрішніх особливостей структури твердих тіл.

Контрольована руйнація – одно з найбільш ранніх досягнень людини. При виготовленні кам'яної зброї та інструментів стародавні майстри повинні були знати, як обрати типи кам'яних порід, що є найбільш придатними для контрольованої руйнації. Ці знання дозволяли виготовляти досить гострий інструмент з добрими ріжучими властивостями. Фрактографія розділяється на макрофрактографію та мікрофрактографію.

#### 4.1 Макрофрактографія

Макрофрактографія передбачає дослідження зламів при збільшеннях до 50 разів, мікрофрактографія охоплює діапазон збільшень більших ніж 50 разів до деякої межі, що залежить від типу мікроскопу, що використовується при цьому.

При макрофрактографічних дослідженнях поверхню зламу спочатку оглядають неозброєним оком. З оптичних приладів найчастіше при макрофрактографії використовується лупа, або збільшувальне скло. На рис. 44 наведено принцип одержання зображення об'єкту за допомогою лупи.

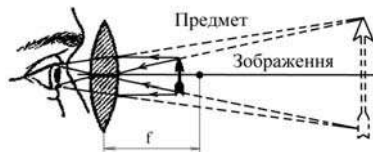


Рисунок 44 – Одержання збільшеного зображення за допомогою лупи

Збільшення лупи визначається за формулою:

$$z = \frac{250}{F}, \quad (40)$$

де 250 – відстань найкращого зору, мм;

$F$  – фокусна відстань лупи, мм.

Для макрофрактографії використовуються лупи зі збільшенням від 2 до 20 разів. Більш досконалим приладом для макрофрактографії є мікроскоп малого збільшення. Найбільш розповсюджені стереоскопічні бінокулярні мікроскопи МБС-1, МБС-9, МБС-10. Зовнішній вигляд мікроскопа МБС-10 наведено на рис. 45.

Класифікація макроскопічних особливостей металевих макрозломів була розроблена ще Реомюром в 1722 році, потім удосконалена Брінелем. В 1919 році вона була подальше вдосконалена Тіманом, який виділив шість основних видів макрозламів:

1. Зернуватий, або міжзеренний злам. Його також звать крупнозернистим, блискучим кристалічним, блискучим зернистим кристалічним. В особливо несприятливих формах він зветься яскравим, блискучим, засліплюючим, що відповідає випадкам, коли в метал потрапили сторонні частки (палива, шлаку та ін.).

2. Кристалічний, транскристалічний або внутризеренний злам. Іноді такий злам звать дрібнозернистим, гладким, рівним, матовим, зернисто-сірим або аморфним (фарфороподібним).

3. Шовковистий злам. Нитковидний малюнок на поверхні зруйнованих частинок кристалу.

4. Зубчастий або гачкуватий злам. Відноситься до зламу неправильної форми з гострими зазублинами. В окремих випадках такий злам звать голчастим.

5. Волокнистий злам. Інші варіанти мають назву шиферний, скалкуватий, деревовидний або шаруватий.

6. Стовбчастий злам. Особливо грубий злам, який іноді спостерігається у периферійних ділянках виливків.

Макрофрактографію часто використовують для оцінювання в'язкості металу. Відповідно до механіки руйнації в'язкість – це механічна властивість, що тісно пов'язана з опором руйнації. На поверхні зламу є остатні ознаки, що визначають на протязі руйнації частку високоенергетичного (в'язкого) та низькоенергетичного (крихкого) розповсюдження тріщини.

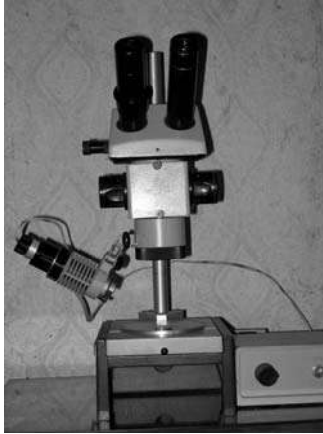


Рисунок 45 – Стереоскопічний бінокулярний мікроскоп МБС-10

Для поверхні зламів зразків після випробувань на розтягнення характерні три зони (рис. 46): 1 – волокниста зона; 2 – радіальна зона; 3 – зона зрізу.

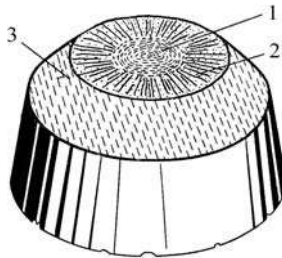


Рисунок 46 – Схема зламу, який утворився після розтягнення гладкого циліндричного зразка

Злами, що мають тільки одну зону, утворюються за умов дуже великої в'язкості або крихкості матеріалу. На більшості зламів розрізняються дві або усі три зони.

Волокниста зона відповідає ділянці повільного зростання тріщини. Вона розташована в центрі зламу та оточує центр руйнації, що міститься на вісі розтягнення або поруч із нею.

Радіальна зона утворюється при переході тріщини від повільного зростання до швидкого або нестабільного її розповсюдження.

При цьому утворюються радіальні рубці, що збігаються із загальним напрямом розповсюдження тріщини. За відсутності волокнистої зони точка, в якій збігаються рубці, є центром руйнації (рис. 47).



Рисунок 47 – Визначення центру руйнації за видом зламу. Радіальні рубці нижче центру руйнації і шевронний візерунок ліворуч і праворуч визначають напрям розповсюдження тріщини

Точне визначення центру руйнації пов'язане з дослідженням рельєфу поверхні зламу. При цьому враховують матеріал деталі, термічну обробку та вид навантаження.

За одним виключенням – повністю косий злам при перерізі, в усіх різновидах швидких або катастрофічних руйнацій на поверхні зламів утворюються рубці, що вказують на напрям зростання тріщини. Радіальні рубці є перпендикулярними до фронту тріщини. Вершини *V* – подібних шевронних візерунків спрямовані в сторону, що є протилежною напрямку розповсюдження тріщини. На рис. 48 наведено приклад визначення центру руйнації в зламі надрізаного прутка з інструментальної сталі, що було зруйновано двома ударами.

Центр руйнації може бути визначений трьома шляхами:

1 – подовженням радіальних рубців до їх пересічення у нижній частині зламу;

2 – побудовою нормалей до фронту зупинки тріщини;

3 – проведенням дотичних до кінцевих радіальних рубців.

На рис. 48 тріщина зупинилась на лініях А і В після першого удару, та відновила рух після другого удару.

Втомлені злами, на яких утворюються лінії втомленості, мають різноманітний рельєф, що залежить від того є втомленість малоцикловою або багатоцикловою.

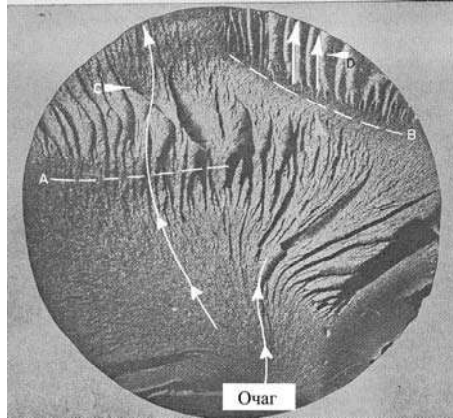


Рисунок 48 – Визначення центру руйнації

В поверхневозміцнених деталях втомлені тріщини можуть починатися поблизу межі розділу «поверхневий зміцнений шар – середина» в результаті концентрації напружень в місцях великих перепадів міцності.

У випадку, коли руйнація відбувається під дією менш, ніж 4000 циклів, зона втомленої тріщини може бути дуже малою та розрізняється тільки при 50-ти кратному збільшенні. Зона втомленої тріщини зазвичай має радіальні рубці, що збігаються в центрі руйнації (рис. 49).

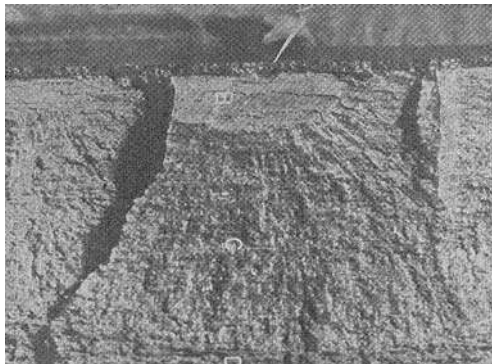


Рисунок 49 – Втомлений злам деталі з алюмінієвого сплаву

На рис. 50 схематично наведено місця виникнення втомлених тріщин, що дозволяють визначити розташування центрів руйнації.

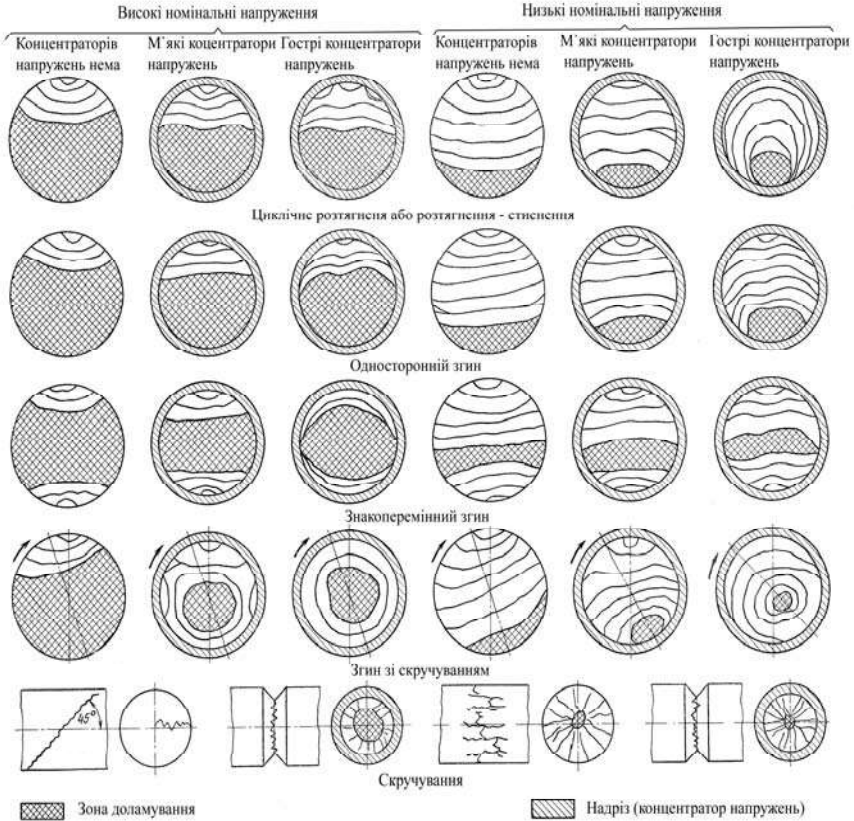


Рисунок 50 – Класифікація втомлених зламів, що утворюються у гладких та надрізаних деталях круглого пересічення

## 4.2 Мікрофрактографія

Мікрофрактографічні дослідження зламів здійснюються за допомогою мікроскопів – світлового або електронного. На рис. 51 наведено схему дії світлового мікроскопа. Загальне збільшення мікроскопа визначається комбінацією двох оптичних систем: об'єктива та окуляра, що складаються з кількох коаксіально розташованих скляних лінз.

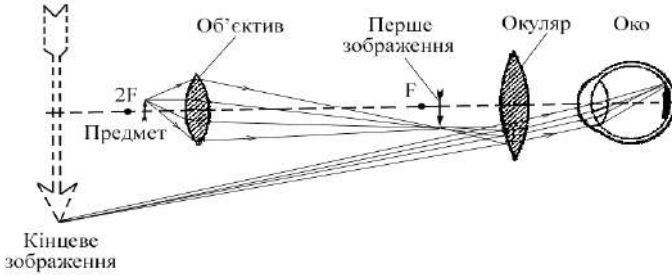


Рисунок 51 – Принцип дії світлового мікроскопа

Найважливіша характеристика будь-якого мікроскопу – це виокремлюваність, тобто мінімальна лінійна відстань між двома крапками-об'єктами, що можна розрізнити. Вона визначається за формулою:

$$d = \frac{0,61 \cdot \lambda}{A}, \quad (41)$$

$$A = n \cdot \sin \alpha, \quad (42)$$

де  $\lambda$  – довжина хвилі світла;  
 $A$  – чисельна апертура;  
 $n$  – показник переломлення.

Ця формула накладає межу на можливе збільшення мікроскопа. Для світлового мікроскопа це 1500 разів. Кінцеве збільшення мікроскопа визначається, як добуток власних збільшень об'єктива та окуляра. Для конкретного об'єктива мінімальне збільшення дорівнює  $500 A$ , максимальне –  $1000 A$  ( $A$  – чисельна апертура).

Найбільш придатними для дослідження на світловому мікроскопі є крихкі злами. На рис. 52 наведено злам зразку армко-заліза, зруйнованого при температурі  $-196^\circ\text{C}$ .

Основний недолік світлового мікроскопу при дослідженні зламів – це дуже мала глибина різкості. При збільшенні порядку 500 глибина різкості світлового мікроскопа дорівнює  $0,25 \mu\text{м}$ . Рельєф зламів, особливо в'язких, сягає  $1000 \mu\text{м}$  і більше, тому такі злами неможливо вивчати за допомогою світлового мікроскопу навіть фрагментарно.

Найбільш придатними для мікрофрактографії є електронні мікроскопи, глибина різкості яких сягає  $250 \mu\text{м}$ , що дозволяє досліджу-

вати на цих приладах рельєфні поверхні руйнації. Для мікрофрактографії найчастіше використовують мікроскопи двох типів: ті, що просвічують (трансмісійні), та растрові.

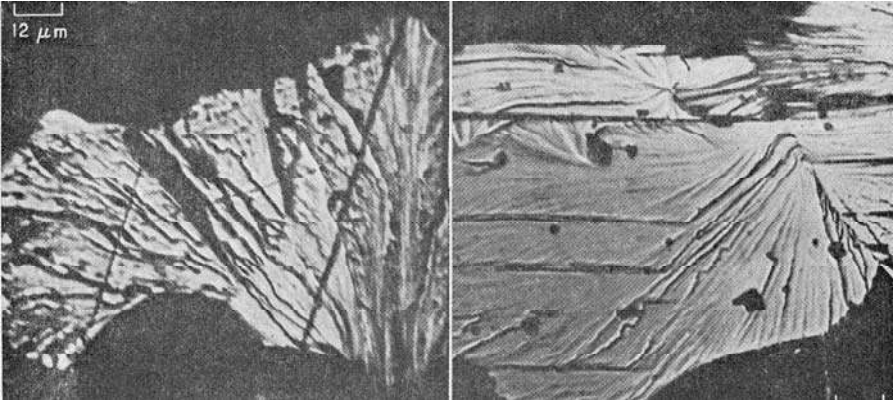


Рисунок 52 – Злами зразка армко-заліза, зруйнованого при температурі – 196 С

Принцип дії просвічуючого електронного мікроскопу наведено на рис. 53. Джерело випромінювання – електронна гармата випромінює потік електронів, що прискорюються на шляху до аноду за рахунок різниці потенціалів між катодом та анодом. Електронний пучок фокусується за допомогою конденсорних електромагнітних лінз на об'єкті. Об'єктивна електромагнітна лінза формує первинне збільшене зображення, що додатково збільшується системою з проміжною та проєкційною електромагнітною лінзи. Кінцеве збільшене зображення об'єкту формується на екрані.

Як відомо, збільшення мікроскопу залежить від довжини хвилі електромагнітного випромінювання, що використовується. Довжину хвилі електронного випромінювання можна визначити за допомогою наступного рівняння:

$$\lambda = \sqrt{\frac{150}{U}} \cdot 10^{-10}, \text{ м} \quad (43)$$

де  $\lambda$  – довжина хвилі електронів;

$U$  – напруга, що прискорює.

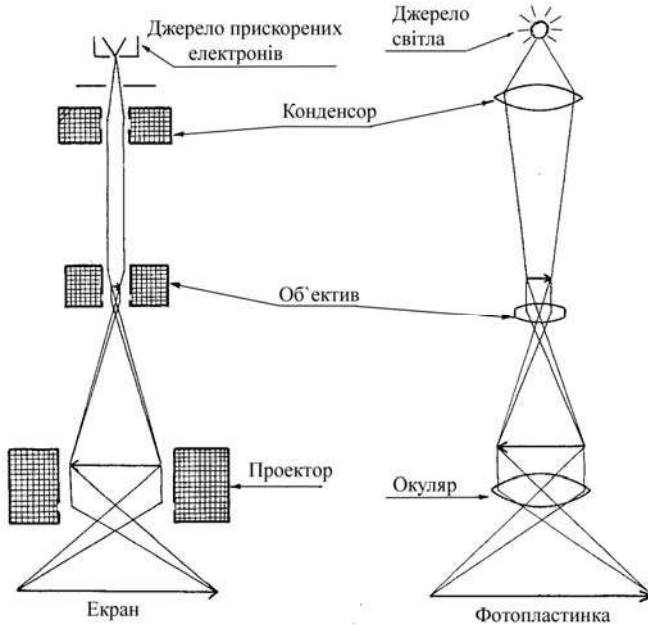


Рисунок 53 – Принцип дії електронного мікроскопа, що просвічує

Згідно цьому рівнянню пучок електронів, прискорений різницею потенціалів 60 кВ, має довжину хвилі 0,05 А, отже теоретичне збільшення електронного мікроскопу має бути у 100 000 разів більшим, ніж у світлового та досягати 100 000 000 разів. Практично дефекти електромагнітних лінз суттєво зменшують це значення, але збільшення сучасних електронних мікроскопів досить велике та досягає 500 000 разів у серійних приладах і 1000 000 разів в унікальних прецизійних електронних мікроскопах.

Сучасний електронний мікроскоп – дуже складний агрегат. Оптична система розміщена в герметичній металевій колонні, де підтримується глибокий вакуум (остаточний тиск  $5 \cdot 10^{-5}$  мм рт.ст.). Для цього мікроскоп має систему відкачування з трьох насосів: механічного, бустерного та високовакуумного. Стабілізовані електронні блоки живлення підтримують високостабільну напругу, що прискорює, та струми в електромагнітних лінзах. Зовнішній вигляд електронного мікроскопу наведено на рис. 54.



Рисунок 54 – Електронний мікроскоп, що просвічує

Об'єкт для дослідження на електронному мікроскопі, що просвічує, повинен бути прозорим для потоку електронів. Масивні злами для цього непридатні, тому з поверхні зламів виготовляють спеціальні препарати – репліки. Репліки можна одержати з деяких полімерів (так звані лакові репліки) або методом термічного напилення в вакуумі титану, вуглецю, окису кремнію.

Напилені репліки фіксують дрібні частинки реальних фаз з поверхні зламів. Фазовий склад цих частинок може бути визначений в сучасному електронному мікроскопі методом мікродифракції.

Основні види мікрозламів можна розділити на в'язкий, крихкий міжзеренний, крихкий внутризеренний, та втомлений (рис. 55).

В'язка руйнація здійснюється за рахунок злиття мікропор. При цьому на поверхні зламу утворюється специфічний рельєф – так звані, ямки. На форму ямок впливають відносні напрямки напружень, що визначають особливості зростання мікропор (рис. 56).

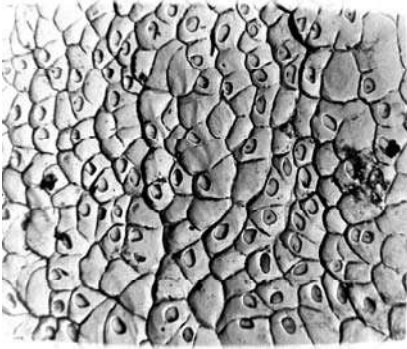
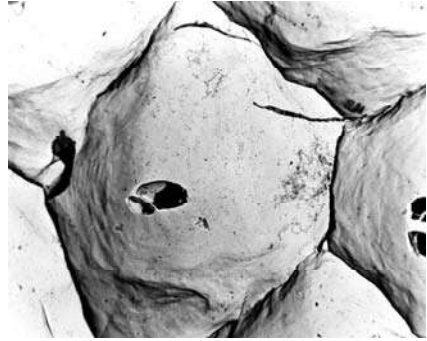
*a**б**в**г*

Рисунок 55 – Основні види мікрозламів

*a* – в'язкий; *б* – крихкий міжзеренний;  
*в* – крихкий внутризеренний; *г* – втомлений.

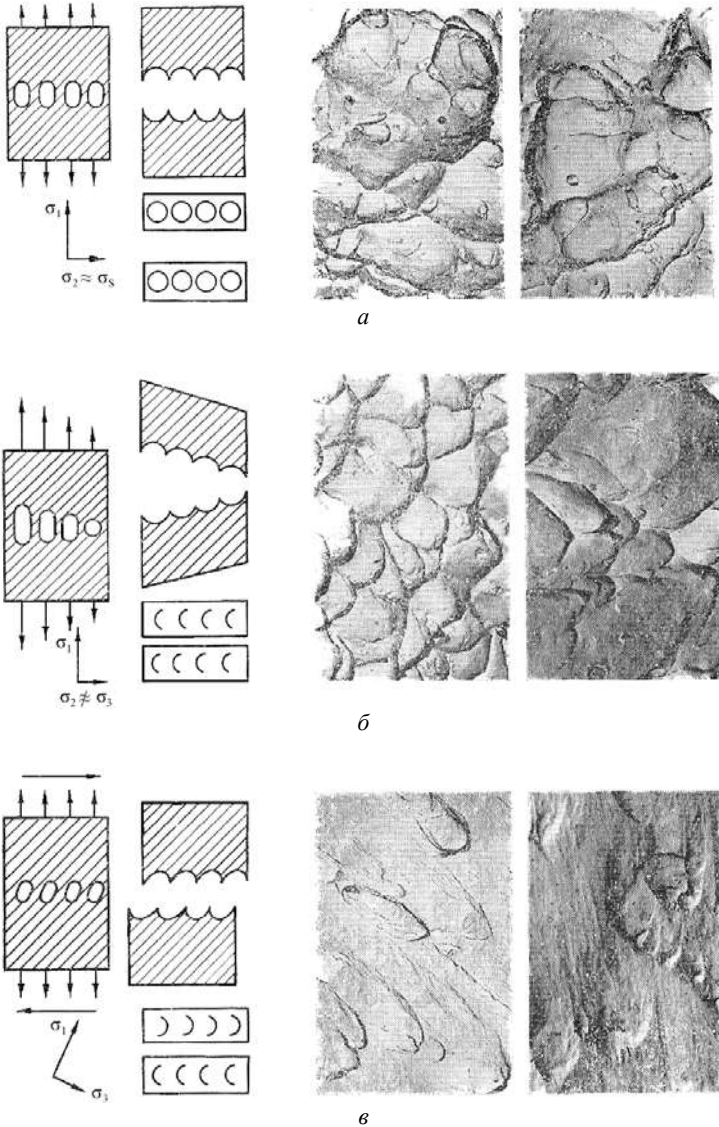


Рисунок 56 – Вплив напрямку максимального напруження на форму ямок в'язкого зламу

*a* – рівновисні ямки (розтягнення); *б* – подовжені ямки (відрив, що розклинює); *в* – витягнуті ямки (зсув).

Основний недолік електронного мікроскопа, що просвічує – це необхідність використання для дослідження зламів спеціальних препаратів – реплік. Растровий електронний мікроскоп дозволяє досліджувати масивні металеві зразки, тобто безпосередньо поверхні зламів.

Принцип дії растрового електронного мікроскопа наведено на рис. 57, а його зовнішній вигляд – на рис. 58.

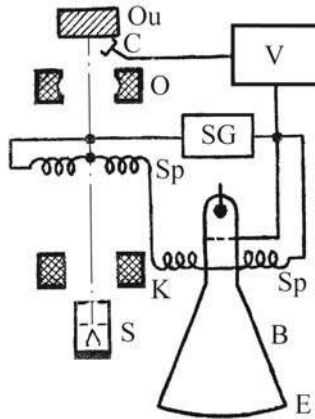


Рисунок 57 – Принцип дії растрового електронного мікроскопа

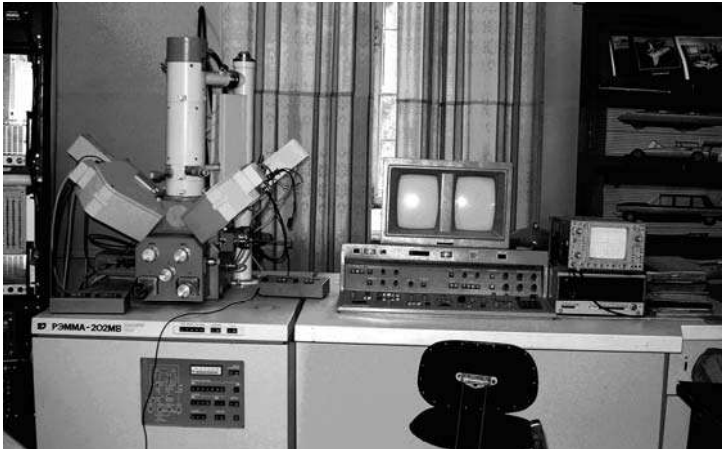


Рисунок 58 – Зовнішній вигляд растрового електронного мікроскопа

За допомогою електронної гармати S та електромагнітних лінз K та O створюється тонкий (діаметром до 5–10 нм) електронний зонд, що під дією відхиляючої системи Sp розгортається у вигляді растру на поверхні зразка Ou.

Відбиті від поверхні зразка вторинні електрони уловлюються детектором С, підсилюються підсилювачем V, та потім модулюють за яскравістю електронний промінь монітору В, на екрані якого Е створюється збільшене зображення зламу. Генератор SG забезпечує синхронне відхилення електронного зонда та електронного променя монітора.

На рис. 59 наведено мікрофрактограми основних видів зламів, що одержані за допомогою растрового електронного мікроскопу.

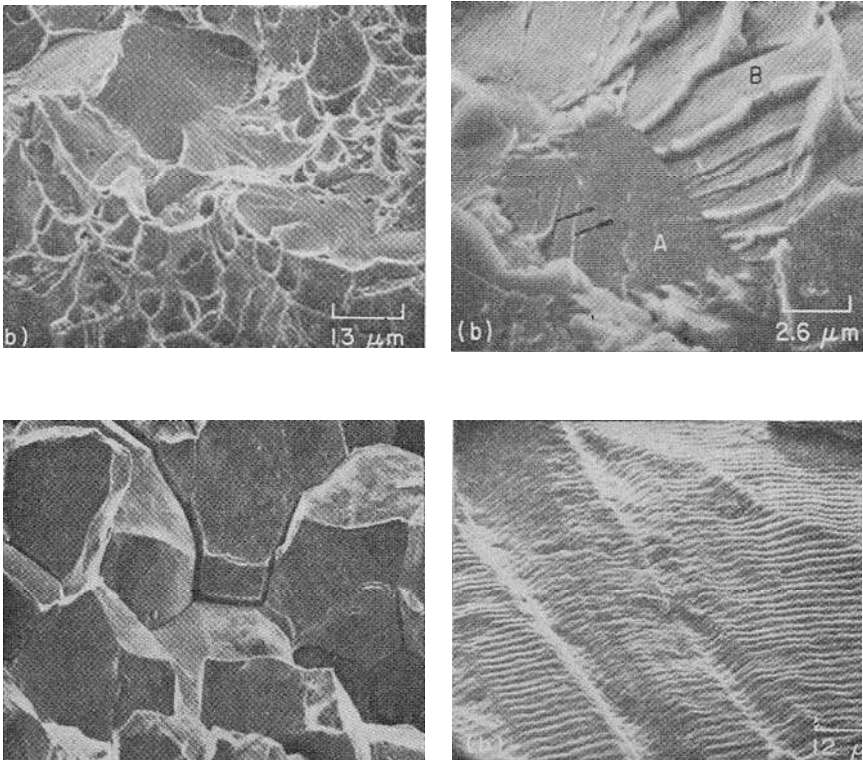


Рисунок 59 – Мікрофрактограми зламів (растровий електронний мікроскоп)

Растровий електронний мікроскоп дозволяє проводити дослідження зламів в широкому діапазоні збільшень – від п'ятикратного до кількох десятків тисяч. Це дозволяє досить швидко визначити безпосередню причину руйнації. На рис. 60 наведено приклад визначення центру руйнації за допомогою серії фрактограм зі зростаючим збільшенням.

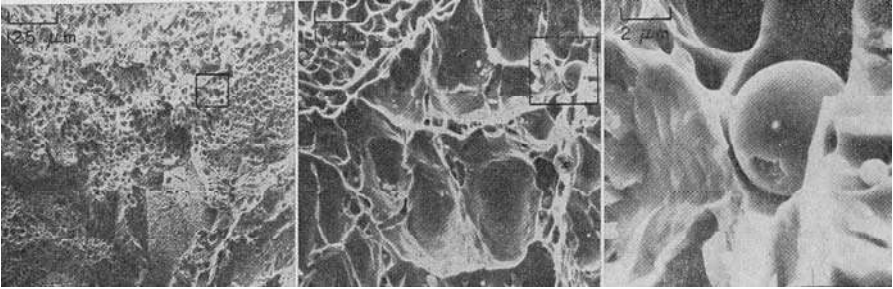


Рисунок 60 – Виявлення центру руйнації за допомогою серії мікрофрактограм

Як підсумок, треба сказати, що не слід розглядати світловий, електронний, що просвічує та електронний растровий мікроскопи як конкуруючі прилади. Вони доповнюють один одного і найбільш доцільним є їх комплексне використання у дослідженні зламів ливарних сплавів.

**ТЕМА 5****ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ****5.1 Два основні методи підвищення міцності ливарних сплавів**

Основна задача, що вирішується при створенні нових або удосконаленні існуючих ливарних сплавів – це підвищення міцності.

Відомо, що міцність металів і сплавів знижується на 2–3 порядки у порівнянні з теоретичною за рахунок наявності дефектів кристалічної решітки, і в першу чергу дислокацій. Тому, якщо отримати досконалі бездефектні металеві кристали, їх міцність сягне теоретичного значення.

На жаль, зараз ще не створені технологічні процеси одержання великих бездефектних монокристалів, з яких безпосередньо можна було б виробляти деталі для машинобудування.

Практично бездефектні кристали, що мають лише одну гвинтову дислокацію, у вигляді так званих «вусів» одержують при осадженні певних елементів із газової фази. Ці кристали мають довжину від 1 до 10 мм, їх діаметр не перевищує 10 мкм. Вони використовуються при створенні, так званих, композитних матеріалів. Використання бездефектних кристалів – це перший напрямок підвищення міцності ливарних сплавів. Взагалі композитний матеріал складається з високоміцного армуючого каркасу та заповнюючої матриці. На рис. 61 наведено схему будови та мікрофрактограму зламу металоматричного композитного матеріалу, що відноситься до ливарних сплавів.

В цьому композитному матеріалі в якості каркасу, або преформи, використовуються волокна монокристалів вуглецю, матриця – литий магній. Сплав містить 40% вуглецю та 60% магнію. Межа міцності досягає 640 МПа при густині  $1950 \text{ кг/м}^3$ . Питома міцність (відношення  $\sigma_B / \rho$ ) цього сплаву дорівнює  $0,328 \text{ МН}\cdot\text{м/кг}$ , що значно перевищує аналогічний показник для високоміцної легованої сталі ( $205 \text{ МН}\cdot\text{м/кг}$ ). Ці сплави використовують в авіа-космічній техніці, наприклад, в деталях космічних човнів типу Шаттл (рис. 62).

Другий метод зміцнення сплавів, який зараз є найбільш поширеним – це гальмування руху дислокацій. Цей метод здійснюється за допомогою декількох механізмів, дія яких узгоджується зі структурою сплавів.

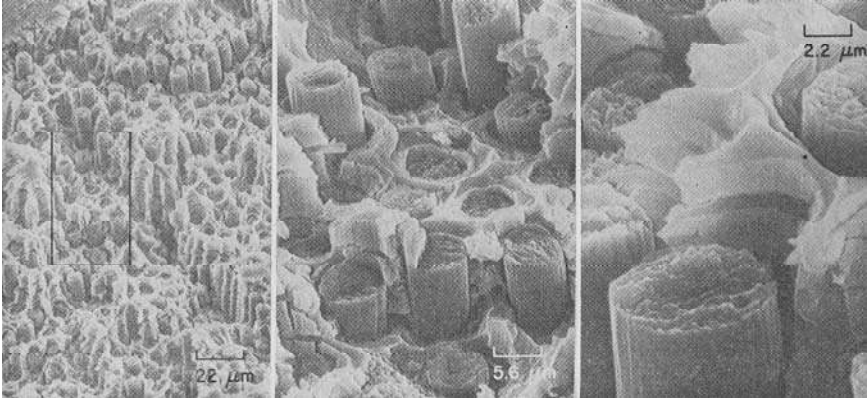
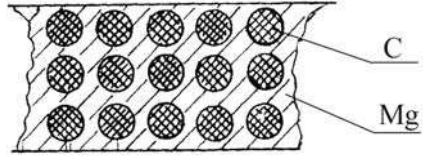


Рисунок 61 – Схема будови і мікрофрактограми композитного матеріалу С – Mg



Рисунок 62 – Космічний корабель Шаттл

## 5.2 Структура ливарних сплавів як складна ієрархічна система

Взагалі структуру сплавів слід розглядати як складну систему, що складається з ієрархії підсистем або рівнів. Кожний елемент верхнього рівня складається з багатьох елементів суміжного нижнього рівня. Елементи суміжних рівнів розрізняються за природою, механізмами формування та розмірам (на два – три порядки). Існують такі рівні структури: макроструктура, мікроструктура, субструктура, мезоструктура, атомна структура.

Макроструктура. Основні структурні елементи рівня – це зерна первинної кристалізації. Розмірність елементів:  $10^{-1}$ – $10^{-3}$  м. Засіб дослідження – спостереження неозброєним оком та мікроскопи малого збільшення.

Мікроструктура. Основні елементи – зерна вторинної кристалізації. В сплавах, що не мають алотропічних перетворювань, макро- та мікроструктура об'єднуються в один рівень. Розмірність елементів складає  $5 \cdot 10^{-3}$ – $10^{-5}$  м. Засіб дослідження – світловий мікроскоп.

Субструктура. Основні елементи – блоки, що розмежуються скупченнями дислокацій, дрібні виділення, що виникають в процесі термообробки. Неметалеві вкраплення знаходяться в межовій галузі мікро- та субструктури. Розмірність елементів –  $10^{-5}$ – $5 \cdot 10^{-8}$  м. Засіб дослідження – електронний мікроскоп.

Мезоструктура. Головні елементи – атомно-кристалічні чарунки та фрагменти атомно-кристалічної решітки, дислокації та інші дефекти твердого металу. Розмірність елементів –  $5 \cdot 10^{-8}$ – $1 \cdot 10^{-10}$  м. Засоби дослідження – іонний проектор.

Атомний рівень. Елементи рівня – атоми та їх зовнішні електронні оболонки. Розмірність елементів –  $10^{-10}$ – $10^{-13}$  м. Засіб дослідження – рентгенівське випромінювання.

### 5.3 Зміцнення ливарних сплавів на атомному рівні

На атомному рівні дислокації можна закріпити за рахунок утворення твердого розчину атомів легуючих елементів в основі. Розрізняються тверді розчини заміщення і тверді розчини втілення.

Твердий розчин заміщення виникає коли місця в деяких вузлах кристалічної решітки основи займають атоми іншого елемента, тобто шляхом заміщення атомів основи (рис. 63).

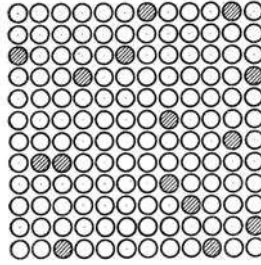


Рисунок 63 – Схема твердого розчину заміщення

Межі розчинності будь-якого елемента у визначеній основі можна оцінити за допомогою емпіричного правила Юм-Розері. Широка область розчинності можлива, коли наявні такі умови:

1. Різниця в атомних радіусах легуючого елемента та матриці не перевищує 10–15%.
2. Елементи мають практично однакові електрохімічні властивості.
3. Їх кристалічні решітки ізотопні.

При виконанні всіх цих умов утворюється безперервний ряд твердих розчинів (наприклад, Cu – Ni), а при частковому виконанні цих умов розчинність у твердому стані є обмеженою.

При утворенні твердих розчинів твердість та електричний опір найчастіше збільшуються, а теплопровідність та пластичні властивості – знижуються.

Ближній порядок виникає, коли реалізується тенденція до розміщення в якості ближніх сусідів різнорідних атомів. Енергія зв'язку між різнорідними атомами є більшою, ніж між однорідними (рис. 64).

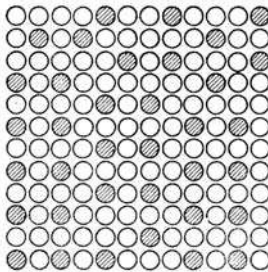


Рисунок 64 – Ближній порядок

Дальній порядок, або надструктура, виникає за наявності певного (stechiometricного) співвідношення кількості різнорідних атомів, що утворюють певну решітку. Надструктури є стійкими тільки нижче певної температури, коли зберігається закономірне розміщення різнорідних атомів у певних вузлах надгратки. На рис. 65 наведені схеми надструктури золота і міді.

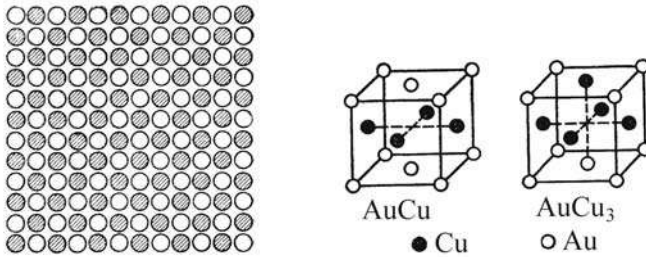


Рисунок 65 – Надструктури

Тверді розчини втілення утворюються коли у міжвузлові частини кристалічної решітки основи втілюються чужорідні атоми елемента, що розчинюється (частіше металоїдів із малим атомним радіусом) (рис. 66). Незважаючи на малу розчинність таких елементів, вони значно зміцнюють сплави.

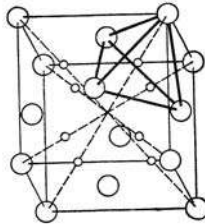


Рисунок 66 – Схема твердого розчину втілення

Твердорозчинне зміцнення пояснюється взаємодією дислокацій. Для ОЦК металів та їх сплавів взаємодія між дислокаціями, а також розміщення дислокацій є аналогічними. Але утворення сплаву викликає поступові зміни, як у розташуванні дислокацій, так і в їх взаємодії. При цьому міцність сплавів підвищується.

Фази втілення – це надструктури в системах розчинів втілення. Вони мають напівметалевий блиск, високу твердість і зносостійкість.

Для зміцнення ливарних сплавів використовуються такі фази втілення, як карбіди, боріди, силіциди. На рис. 67 зображено структуру карбіду вольфраму.

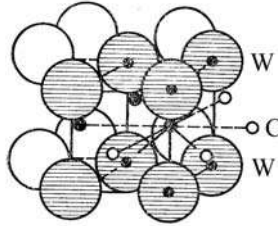


Рисунок 67 – Структура фази втілення – карбіду вольфраму

Навіть у стані рівноваги в областях розтягнення вальних та стискуваних напружень навколо дислокацій утворюються хмари атомів легуючих елементів, так звані, хмари Котрела (рис. 68).

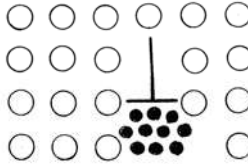


Рисунок 68 – Хмари Котрела

Атоми легуючих елементів можна розглядати, як нуль-мірні перешкоди руху дислокацій. Зміцнення за рахунок твердого розчину можна визначити за допомогою наступного рівняння:

$$\Delta\sigma_c = G \cdot \varepsilon^2 \cdot C^2, \quad (44)$$

де  $G$  – модуль зсуву;

$C$  – концентрація розчинених атомів ( $C \geq 1\%$ ).

$$\varepsilon = \frac{(r - r_0)}{r_0}, \quad (45)$$

де  $r_0$  – розмір атомів основи;

$r$  – розмір атомів легуючого додатку.

При  $C \leq 1\%$  слід використовувати наступне рівняння:

$$\sigma = A \cdot G \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \cdot C^{\frac{1}{2}}, \quad (46)$$

де  $A$  – константа, яка залежить від матеріалу.

Це є перший механізм зміцнення.

Основний метод дослідження вказаних структур – рентгеноструктурний аналіз. Він здійснюється з метою отримання інформації щодо форми та розмірів елементарної чарунки, кількості атомів, що знаходяться в елементарній чарунці, розмірів чарунки та решітки.

Рентгенівське випромінювання є одним з видів електромагнітного випромінювання та має довжину хвилі  $10^{-12}$ – $10^{-8}$  м, тобто порядку між-атомних відстаней. Для дослідження монокристалів використовується метод Лауе (рис. 69), полікристалів – метод Дебая – Шерера (рис. 70).

При рентгеноструктурному аналізі одержують, так звані, дифракційні картини, за допомогою яких для монокристалів визначають орієнтування кристалу, параметри решітки, симетрії решітки. Для полікристалів визначають параметри решітки, оцінюють щільність дефектів кристалів, пружні напруження, текстури.

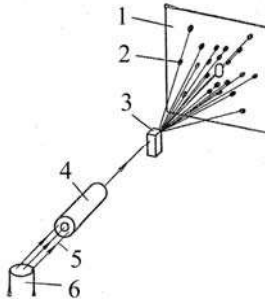


Рисунок 69 – Схема рентгеноструктурного аналізу монокристалів

- 1 – плівка; 2 – інтерференційна пляма; 3 – монокристал (не обертається);  
4 – коліматор; 5 – поліхроматичне рентгенівське випромінювання;  
6 – анод рентгенівської трубки.

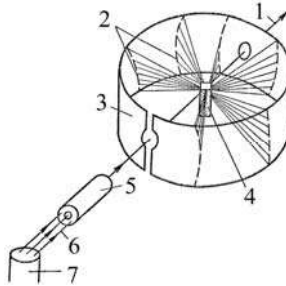


Рисунок 70 – Схема рентгеноструктурного аналізу полікристалів

- 1 – первинний пучок; 2 – інтерференційні смуги; 3 – плівка;  
 4 – полікристалічний об'єкт; 5 – коліматор;  
 6 – монохроматичне рентгенівське випромінювання;  
 7 – анод рентгенівської трубки.

#### 5.4 Зміцнення сплавів на рівні мезоструктури

На рівні мезоструктури реалізується дислокаційний механізм зміцнення. При наявності дислокацій критичне напруження течії  $\sigma_T$ :

$$\sigma_T \approx \rho^{\frac{1}{2}}, \quad (47)$$

де  $\rho$  – щільність дислокацій;

При пластичній деформації відбувається утворення великої кількості нових дислокацій. В результаті такого розмноження кількість дислокацій зростає з  $10^6$ – $10^8$  у відпаленому стані до  $10^{11}$ – $10^{12}$  після пластичної деформації, тобто на чотири порядки. Через утворення нових дислокацій та підвищення їх щільності з'являються обмеження для руху кожної дислокації, що прогресивно збільшуються. Взаємні обмеження руху дислокацій є причиною дислокаційного зміцнення. Дислокаційне зміцнення можна визначити за таким рівнянням:

$$\sigma_T = a \cdot G \cdot b \cdot \rho^{\frac{1}{2}} \cdot 2 \cdot \pi, \quad (48)$$

де  $G$  – модуль зсуву;

$\rho$  – щільність дислокацій;

$b$  – вектор Бюргерса;

$a$  – постійна (для гвинтової дислокації  $a = 1$ , для крайової –  $a = 1,5$ ).

Максимальна щільність дислокацій, що може бути досягнутою при холодному наклепі, дорівнює  $10^{10}$  одиниць на  $\text{см}^2$ . Це – другий механізм зміцнення.

Основні методи дослідження – електронна мікроскопія та іонний проектор, або автоіонний мікроскоп.

Схему автоіонного мікроскопа наведено на рис. 71. Зразок 3 має вигляд гостро заточеного шпичака. Він охолоджується рідким воднем 2. До зразку прикладається висока напруга 1 (5–25 кВ). Колонна автоіонного проектора заповнюється зображуючим газом (гелієм або воднем) під тиском  $10^{-3}$  мм рт.ст. Атоми або молекули газу, що наближуються до шпичака, іонізуються або поблизу від нього, або на шляху до шпичака, або коли відскакують від шпичака. Потім іони прискорюються в напрямку до екрану 6, де і утворюють збільшене зображення зони іонізації. Збільшення сягає двох мільйонів разів, тому можна спостерігати окремі атоми та дефекти кристалічної решітки (рис. 72). Недоліком автоіонної мікроскопії є необхідність створення для іонізації електричного поля напруженістю 50 000 МВ / м. В таких полях усі метали з відносно невеликими температурами плавлення, наприклад, залізо, навіть при температурі рідкого гелію випаровується настільки швидко, що це заважає спостеріганню стабільної структури.

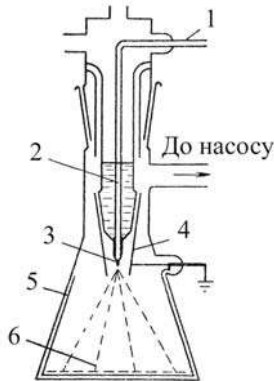


Рисунок 71 – Схема автоіонного проектора

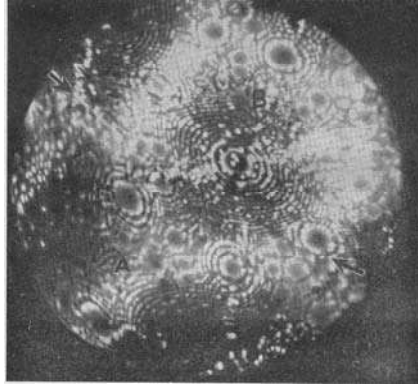


Рисунок 72 – Зображення в іонному проекторі сплаву W – Rh

### 5.5 Зміцнення ливарних сплавів на рівні субструктури

На рівні субструктури діє механізм зміцнення сплавів за рахунок гальмування дислокацій частинками інших фаз. Необхідною умовою для створення ефекту зміцнення частками є висока твердість часток, для того щоб дислокації не могли проникнути у ці частки та не деформували їх. Коли частки не перерізаються дислокаціями, останні при зростанні напруження згинаються у півколо. Це є, так званий, механізм Орована (рис. 73).

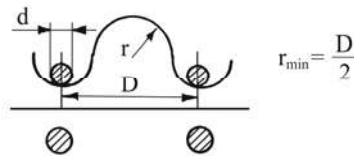


Рисунок 73 – Механізм Орована

Зміцнення частинками можна визначити за допомогою рівняння:

$$\Delta\sigma_3 = \beta \cdot G \cdot b \cdot d^{-1}, \quad (49)$$

де  $G$  – модуль зсуву;  
 $\beta$  – постійна ( $\beta \approx 0,5$ );  
 $b$  – вектор Бюргера;  
 $d$  – розмір частинок.

Оптимальними з точки зору гальмування дислокацій є наступні умови: відстань між частинками  $D \leq 0,1$  мкм, розмір часток  $d \leq 0,01$  мкм.

Особливе значення зміцнення частками має для сплавів на основі кольорових металів. Цей процес зветься дисперсійним твердінням. У сплавах типу дюралюміній фазою, що зміцнює, є дрібні частки інтерметалідної фази  $\text{Cu}_3\text{Al}$ . Взагалі інтерметалідні сполуки утворюються у середніх частинах діаграм стану за межею твердих розчинів, коли не виконується правило Юм-Розері. Інтерметалідні фази характеризуються проявленням гетерополярної та гомеополярної складових частин зв'язку поряд з металевим зв'язком при повній або частковій стехіометрії. Інтерметаліди більш стабільні ніж надструктури, вони тверді, крихкі, мають невелику електропровідність.

Зміцнення частками – це третій механізм зміцнення.

Дослідження субструктури здійснюється за допомогою електронних мікроскопів.

### 5.6 Зміцнення ливарних сплавів на рівні мікроструктури

Реальні сплави – це, як правило, полікристалічні об'єкти, що складаються з окремих зерен. Взагалі у полікристалічних сплавах межа текучості є більшою, ніж у монокристалічних.

Вплив розміру зерна на межу текучості оцінюється за допомогою рівняння Петча-Хола:

$$\sigma_T = \sigma_{iy} + k_y \cdot d^{-0,2}, \quad (50)$$

де  $\sigma_{iy}$  – напруження тертя, що повинні подолати дислокації, коли останні рухаються в дуже великих зернах;

$k_y$  – коефіцієнт, що чисельно віддзеркалює опір зерен руху дислокацій;

$d$  – середній розмір феритних зерен в сталі з низьким вмістом вуглецю.

Для перлітних сталей існує подібна залежність, але замість розмірів феритних зерен треба застосувати товщину феритних пластин. В загальному вигляді  $d$  можна уявляти, як величину вільного пробігу дислокацій.

Зміцнення сплавів за допомогою елементів мікроструктури здійснюється на другому структурному рівні. Це четвертий механізм зміцнення ливарних сплавів.

Дія основних чотирьох механізмів зміцнення в сплавах на основі заліза наведено на рис. 74.

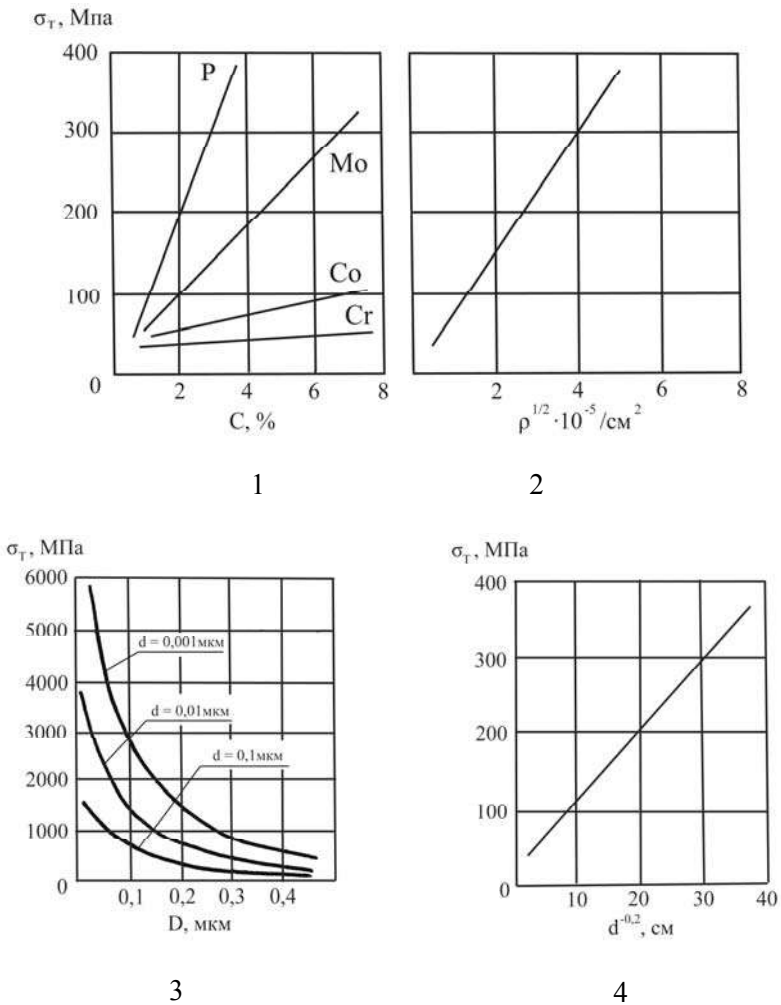


Рисунок 74 – Дія основних механізмів зміцнення ливарних сплавів

- 1 – зміцнення за рахунок твердого розчину;
- 2 – зміцнення за рахунок дислокацій;
- 3 – зміцнення частинками;
- 4 – зміцнення за рахунок меж зерен.

### 5.7 Комбінації основних механізмів зміцнення

Кожен з чотирьох основних механізмів зміцнення має деякі обмеження, що перешкоджають досягненню теоретичної міцності при їх екстраполяції до високої щільності перешкод.

Концентрація розчинених атомів, що викликають твердорозчинене зміцнення, обмежена максимальною розчинністю елементу  $C_{max}$ . На рис. 75 наведено вплив концентрації срібла на межу текучості сплаву золото – срібло. Максимальній міцності відповідає вміст срібла 50%.

Можливість збільшення щільності дислокацій також обмежена через те, що коли відстань між дислокаціями дуже мала, вони навіть при кімнатній температурі або рекомбінують (з'єднуються), або анігілюють (знищуються).

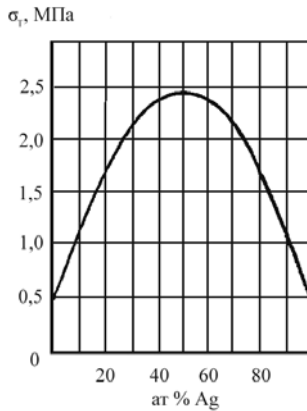


Рисунок 75 – Вплив концентрації срібла на межу текучості сплаву Au – Ag

При зміцненні частками, кількість їх в сплаві також обмежена.

Обмеження існують і для зміцнення за рахунок меж зерен. Шляхом швидкого охолодження або рекристалізаційної обробки практично неможливо одержати діаметр зерен менше одного мкм. Міцність може бути підвищена за рахунок збільшення коефіцієнту  $k_g$ , шляхом створення сегрегацій на межах зерен, але при цьому виникає зерномежева крихкість.

Таким чином, використання будь-якого одного механізму зміцнення не є припустимим шляхом для того, щоб наблизитись до теоретичної міцності. Навіть коли це вдається, то тільки за рахунок втрати пластичності. Тому краще використовувати комбінацію декількох механізмів зміцнення. 10 основних комбінацій чотирьох механізмів зміцнення наведені в табл. 5.

Таблиця 5 – 10 комбінацій чотирьох основних механізмів зміцнення ливарних сплавів

Твердорозчинене зміцнення	М	МТ	МК	МУ	ММ
Дислокаційне зміцнення	У	УТ	УК	УУ	
Зміцнення дрібним зерном	К	КТ	КК		
Зміцнення частками	Т	ТТ			

Найбільш ефективні подвійні комбінації механізмів зміцнення наведено в табл. 6.

Таблиця 6 – Найбільш ефективні подвійні комбінації механізмів зміцнення

Дрібнозернистий твердий розчин	МК
Холоднодеформований твердий розчин	МУ
Твердий розчин з атомами втілення або заміщення	ММ
Дисперсійно зміцнений сплав після холодної деформації	УТ
Дрібнозернистий дисперсійно зміцнений сплав	КТ
Сплав, зміцнений межами зерен і двійниками	КК
Сплав, зміцнений частинками двох видів або двох різних ступенів дисперсності, одержаних за допомогою подвійної обробки	ТТ

Приклад зміцнення сталі за допомогою двох механізмів наведено на рис. 76.

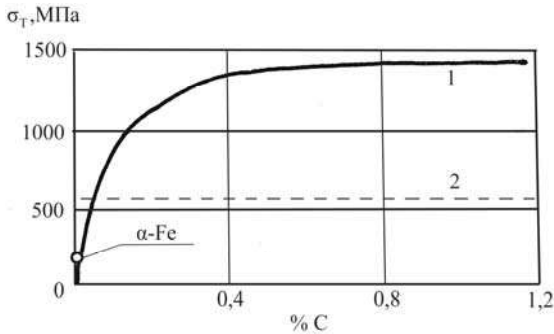


Рисунок 76 – Зміцнення вуглецевої сталі за допомогою двох механізмів

- 1 – зміцнення за допомогою атомів вуглецю (твердий розчин);
- 2 – зміцнення дефектами решітки при перетворенні.

Зараз створено сплави, в яких діють усі чотири механізми зміцнення. Це, наприклад, мартенситно-старіюча сталь, що містить 28% нікелю та 12% алюмінію. Дія основних механізмів зміцнення на межу текучості мартенситно-старіючої сталі наведено на рис. 77.

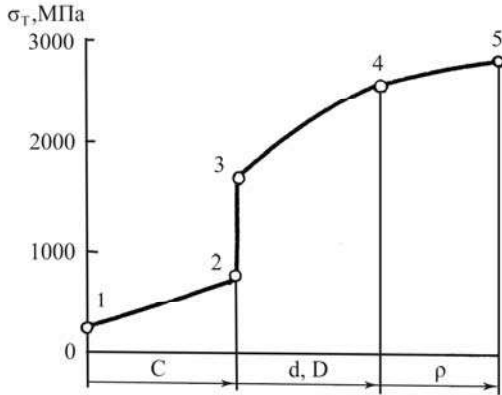


Рисунок 77 – Дія основних механізмів зміцнення на межу текучості мартенситно-старіючої сталі

- 1–2 – твердорозчинене зміцнення;
- 2–3 – зміцнення дефектами ґратки (мартенситне перетворення);
- 3–4 – зміцнення дисперсійними частинками;
- 4–5 – зміцнення дислокаціями (для деформованого металу).

Межу текучості сплаву можна визначити за допомогою рівняння, що враховує усі головні механізми зміцнення. Це рівняння має наступний вигляд:

$$\sigma_T = \frac{\sigma_{iy} + \Delta\sigma_w + \left(\Delta\sigma_{H1}^2 + \Delta\sigma_{H2}^2\right)^{\frac{1}{2}} + k_y}{D^{\frac{1}{2}}}, \quad (51)$$

Індексми  $W$  та  $H$  позначено відповідно м'які та тверді перешкоди, тобто такі, що вимушують дислокації незначно ( $W$ ) або значно ( $H$ ) прогинатися. Постійна,  $k_y$ , рівняння Петча- Хола залежить від існування твердих перешкод.

Два види твердих перешкод позначені як  $H1$  та  $H2$ . Таким чином, межа текучості – одна з найважливіших механічних властивостей може бути досить коректно розрахована для складної структури ливарних сплавів. На цій основі можливо спрямовано виконувати розробку ливарних сплавів та методів їх термічної обробки.

**ТЕМА 6****НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ В ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ**

12 квітня 1912 року в Атлантичному океані затонув найбільший пасажирський корабель того часу – Титанік (рис. 78), що зіткнувся з айсбергом. Цей корабель був для того часу шедевром кораблебудування з точки зору безпеки, тому катастрофа довгий час вважалась загадковою. В кінці вісімдесятих років минулого сторіччя Титанік було знайдено на глибині трьох кілометрів на дні Атлантичного океану. За допомогою автоматичних підводних пристроїв окремі металеві елементи конструкції було піднято на поверхню і досліджено методами сучасного фізичного металознавства. Ці дослідження показали, що заклепки, за допомогою яких були скріплені між собою елементи корпусу корабля, було виготовлено зі сталі, що містила велику кількість неметалевих вкраплень (рис. 79). Було виплавлено сталь за технологією початку ХХ сторіччя з неметалевими вкрапленнями. З цієї сталі виготовили заклепки. Випробування цих заклепок показало, що їх міцність була значно нижчою за межу міцності, що було прийнято при розрахунках корпусу корабля. Таким чином, сталь з великою кількістю неметалевих вкраплень була основною причиною загибелі цього корабля.

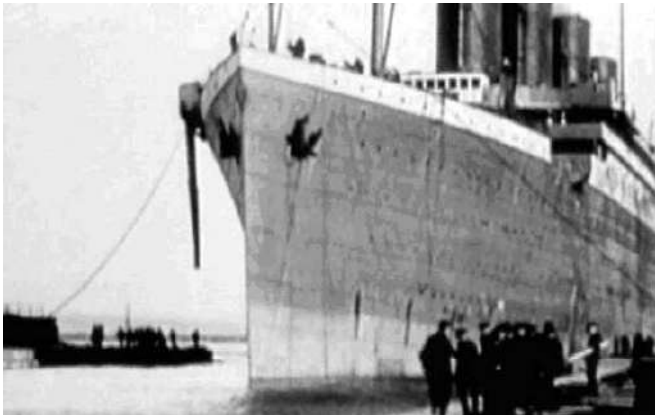


Рисунок 78 – Пасажирський корабель Титанік

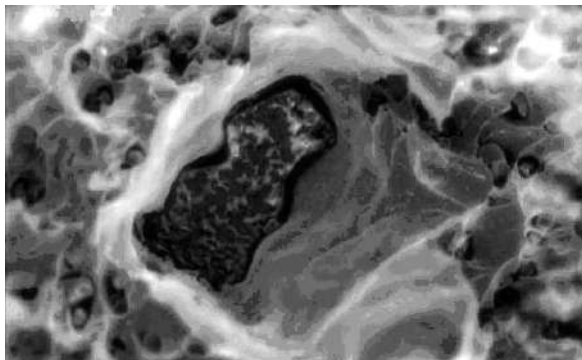


Рисунок 79 – Неметалеві вкраплення в зламі заклепки з корабля Титанік

В питаннях дослідження неметалевих вкраплень досягнуто значних успіхів. Сформувались наукові школи, які протягом довгого часу вивчали неметалеві вкраплення. Серед вчених, які очолювали ці школи, слід відмітити академіка А. М. Самаріна, професорів В. І. Явойського, М. І. Віноград, Д. Я. Поволоцького. Одну з найвідоміших українських наукових шкіл заснував та довгий час очолював член-кореспондент НАН України, доктор технічних наук, професор Ю. А. Шульте (рис. 80).



Рисунок 80 – Член-кор. НАН України, доктор технічних наук, професор Ю. А. Шульте

Академік А. А. Байков наступним чином формулював умови, що є необхідними для одержання якісної сталі: мінімум шкідливих домішок, відсутність газових пухирів та чистота за неметалевими вкрапленнями. Боротьба зі шкідливими домішками і газами ведеться в литій сталі досить успішно, третя умова – чистота за неметалевими вкрапленнями порушується найбільш часто. Вкраплення порушують однорідність литої сталі та погіршують її властивості.

### **6.1 Класифікація неметалевих вкраплень**

За походженням неметалеві вкраплення в сталі розділяють на дві групи: ендегенні, що утворюються в процесі реакцій металургійного процесу, та екзогенні, що механічно попадають в сталь.

За хімічним складом неметалеві вкраплення розділяють на сульфідні, оксидні, нітридні та фосфідні – хімічні з'єднання деяких металевих компонентів, що входять до складу сталі, відповідно із сіркою, киснем, азотом та фосфором.

За часом утворення ендегенні вкраплення розділяють на первинні, що утворюються внаслідок зниження розчинності елементів - розкислювачів при зниженні температури рідкої сталі від температури випуску з плавильного агрегату до температури розливки, вторинні, що утворюються при подальшому зниженні температури від температури розливки до температури ліквідусу, третинні, що утворюються в двофазній зоні та четвертинні, або післякристалізаційні, що утворюються в твердій сталі.

За зовнішньою формою неметалеві вкраплення розділяють на глобулярні, гострокутові та неправильної форми.

Крім того, неметалеві вкраплення розділяють на кристалічні та аморфні.

### **6.2 Оксидні вкраплення**

Оксидні вкраплення утворюються на всіх етапах плавки та розливки сталі. Але найбільша кількість цих включень утворюється в процесі розкислення сталі. При цьому утворюються переважно оксиди тих елементів – розкислювачів, що в даних умовах мають найвищу здібність до розкислення. Наприклад, в сталі, що є розкисленою марганцем та кремнієм, в залежності від їх вмісту, зустрічаються тільки силікати різної основності (рис. 81). В сталі, що є розкисленою алюмінієм, переважним типом оксидних включень є глинозем або корунд

(рис. 82). Слід відмітити, що в присутності більш слабких розкислювачів, суттєво зростає ефективність алюмінію. Тому в сталі, що розкислена алюмінієм, можна знайти комплекси складних алюмокремнемарганцевих силікатів (рис. 83).

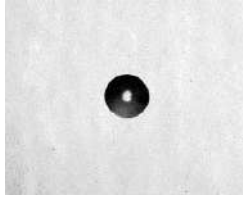


Рисунок 81 – Силікатне вкраплення в литій вуглецевій сталі (×500)



Рисунок 82 – Вкраплення корунду в сталі, що є розкисленою алюмінієм (×500)



Рисунок 83 – Складний алюмокремнемарганцевий силікат (×500)

Всі типи оксидних включень, що утворюються в сталі, мають характерні зовнішні ознаки та можуть бути досить точно визначеними при металографічних методах контролю.

### 6.3 Сульфідні вкраплення

Розчинність сірки в твердому залізі є дуже малою – нижчою, ніж 0,003%. Додатки легуючих елементів дещо її збільшують, але можна вважати, що сірка в твердій сталі знаходиться переважно у вигляді сульфідних вкраплень. З усіх елементів, що присутні в сталі, саме сірка має найбільший коефіцієнт сегрегації, внаслідок чого навіть за умов низького її вмісту в великих виливках можливе виникнення досить великих сульфідних вкраплень.

Утворення сульфідних вкраплень відбувається переважно у двофазній зоні, тому ці вкраплення мають схиліть виділятися на межах литих зерен.

В литій сталі утворюються головним чином сульфіди марганцю та сульфіди заліза. Температура плавлення сульфіду марганцю 1610°C, сульфіду заліза – 1190°C. Сульфід заліза із залізом утворює евтектику з температурою плавлення 985°C, що має схильність до розташування по межах литих зерен. При нагріванні виливків або злиwkів до такої температури спостерігають червоноламкість сталі. Щоб уникнути цього явища слід прагнути в литій сталі мати переважно сульфіди марганцю.

В вуглецевих машинобудівних литих сталях зі звичайним (0,4–0,7%) вмістом марганцю переважають сульфіди наступного складу: 75% сульфіду марганцю та 25% сульфіду заліза. Форма сульфідних вкраплень залежить від особливостей кінцевого розкислення сталі.

В сталі, що є розкисленою марганцем та кремнієм, сульфіди мають глобулярну форму (рис. 84), в сталі, що є розкисленою алюмінієм, сульфіди або утворюють ланцюжки по межах зерен, (рис. 85), або мають кристалічну форму і розташовуються дезорієнтовано відносно меж зерен (рис. 86).

В легованих сталях частина сірки є пов'язаною з хромом, молібденом, титаном та іншими легуючими елементами. На склад сульфідних вкраплень вирішальний вплив має співвідношення вмістів марганцю та сірки. При співвідношенні  $Mn / S = 1,5$  сталь містить 80% сульфіду марганцю, при співвідношенні  $Mn / S \geq 10$ , що є характерним для більшості стандартних вуглецевих та легованих сталей для виливків, в складі сульфідів міститься 95% сульфіду марганцю та 5% сульфіду заліза.

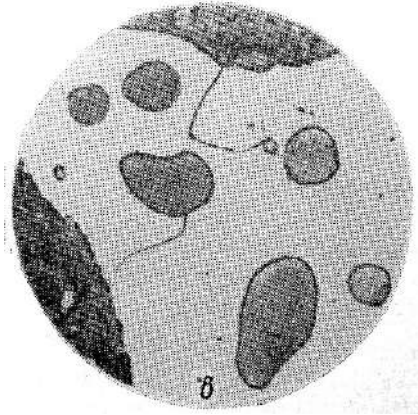


Рисунок 84 – Сульфідні вкраплення в сталі, розкисленій кремнієм і марганцем

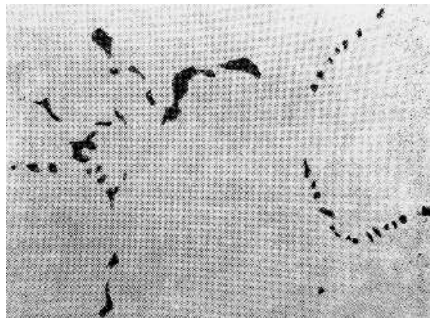


Рисунок 85 – Сульфідні вкраплення в сталі, розкисленій алюмінієм (0,02%)

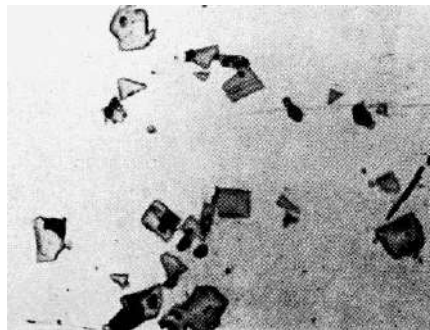


Рисунок 86 – Сульфідні вкраплення в сталі, розкисленій алюмінієм (0,1%)

### 6.4 Нітридні вкраплення

Зараз більша частина сталей для виливків виплавляється в електропечах, зокрема у дугових. При цьому вміст азоту в вуглецевій та легованій сталі досягає 0.01–0,012%. Згідно термодинамічним розрахункам, в сталі, що є розкисленою тільки кремнієм, азот знаходиться тільки в твердому розчині, тому в такій сталі нітридні вкраплення відсутні. Вкраплення нітридів з'являються в литій сталі, що містить такі елементи, як титан, цирконій, церій, лантан, алюміній, ванадій. Найбільш стійкі нітриди утворюють титан і цирконій. Нітриди титану мають кубічну форму золотистого або рожевого кольору (рис. 87). Склад вкраплень відповідає формулі  $TiN$ . Температура плавлення нітриду титану дорівнює  $2900^{\circ}C$ .

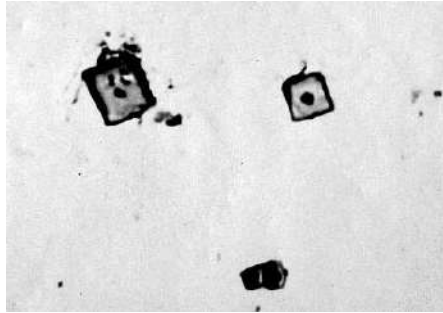


Рисунок 87 – Вкраплення нітридів титану ( $\times 500$ )

Нітриди алюмінію спостерігаються в литій сталі, що містить алюміній в якості легуючого елементу, у вигляді дрібних гострокутних кристалів сірого кольору (рис. 88). При звичайних концентраціях алюмінію та азоту у вуглецевих сталях нітриди алюмінію мають вигляд дрібнодисперсних часток, що можна побачити тільки за допомогою електронного мікроскопу (рис. 89).

В сталі з відносно великим ( $\geq 0,05\%$ ) вмістом фосфору можливо утворення специфічних неметалевих вкраплень – фосфідної евтектики (рис. 90).

Фосфідна евтектика уявляє собою складні комплекси типу  $Fe - Fe_nP_m - MnP_y$ . Найчастіше ці вкраплення зустрічаються в сталі 110Г13Л з великим вмістом фосфору.

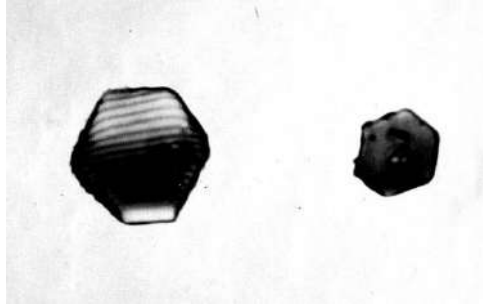


Рисунок 88 – Вкраплення нітридів алюмінію в сталі 38ХМЮА ( $\times 500$ )

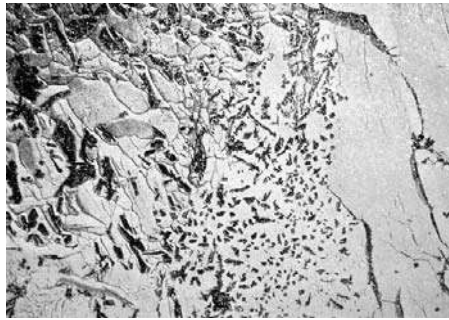


Рисунок 89 – Вкраплення нітридів алюмінію на межах зерен вуглецевої сталі ( $\times 5000$ )



x115



x1350

Рисунок 90 – Вкраплення фосфідної евтектики в високомарганцевій сталі

### 6.5 Екзогенні вкраплення

Екзогенні вкраплення – це сторонні частки, що потрапляють у сталь. Зазвичай, ці вкраплення уявляють собою піщані зерна, що відірвалися від поверхні ливарної форми, зерна вогнетривких матеріалів, частки пічного шлаку. Але в балансі екзогенних вкраплень, що зустрічаються у сталевих виливках, переважають вкраплення, що були утворенні внаслідок ерозії ливарної форми. При цьому більшу схильність до забруднення екзогенними вкрапленнями мають виливки, що було одержано у сирих формах. Ливарний пригар можна розглядати як сукупність екзогенних вкраплень, що розташовано на поверхні сталевих виливків.

Встановлено, що ступінь забруднення сталі екзогенними вкрапленнями є тісно пов'язаною саме з явищем пригару.

Відомо, що чим більшим є відношення вмісту марганцю до вмісту кремнію, тим більшим є забрудненість литої сталі. Тому сталь 110Г13Л є найбільш небезпечною відносно забрудненості екзогенними вкрапленнями. В цій сталі екзогенні вкраплення уявляють собою відірвані від поверхні форми та ошлаковані закисом марганцю піщані частинки (рис. 91).

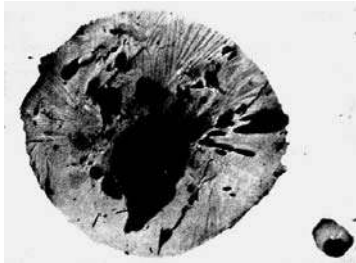


Рисунок 91 – Екзогенне вкраплення у виливку зі сталі 110Г13Л

### 6.6 Методи аналізу неметалевих вкраплень

Для встановлення впливу неметалевих вкраплень на фізико-механічні властивості сталі треба визначити склад неметалевих вкраплень та їх кількість.

Склад неметалевих вкраплень визначається за допомогою методів якісного аналізу, кількість – за допомогою методів кількісного аналізу.

Методи якісного аналізу неметалевих вкраплень можна розділити на чотири основні групи: хімічний, петрографічний, фізичний та металографічний. Розглянемо ці методи.

Хімічний метод передбачає вилучення вкраплень з металу та їх наступний хімічний аналіз. В процесі вилучення неметалеві вкраплення не повинні бути зруйновані, повинен бути збережений їх хімічний склад, необхідно запобігти забрудненню вкраплень сторонніми речовинами або сполуками вторинних реакцій.

Найбільш розповсюдженим засобом вилучення неметалевих вкраплень з ливарних сплавів є електролітичний. Сутність його полягає в анодному розчиненні в спеціальному електроліті металевго зразка і осадженні в судині з колодію неметалевих вкраплень у вигляді осадку. Колодій уявляє собою 4% розчин нітроцелюлози в суміші етилового спирту (1 частина) та ефіру (7 частин).

Тонкий шар колодію вільно пропускає іони, але є непроникним для твердих часток субмікроскопічних розмірів. Схема електролітичного вилучення неметалевих вкраплень наведена на рис. 92.

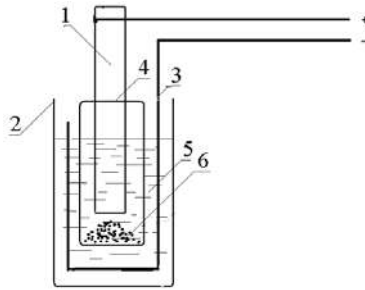


Рисунок 92 – Схема електролітичного вилучення неметалевих вкраплень

Циліндричний зразок 1 з'єднано з позитивним полюсом джерела постійного струму. Зразок має діаметр 15–20 мм і довжину 120–150 мм. Він оточений колодієвою судиною 4 і розташований в ванні 2 з електролітом 5. Катод 3 з'єднано з негативним полюсом джерела постійного струму. Вилучені неметалеві вкраплення, а також карбіди у вигляді осадку 6 утримуються всередині колодієвої судини. Карбіди за допомогою певних хімічних реактивів розчиняються, залишаються лише неметалеві вкраплення, що потім зважуються на чутливих терезах. Таким чином визначають загальний ваговий вміст неметалевих вкраплень в металі. Хімічний склад вкраплень визначають спеціальними мікрохімічними методами.

Хімічний метод визначення неметалевих вкраплень має суттєві недоліки. Немає впевненості, що вкраплення після вилучення та пода-

льшої хімічної обробки збереглися в первинному вигляді. Цей метод не дає відомостей про форму вкрапель, їх розподіл, здібність до деформування. Процес вилучення вкрапель та наступного їх аналізу є дуже тривалими.

Визначити склад вилучених неметалевих вкрапель за їх мінералогічними ознаками дозволяє петрографічний аналіз. Він здійснюється за допомогою поляризаційних мікроскопів МИН-4 (рис. 93), МИН-5, МИН-8, АМРVIVAL.

Петрографічним методом можна визначити морфологічні ознаки вкрапель: розмір, форму, забарвленість, прозорість, оптичні константи – показник переломлення, двопереломлення.

Препарат для петрографічного аналізу уявляє собою невелику кількість вилучених включень, що розміщуються між предметним та покривним склом у краплині імерсійної рідини. Цей препарат спостерігається в прохідному поляризованому світлі. Для визначення природи вкрапель треба знати їх форму. Вкраплення можуть бути правильної кристалічної (ідіоморфної) форми, округлої (глобулярної) та неправильної (уламкової) форми. Ідіоморфними можуть бути тільки ендогенні вкраплення. Уламкова форма спостерігається найчастіше у екзогенних вкрапель.

Крім форми спостерігається забарвлення вкрапель. Деякі вкраплення змінюють забарвлення при обертанні столика мікроскопу. Це оптичне явище зветься плеохроїзмом та спостерігається у анізотропних вкрапель.



Рисунок 93 – Поляризаційний мікроскоп МИН-4

Показник переломлення визначають імерсійним методом, для чого вкраплення занурюють в імерсійну рідину.

Окремі неметалеві вкраплення можна вилучити локально безпосередньо з поверхні металографічного шліфа. Для цього використовують мікроскоп типу МБС-9 або МБС-10, обладнаний двокоординатним предметним столиком. Один з окулярів вилучають і замість нього встановлюють освітлювач. Це дозволяє спостерігати неметалеві вкраплення в світлому полі зору. На поверхню шліфа навколо неметалевого вкраплення наносять краплю електроліту. Шліф з'єднується з позитивним полюсом джерела постійного струму. Негативний полюс з'єднується з гострозаточеною голкою, зробленою з нержавіючої сталі. За допомогою цієї голки виконується локальне розчинення металу навколо неметалевого вкраплення. Потім вкраплення за допомогою іншої голки, змоченої в кедровому мастилі, вилучається з поверхні металу і може бути досліджене петрографічним або мікрохімічним методом.

Вилучені з металу неметалеві вкраплення можна проаналізувати фізичними методами, до яких відносяться рентгенографічний, мікрорентгеноспектральний, електроннографічний та електронномікроскопічний методи.

Для одержання рентгенограм з осаду вилучених неметалевих вкраплень виготовляють циліндричний зразок діаметром 0,2–0,6 мм. Цей зразок фотографується в рентгенівській стандартній камері Дебая. Анод рентгенівської трубки слід обирати з таким розрахунком, щоб відповідне випромінювання не збуджувало вторинного характеристичного випромінювання в самому зразку. Результати рентгенограми порівнюються з даними спеціальних довідників, після чого вирішується питання про фазовий склад вкраплення.

Електроннографічний метод визначення фазового складу неметалевих вкраплень має певні переваги над рентгенографічним: швидкість аналізу та більшу чутливість. Цей метод реалізується за допомогою спеціального приладу – електроннографу, або за допомогою універсального трансмісійного (того, що просвічує) електронного мікроскопу, що може працювати в режимі дифракції. Препарат з вилучених з ливарних сплавів для електроннографічних досліджень неметалевих вкраплень готується наступним чином. На скляну пластинку наноситься крапля суспензії неметалевих вкраплень в дистильованій воді. Після висихання води в вакуумі на пластину напилюється тонка вуглецева плівка. Плівка гострою голкою розділюється на квадрати роз-

міром  $2 \times 2$  мм, що відокремлюються від скляної пластини в судині з дистильованою водою. Відокремлені квадратні препарати поміщають на мідні сітки – об'єктуотримувачі електронного мікроскопу, після чого досліджують в цьому приладі в режимі дифракції.

Рентгеноспектральний мікроаналіз неметалевих вкраплень здійснюється за допомогою спеціальних приладів – рентгеноспектральних мікроаналізаторів (рис. 94). Принцип роботи рентгеноспектрального мікроаналізатора на прикладі приладу SAMEBAX наведено на рис. 95.

Електронна гармата 1 створює потік прискорених електронів 2, що, за допомогою системи електромагнітних лінз 3 фокусується на об'єкті 6 у вигляді гостросфокусованого електронного зонда діаметром 1–2 мкм. Він збуджує в неметалевому вкрапленні характеристичне рентгенівське випромінювання з локальністю порядку 5 мкм. Це випромінювання розкладається в рентгенівський спектр і аналізується в спектрометрі 4. Відхиляюча електромагнітна система 5, 8 забезпечує роботу приладу в растровому режимі. Робочий вакуум в колоні 9 створюється та підтримується за допомогою вакуумної системи 10. Спостереження неметалевих вкраплень на поверхні шліфа здійснюється за допомогою оптичного мікроскопу (рис. 96), що складається з дзеркального мікрооб'єктиву 3, двох плоских дзеркал 1 та 5, що виводять оптичне зображення з колони і бінокулярного окуляру 4. Поблизу об'єкту 6 розташований детектор відбитих електронів 7.

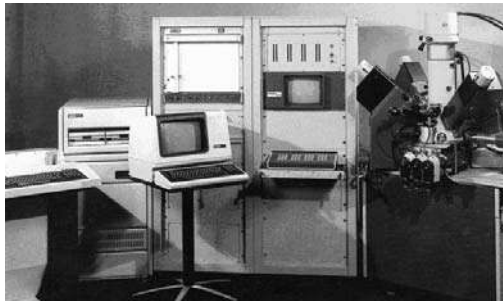


Рисунок 94 – Рентгеноспектральний мікроаналізатор SAMEBAX

Рентгеноспектральний мікроаналіз неметалевих вкраплень здійснюється двома методами: лінійним, та одержанням зображення вкраплення в характеристичному рентгенівському випромінюванні різних хімічних елементів.

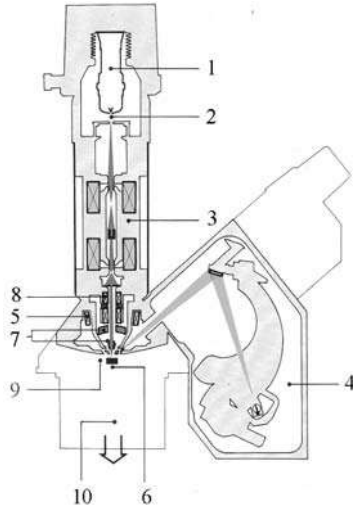


Рисунок 95 – Принцип роботи рентгеноспектрального мікроаналізатора

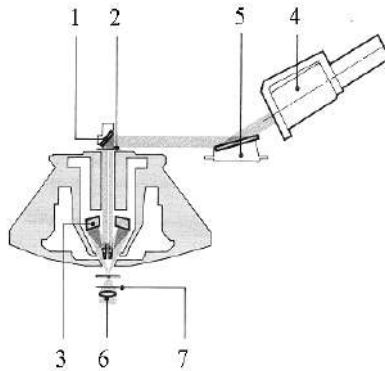


Рисунок 96 – Схема оптичного мікроскопу рентгеноспектрального мікроаналізатора CAMEBAX

При лінійному аналізі електронний зонд послідовно перетинає поверхню неметалевого вкраплення по лінії, одночасно вторинний прилад викреслює діаграму розподілу певного хімічного елемента по пересіченню вкраплення. Приклад лінійного аналізу великого екзогенного вкраплення флюсу у виливку, що було одержано електрошлаковим методом, наведено на рис. 97.

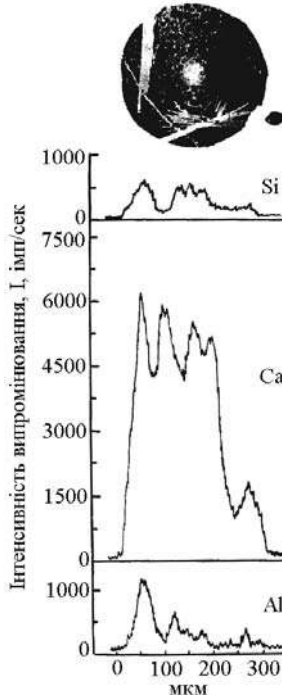


Рисунок 97 – Лінійний аналіз екзогенного неметалевого вкраплення

В процесі лінійного аналізу вимірюється інтенсивність характеристичного рентгенівського випромінювання окремих елементів. Це дозволяє, в порівнянні з інтенсивністю характеристичного рентгенівського випромінювання еталонів (як правило, чистих елементів), провести кількісний аналіз неметалевого вкраплення.

За методом зовнішнього стандарту при суворо ідентичних умовах вимірюється інтенсивність,  $J_x$ , ліній, наприклад,  $K_{\alpha}$ , елементу  $A$  в зразку, в якому визначається його вміст,  $C_A^X$ , та інтенсивність,  $J_E$ , тієї ж самої лінії на еталоні з відповідним вмістом,  $C_A^E$ .

$$\frac{C_A^X}{C_A^E} = \frac{J_X}{J_E} \cdot f, \quad (52)$$

де  $f$  – поправочний коефіцієнт, що може бути більшим або меншим за одиницю.

Поглинання випромінювання даного елемента основою зменшує інтенсивність його характеристичного випромінювання. Флуоресцентне збудження додаткового випромінювання цього елемента за рахунок випромінювання інших елементів може збільшити результат аналізу. Тому точне визначення коефіцієнту  $f$  – це дуже складна задача, особливо у випадку наявності в складі легких елементів: кисню, азоту, вуглецю. Сучасні прилади для рентгеноспектрального мікроаналізу мають спеціалізовані комп'ютери з відповідним програмним забезпеченням.

Зображення неметалевих вкраплень в характеристичному рентгенівському випромінюванні – це якісний аналіз, що визначає топографію розподілу окремих хімічних елементів на площині пересічення неметалевого вкраплення. Приклад такого аналізу наведено на рис. 98.

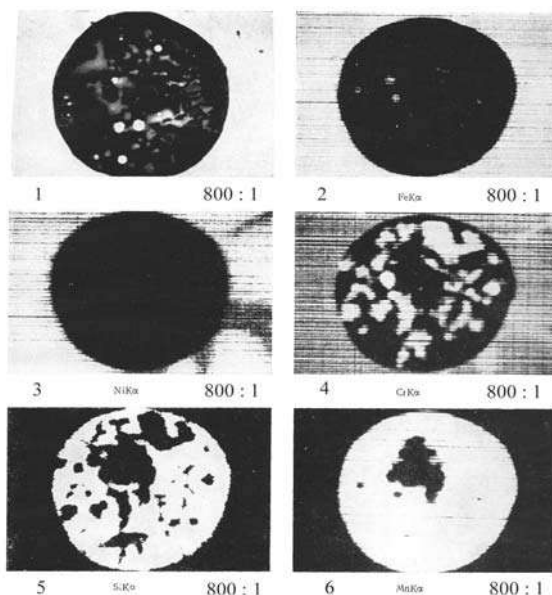


Рисунок 98 – Зображення неметалевого вкраплення в відбитих електронах (1) і в характеристичному рентгенівському випромінюванні Fe (2), Ni (3), Cr (4), Si (5), Mn (6)

Дрібнодисперсні неметалеві вкраплення, що екстрагуються одноступінними вуглецевими репліками з поверхні шліфів або зламів, можуть бути дослідженими методом мікродифракції.

В режимі мікродифракції від екстрагованих неметалевих вкраплень одержуються мікродифрактограми, що можуть бути кільцевими (від полікристалічних вкраплень) або крапчастими (від ідіоморфних монокристалічних вкраплень). Для розшифровки мікродифрактограми необхідно спочатку визначити постійну даного електронного мікроскопу  $C$ . Для цього треба одержати мікродифрактограму еталонної речовини з відомими довідковими міжплоскісними відстанями  $d$ . Найчастіше використовують NaCl, або MgO. Дифрактограму від полікристалічної MgO наведено на рис. 99. Постійна приладу визначається за формулою:

$$C = d_{\text{ЕТ}} \cdot r_{\text{ЕТ}}, \quad (53)$$

де  $d_{\text{ЕТ}}$  – міжплоскісна відстань еталонної речовини;

$r_{\text{ЕТ}}$  – відстань від центру мікродифрактограми до відповідного рефлексу на мікродифрактограмі еталонної речовини.

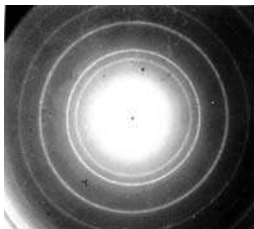


Рисунок 99 – Дифрактограма від полікристалічної MgO

На рис. 100 наведено мікроелектронограму від монокристалічного неметалевого вкраплення.

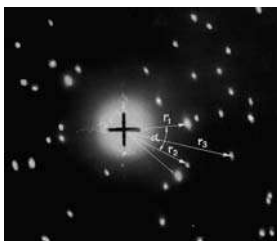


Рисунок 100 – Мікроелектронограма від монокристалічного неметалевого вкраплення

При розрахунку крапчастої мікродифрактограми виділяється елементарна чарунка кристалічної решітки і вимірюються її параметри  $r_1$ ,  $r_2$ ,  $r_3$  та кут між двома будь-якими векторами  $\alpha$  (рис. 99). Далі розраховуються міжплоскісні відстані  $d_1 = C / r_1$ ,  $d_2 = C / r_2$ ,  $d_3 = C / r_3$ . За довідковими даними обирається речовина, міжплоскісні відстані якої відрізняються від розрахованих не більше, ніж на 0,2 нм (0,02 Å). Кожній міжплоскісній відстані відповідають індекси (hkl). Правильність розшифрування мікродифрактограми перевіряється двома засобами:

1) сума індексів сторін паралелограму, що утворюється радіусами  $r_1$  та  $r_2$ , повинна дорівнювати індексу його діагоналі;

2) кут  $\alpha_x$  повинен дорівнювати куту  $\alpha$  табличної речовини.

Найпростішим та найбільш зручним є металографічний метод. Він дозволяє досить швидко встановити природу вкраплень. Вкраплення вивчаються під металографічним мікроскопом безпосередньо на металографічних шліфах. При якісному металографічному дослідженні повинні бути встановлені наступні ознаки вкраплень: форма і розташування їх на шліфі, колір в світлому полі зору, колір в темному полі зору та ступінь їх прозорості, анізотропність або ізотропність в поляризованому світлі, твердість, дія на вкраплення певних хімічних реактивів.

Колір вкраплення при спостереженні під мікроскопом залежить від збільшення: чим більше збільшення, тим світліше колір. При використанні імерсійних об'єктивів слід враховувати, що імерсія змінює здібність вкраплень до віддзеркалення.

Прозорість вкраплень – одна з найважливіших ознак, за яким ці вкраплення поділяються на прозорі та непрозорі. Ступінь прозорості краще визначати при спостереженні в темному полі зору, або в поляризованому світлі.

За ознакою анізотропії вкраплення розділяються на анізотропні та ізотропні. Анізотропні вкраплення змінюють свій колір при обертанні столика мікроскопу. На колір ізотропних вкраплень обертання столика не впливає.

Доцільно визначати вкраплення за певною схемою (рис. 101), при цьому треба поступово виключати групи вкраплень, що об'єднані однаковими ознаками. В основу схеми покладено розділення вкраплень за їх прозорістю. Це дозволяє розділити вкраплення на дві великі групи та вилучити при дослідженні одну з них.



Для вирішення питання щодо впливу на властивості литого металу неметалевих вкраплень треба знати кількість останніх. Контроль сталі за забрудненістю неметалевими вкрапленнями виконується згідно методик ГОСТ 1778-70 «Сталь. Металлографические методы определения неметаллических включений.» Цим стандартом передбачені чотири методи:

- метод Ш – порівняння з еталонними шкалами (для досліджень деформованого металу);
- метод К – підрахунок кількості вкраплень (для досліджень деформованого і литого металу);
- метод П – підрахунок кількості і вмісту неметалевих вкраплень в об'ємних відсотках (для литого і деформованого металу);
- метод Л – лінійний підрахунок вкраплень (для виливків).

Вибір методу контролю та норми припустимої забрудненості передбачаються в стандартах і технічних умовах на відповідну металопродукцію.

Метод Ш має 14 варіантів (від ш1 до ш14). За п'ятибальною шкалою оцінюють:

- оксиди стрічкові (ОС) – вкраплення дрібних частинок, розташованих групами у вигляді рядків;
- оксиди крапкові (ОК) – кристали простих або складних окисів, що розташовано по всій поверхні шліфа;
- силікати крихкі (СК) – рядки кристалічних вкраплень, що розташовано вздовж напрямку деформації;
- силікати пластичні (СП) – пластично деформовані силікати, що витягнуто в напрямку деформації;
- силікати недеформовані – силікати глобулярної або неправильної форми;
- сульфіди (С) – пластичні, витягнуті в напрямку деформації поодинокі вкраплення або групи вкраплень;
- нітриди рядкові (НР) – поодинокий рядок з високою щільністю вкраплень або декілька коротких рядків;
- нітриди крапкові (НК) – будь-як розташовані на поверхні шліфу включення нітридів або карбонітридів;
- нітриди алюмінію (НА) – дрібні кристали нітридів алюмінію у вигляді рядків, або будь-як розташовані на поверхні шліфу.

Еталонні шкали для оцінки оксидних вкраплень наведено на рис. 102, для оцінки сульфідних та нітридних вкраплень – на рис. 103.

Бали		Кисневі вкращення										
		ОКСИДИ					СИЛІКАТИ					
Рядкові		Крупкові		Крижозруйновані силікати					Пластичнодеформовані силікати		Недеформовані силікати	
а	б	а	б	а	б	а	б	а	б	а	б	
1												
2												
3												
4												
5												

Рисунок 102 – Еталонні шкали для оцінки оксидних вкращень методом Ш

Бали	Сульфіди		Нітридні вкращення						
			Титану			Алюмінію			
	а	б	а	б	а	б	а	б	
1									
2									
3									
4									
5									

Рисунок 103 – Еталонні шкали для оцінки сульфідних і нітридних вкращень

Забрудненість вкрапленнями оцінюється двома методами: за максимальним балом і за середнім балом.

Метод К. Кількість вкрапель, що мають розміри більші за встановлені, підраховуються під мікроскопом при 170 – 180-ти кратному збільшенні. Ціна поділу окулярної шкали 0,007 мм. Кількість кисневих, сульфідних та нітридних вкрапель визначають роздільно за розмірними групами:

I група – вкраплення завбільшки від 1 до 2 поділів окулярної шкали (7–14 мкм);

II група – вкраплення завбільшки від 2 до 3 поділів окулярної шкали (15–21 мкм);

III група – вкраплення завбільшки від 3 до 4 поділів окулярної шкали (22–28 мкм);

IV група – вкраплення завбільшки від 4 до 5 поділів окулярної шкали (29–35 мкм);

V група – вкраплення завбільшки від 5 до 6 поділів окулярної шкали (36–42 мкм).

За допомогою окулярної шкали вимірюють діаметр або товщину вкрапель, близьких у пересіченні до круга або квадрату, або максимальний та мінімальний розміри вкрапель іншої форми. Коли відношення максимального розміру вкраплення до мінімального не перевищує 2, то розмір вкраплення визначають, як середнє арифметичне.

Критерієм оцінки металу є: для варіанту K1 кількість вкрапель кожної групи на площині 24 см<sup>2</sup>, для варіанту K2 – загальна кількість вкрапель (починаючи з 2 групи) на площині 24 см<sup>2</sup>.

Метод П. Підрахунок кількості вкрапель з урахуванням їх розмірів. Використовується переважно при проведенні дослідницьких робіт. Розмір вкрапель визначають за допомогою окулярної шкали. Кожне вкраплення відносять до певної розмірної групи згідно табл. 7.

В залежності від збільшення метод П має варіанти: П1 –  $\times 300$ ; П2 –  $\times 400$ ; П3 –  $\times 500$ ; П4 –  $\times 600$ .

В кожному полі зору визначають розміри усіх або деяких видів вкрапель в залежності від мети дослідження. Результати підрахунку фіксуються для кожного виду вкрапель окремо.

Для контролю однієї плавки проглядають на 6 шліфах 750 полів зору (варіанти П1 та П2) і 2250 полів зору (варіанти П3 та П4).

Таблиця 7 – Розподіл вкраплень за розмірами в поділах окулярної шкали

Групи вкраплень	Середнє значення груп за площиною вкраплень	Розмір вкраплень в поділах окулярної шкали		Площина вкраплень, поділи окулярної шкали в квадратах
		за діаметру	за стороною квадрату	
1	¼	0,5–0,7	0,4–0,6	0,18–0,35
2	½	> 0,7–0,9	> 0,6–0,8	> 0,35–0,7
3	1	> 0,9–1,3	> 0,8–1,2	> 0,7–1,4
4	2	> 1,3–1,9	> 1,2–1,7	> 1,4–2,8
5	4	> 1,9–2,7	> 1,7–2,4	> 2,8–5,6
6	8	> 2,7–3,8	> 2,4–3,4	> 5,6–11,3
7	16	> 3,8–5,4	> 3,4–4,8	> 11,3–22,6
8	32	> 5,4–7,6	> 4,8–6,7	> 22,6–45,1
9	64	> 7,6–10,7	> 6,7–9,5	> 45,1–90,2
10	128	> 10,7–15,2	> 9,5–13,4	> 90,2–180,5
11	256	> 15,2–21,4	> 13,4–19,0	> 180,5–361,0
12	512	> 21,4–30,3	> 19,0–26,9	> 361,0–722,0
13	1024	> 30,3–42,9	> 26,9–38,0	> 722,0–1444,0

Примітка. Групи побудовано за зростанням площини вкраплень у геометричній прогресії зі знаменником 2.

Критерії оцінки забрудненості металу за методом П:

1 – вміст вкраплень в об'ємних відсотках;

2 – кількість вкраплень певних розмірних груп на площі 100 мм<sup>2</sup>.

Для підрахунку площі, що займають вкраплення на шліфі, кількість вкраплень кожної групи множать на середнє значення площі включень цієї групи. Одержані для всіх груп добутки підсумовують.

Середню площу вкраплень,  $f_{\text{сєр}}$ , в одному полі зору розраховують за формулою:

$$f_{\text{сєр}} = \frac{f}{n}, \quad (54)$$

де  $f$  – загальна площа вкраплень;

$n$  – кількість полів зору.

Вміст вкраплень в об'ємних відсотках визначають за формулою:

$$V = f_{\text{сер}} \cdot K, \quad (55)$$

де  $K$  – коефіцієнт;

$$K = 100 \cdot F^{-1};$$

$$F = \frac{\pi \cdot D^2}{4} - \text{площа поля зору на шліфі};$$

$D$  – діаметр поля зору в поділах окулярної шкали.

Лінійний метод полягає у вимірюванні та підсумовуванні довжин відрізків прямої лінії, що проходить крізь неметалеві вкраплення, на певній довжині пересічної прямої.

Згідно лінійному методу видимі в мікроскоп неметалеві вкраплення пересікаються прямою лінією або рядом ліній. Контури пересічень неметалевих вкраплень на шліфі розділять ці лінії на окремі відрізки. Коли підсумувати довжини відрізків, що потрапляють на неметалеві вкраплення і розділити цю суму на загальну довжину пересічних, то одержана частка (згідно принципу Кавальєрі-Акера) буде відповідати долі площини шліфа або об'єму металу, що займають неметалеві вкраплення.

Метод  $L$  кількісної оцінки неметалевих вкраплень має два варіанти:  $L1$  та  $L2$ . Метод  $L1$  використовується при збільшенні  $\times 300$ ,  $L2$  – при збільшенні  $\times 500$ .

За цим методом шліф за допомогою мікрометричних гвинтів мікроскопу пересувається по лінії. Загальна довжина цієї лінії складає 100 мм. За допомогою окулярної шкали вимірюють максимальні розміри включень, що попадають у перехрестя окуляру і фіксують їх відповідно до певних розмірних груп. Забрудненість оцінюють сукупно за всіма видами вкраплень, або окремо по оксидним, сульфідним і нітридним вкрапленням.

Індекс забрудненості  $I$  обчислюють за формулою:

$$I = \frac{B \cdot \sum A_i \cdot M_i}{L}, \quad (56)$$

де  $B$  – ціна поділу окулярної шкали при даному збільшенні, мкм;

$A_i$  – середнє значення розмірів вкраплень даної розмірної групи в поділах окулярної шкали;

$M_i$  – кількість вкраплень даної розмірної групи;

$L$  – довжина лінії підрахунку, мкм.

Зараз лінійний метод є особливо актуальним тому, що саме він є основою для методів автоматичного мікроаналізу, що використовують принцип сканування мікроструктури.

Системи автоматичного аналізу мікроструктури можна розділити на три групи. До першої групи відносяться так звані «цифрові» мікроскопи, в яких зображення поля зору за допомогою відеокамери або цифрового фотоапарату і фреймграбберу (платі вводу) передається в комп'ютер і обробляється в останньому системою аналізу зображень за допомогою спеціальних програм. Спрощена схема цифрового мікроскопу наведена на рис. 104.

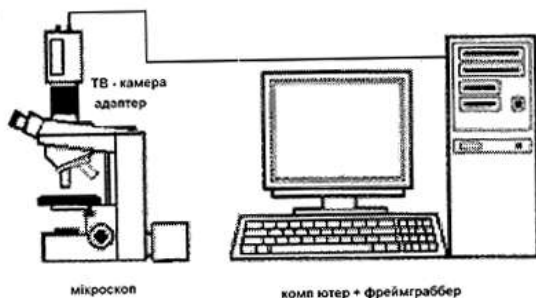


Рисунок 104 – Схема цифрового мікроскопу

При використанні цифрового мікроскопу оператор несе відповідальність як за вибір об'єкту так і за умови спостереження.

Іншу групу утворюють автоматизовані мікроскопи, вбудована автоматика яких спрощує вибір умов спостереження, контролює переміщення і фокусування зразків. Спрощена схема автоматизованого мікроскопу наведена на рис. 105, його зовнішній вигляд – на рис. 106.



Рисунок 105 – Схема автоматизованого мікроскопу



Рисунок 106 – Автоматизований мікроскоп Axiovert 40 MAT фірми Carl Zeiss

### 6.7 Вплив неметалевих вкраплень на механічні властивості сталі

Вміст неметалевих вкраплень в сталі не перевищує декількох сотих часток відсотку. Найпростіші розрахунки доводять, що навіть за умов вмісту неметалевих вкраплень, що дорівнює одному відсотку, пересічення зразків для механічних випробувань зменшується також на один відсоток. Відповідно, зменшення властивостей міцності має бути майже непомітним і знаходитись в межах похибки механічних випробувань. Але слід відмітити, що неметалеві вкраплення є дуже небезпечними концентраторами напружень. Вони сприяють зародженню тріщин. Дія неметалевих вкраплень, як концентраторів напружень, значно підсилюється, у випадках коли вкраплення розташовані на межах зерен. Саме тому сульфіді другого типу суттєво знижують пластичні властивості та ударну в'язкість. На рис. 107 наведено вплив типу сульфідів на пластичні властивості та ударну в'язкість литої вуглецевої сталі.

На рис. 108 наведено вплив об'ємного відсотку сульфідних вкраплень на ударну в'язкість високоміцної сталі 30ХГСН2А електрошлакового (ЕШП) і вакуумнодугового (ВДП) переплавів.

Розташовані на межах зерен сульфіді другого типу суттєво погіршують пластичні властивості та ударну в'язкість.

На рис. 109, *а*, наведено макрозлам зразку литої сталі з великим (0,1%) вмістом сірки. Він має, так званий, шаруватий характер. Згідно результатам мікрофрактографічних досліджень, руйнація відбулась на межах литих зерен, де сульфідні вкраплення другого типу утворюють так званий «рельєф міст», що нагадує мапу міста (рис. 109, *б*).

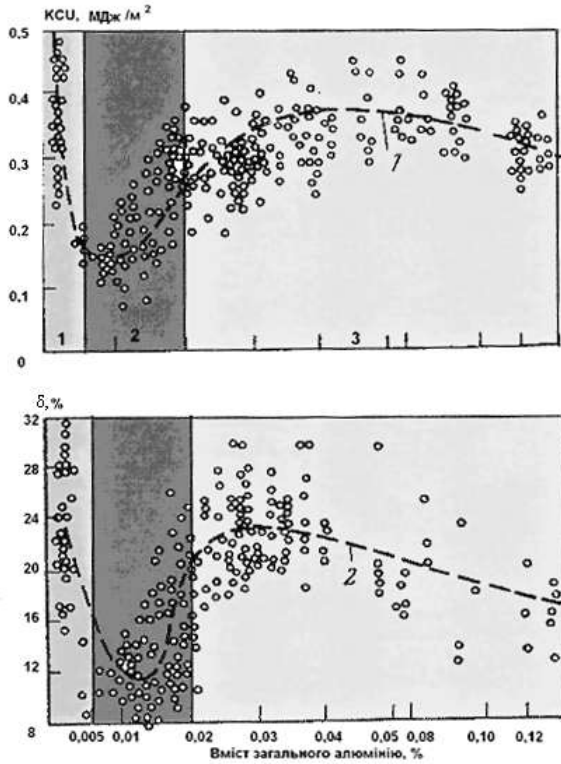


Рисунок 107 – Вплив типу сульфідів на пластичність і ударну в'язкість сталі



Рисунок 108 – Вплив сульфідних вкраплень на ударну в'язкість високоміцної сталі

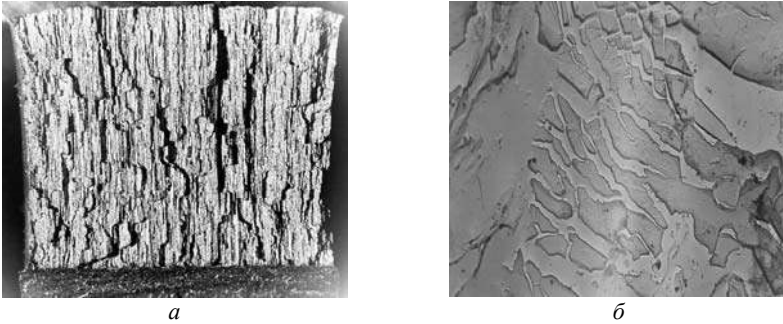


Рисунок 109 – Структура макро- (а) і мікротрещин (б) сталі з великим (0,1%) вмістом сірки

Більшість неметалевих вкраплень утворюється або в рідкій сталі, або в двофазній зоні. При охолодженні сталі, внаслідок різниці коефіцієнтів теплового розширення неметалевих вкраплень і металу, в останньому виникають значні розтягуючі напруження. Ці напруження можна в першому наближенні визначити за формулою:

$$\sigma = E \cdot \alpha \cdot \varepsilon, \quad (57)$$

де  $E$  – модуль пружності;  
 $\varepsilon$  – деформація

Деформація чисельно дорівнює добутку температурного інтервалу охолодження сталі та різниці коефіцієнтів лінійного розширення сталі та неметалевого вкраплення. Результати розрахунків наведено у табл. 8.

Таблиця 8 – Напруження, що виникають навколо неметалевих вкраплень в литій сталі

Вкраплення	Різниця коефіцієнтів теплового розширення сталі та неметалевого вкраплення	Напруження навколо неметалевого вкраплення, $\sigma$ , МПа
SiO <sub>2</sub>	0,0056	1008
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0,0028	294

Згідно до результатів розрахунків, напруження навколо неметалевих вкраплень значно перевищують межу текучості. Ці локальні напруження сприяють зародженню тріщин, що підтверджується при мікрофрактографічних дослідженнях зламів сталі. На рис. 110, а, на-

ведено зону втомленої руйнації зразку кулькопідшипникової сталі після випробувань на контактну втомленість. В зоні зародження тріщини спостерігали гострокутові неметалеві вкраплення корунду, що були оточені ділянкою крихкого мікрозламу (рис. 110, б). В зоні доламу мікрозлам був теж крихким, але проходив по елементах структурних складових, що є характерними для цієї сталі, тобто по зернах перліту та карбідах (рис. 110, в).

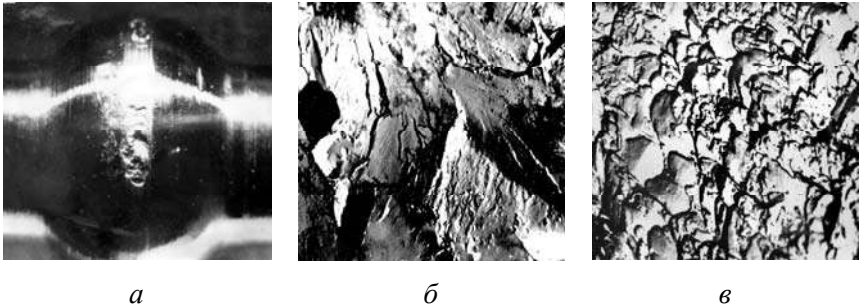


Рисунок 110 – Втомлена руйнація зразку кулькопідшипникової сталі після випробувань на контактну витривалість

*a* – макрозлам (так званий пітінг),  $\times 10$ ; *б* – мікрозлам в зоні зародження тріщини,  $\times 3800$ ; *в* – мікрозлам в зоні доламу,  $\times 3800$ .

Фізико-механічні властивості литої сталі є суттєво залежними від розмірів дійсного зерна аустеніту, що формується під час закінчення нагріву під закалювання. Але існує небезпека зростання аустенітного зерна при температурах вищих за  $900^{\circ}\text{C}$ . Зростанню аустенітного зерна можна запобігти за допомогою утворення на межах аустенітних зерен дрібнодисперсних вкраплень нітридів алюмінію. Саме ці вкраплення наведено на рис. 89.

Взагалі вкраплення нітридів алюмінію утворюються в твердій сталі при останньому вмісті алюмінію більше  $0,01\%$ . Але дрібнодисперсні нітриди алюмінію утворюються в досить вузькому концентраційному інтервалі – від  $0,01$  до  $0,015\%$  при вмісті азоту  $0,01$ – $0,012\%$ . При більшому вмісті азоту утворюються, так звані, пливчасті вкраплення нітридів алюмінію (рис. 111), що суттєво погіршують ударну в'язкість сталі та сприяють появленню деяких специфічних дефектів сталі, що виявляються при дослідженні макрозламів (рис. 112).

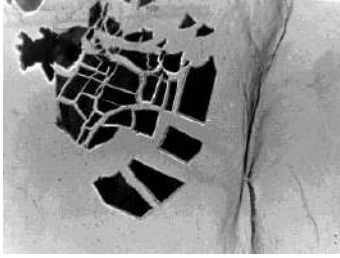


Рисунок 111 – Плівчасті вкраплення нітридів алюмінію на межах зерен ( $\times 4000$ )



Рисунок 112 – Дефект макрозламу, викликаний плівчастими нітридами алюмінію

Відомо (дивись розділ 3.5), що в'язкість руйнації, що визначається за допомогою коефіцієнту  $K_{1C}$  є важливою характеристикою високоміцної литої сталі, призначеної для виготовлення відповідальних машинобудівних деталей. Коефіцієнт  $K_{1C}$  – це інтегральна характеристика металу, він визначається на зразках спеціальної форми з концентраторами напружень у вигляді втомленої тріщини. Під зовнішнім навантаженням у вершини тріщини виникає зона пластичної деформації, розмір якої можна визначити за допомогою рівняння:

$$r_y = \frac{K_{1C} \cdot (1 - 2 \cdot \mu)^2}{2 \cdot \pi \cdot \sigma_{0,2}^2}, \quad (58)$$

де  $K_{1C}$  – коефіцієнт інтенсивності напружень;

$\mu$  – коефіцієнт Пуассона;

$\sigma_{0,2}^2$  – умовна межа текучості сталі.

Неметалеві вкраплення можна розглядати, як мікроконцентратори напружень, навколо яких під навантаженням теж виникає зона

пластичної деформації. Ця зона після руйнації зразку фіксується на мікрофрактограмі зламу у вигляді локальної ділянки з ознаками пластичної деформації, що оточує неметалеве вкраплення (рис. 113).

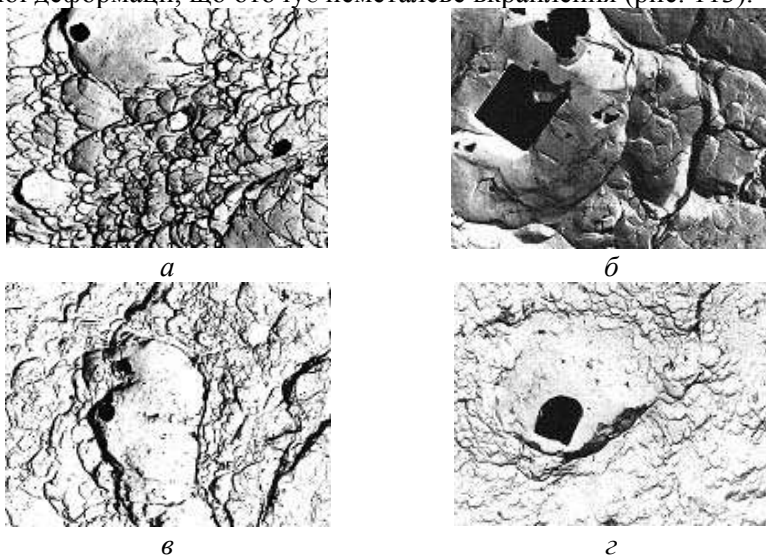


Рисунок 113 – Зони локальної пластичної деформації навколо неметалевих вкраплень в сталі 20ХГСЛ (а, б) і 18Х2Н4ВАЛ (в, з)

Величину такої деформації можна визначити, коли неметалеве вкраплення зруйноване, і окремі його фрагменти зсунулися. Якщо визначити розміри окремих часток зруйнованого вкраплення і відстань між останніми, можна визначити локальне відносне подовження  $\delta_{л}$  сталі безпосередньо біля вкраплення:

$$\delta = \frac{a_1 + a_2 + \Delta a}{a_1 + a_2} \cdot 100\%, \quad (59)$$

де  $a_1, a_2$  – розміри окремих фрагментів вкраплення;

$\Delta a$  – відстань між фрагментами вкраплення.

Вигляд зони локальної пластичної деформації залежить від топографії вкраплень та виду напружень, що передують руйнації металу. Можна виділити два основні типи руйнації металу навколо неметалевих вкраплень. В першому випадку визначальними є нормальні напруження, що має місце при внутризереній руйнації за схемою, наведеною на

рис. 114, *а*. Навколо вкраплення утворюється порожнина, решта металу, що з'єднує окремі мікрооб'єми стає тонкішою і руйнується відривом. Мікрофрактограму наведено на рис. 114, *б*. Радіус зони локальної пластичної деформації визначається за формулою:

$$r_{\text{ул}} = \frac{d_{\text{лв}} - d_{\text{в}}}{2}, \quad (60)$$

де  $d_{\text{лв}}$  – діаметр зони пластичної деформації навколо вкраплення;  
 $d_{\text{в}}$  – діаметр вкраплення.

В другому випадку переважають дотичні напруження. Розташоване на межах зерен вкраплення руйнується за рахунок зсуву окремих зерен (рис. 114, *в*). Мікрофрактограма зламу має вигляд, наведений на рис. 114, *г*. В цьому випадку радіус зони локальної пластичної деформації визначається за формулою:

$$r_{\text{ул}} = \frac{a_1 + a_2 + \dots + a_n}{n}, \quad (61)$$

де  $a_1, a_2, a_n$  – відстань між фрагментами зруйнованого вкраплення;  
 $n$  – кількість фрагментів вкраплення.

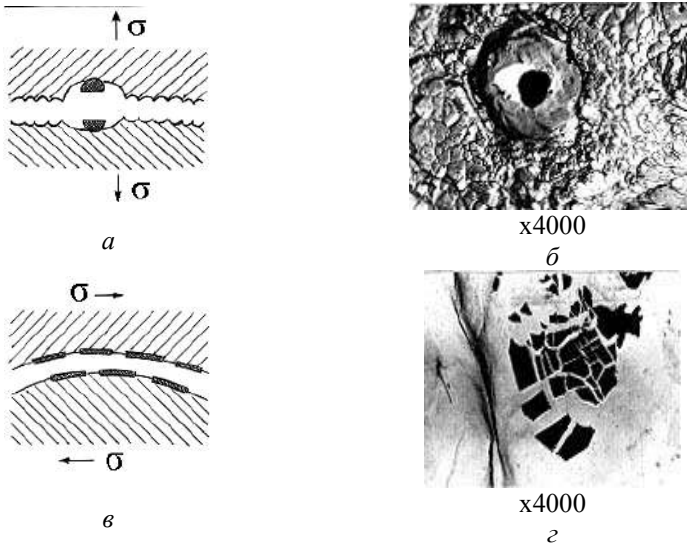


Рисунок 114 – Схема руйнації металу навколо неметалевих вкраплень

Рівняння для визначення зони локальної пластичної деформації виведене стосовно до зразків спеціальної форми (рис. 33), що випробовуються на згин або позацентрове розтягнення в умовах плоско напруженого стану. При випробуваннях на ударний згин стандартних зразків виникає багатовісний напружений стан. Але цей стан виникає на ділянці максимально навантаженої зони за рахунок надрізу. В центрі пересічення зразку спостерігається зона з невеликою деформацією. Тому з певним наближенням можна рахувати, що руйнація металу в цій зоні відбувається в умовах, що є наближеними до плоско-напруженого стану.

Якщо визначити радіус зони локальної пластичної деформації навколо неметалевого вкраплення, можна вивести формулу для визначення локального коефіцієнта концентрації напружень,  $K_{1л}$ , в металевій матриці, що безпосередньо оточує неметалеве вкраплення:

$$K_{1л} = \frac{r_{ул} \cdot 2 \cdot \pi \cdot \sigma_{0,2}^2}{(1 - 2 \cdot \mu)^2}, \quad (62)$$

де  $K_{1л}$  – локальний коефіцієнт інтенсивності напружень;

$r_{ул}$  – радіус локальної зони пластичної деформації навколо неметалевого вкраплення.

На величину коефіцієнта інтенсивності напружень суттєво впливає гострота надрізу: в'язкість руйнації зменшується зі зменшенням радіусу надрізу  $\rho$ , відповідно залежності  $\frac{1}{\sqrt{\rho}}$  до досягнення певного межового значення, що дорівнює 0,006 мм та відповідає розмірам багатьох ендогенних вкраплень. Для більш крупних вкраплень рівняння для визначення  $K_{1л}$  має такий вигляд:

$$K_{1л} = \left( \frac{r_{ул} \cdot 2 \cdot \pi \cdot \sigma_{0,2}^2}{(1 - 2 \cdot \mu)^2 \cdot K_p} \right)^{\frac{1}{2}}, \quad (63)$$

де  $K_p$  – коефіцієнт, що враховує радіус неметалевого вкраплення.

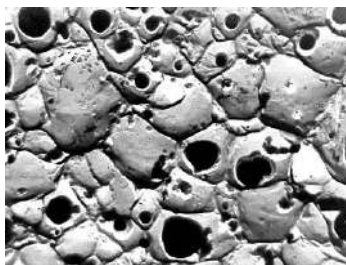
В якості прикладу наведемо розрахункові значення локальних коефіцієнтів концентрації напружень безпосередньо біля неметалевих вкраплень (табл. 8).

Таблиця 8 – Розрахункові значення  $K_{1л}$  металевої матриці поблизу неметалевих вкраплень

Марка сталі	Вид зламу	Розміри, м		Локальний коефіцієнт в'язкості руйнації $K_{1л}$ , МПа · м <sup>1/2</sup>
		Неметалевого вкраплення	Зони локальної пластичної деформації	
20ХГСЛ	крихий внутризеренний	$4,8 \cdot 10^{-7}$	$9,1 \cdot 10^{-7}$	2,83
	в'язкий внутризеренний	$7,1 \cdot 10^{-7}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$	4,62
12Х2Н4ВА	крихий міжзеренний	$2,5 \cdot 10^{-6}$	$4,4 \cdot 10^{-6}$	3,73
	в'язкий внутризеренний	$1,7 \cdot 10^{-6}$	$3,9 \cdot 10^{-6}$	9,33

З цієї таблиці можна зробити висновок, що значення локального коефіцієнту в'язкості руйнації суттєво розрізняються відповідно виду зламу і можуть характеризувати властивості металевої матриці біля неметалевих вкраплень.

Таким чином, негативний вплив неметалевих вкраплень пояснюється не простим ослабленням пересічення металевого виробу або зразку, а створенням напруженого стану навколо вкраплень. Доказом цього є результати механічних випробувань зразків сталі з заданою анізотропією структури, в якій вміст неметалевих вкраплень досягає одиниць і десятків відсотків (рис. 115). Такий великий вміст вкраплень суттєво вплинув на статичну міцність. Реальному зниженню статичної міцності відповідає логарифмічна крива 2, лінійна залежність 1 – відповідає розрахунковій міцності в залежності від зменшення площі пересічення зразків (рис. 116).

Рисунок 115 – Неметалеві вкраплення в зламі сталі ЗАС ( $\times 4000$ )

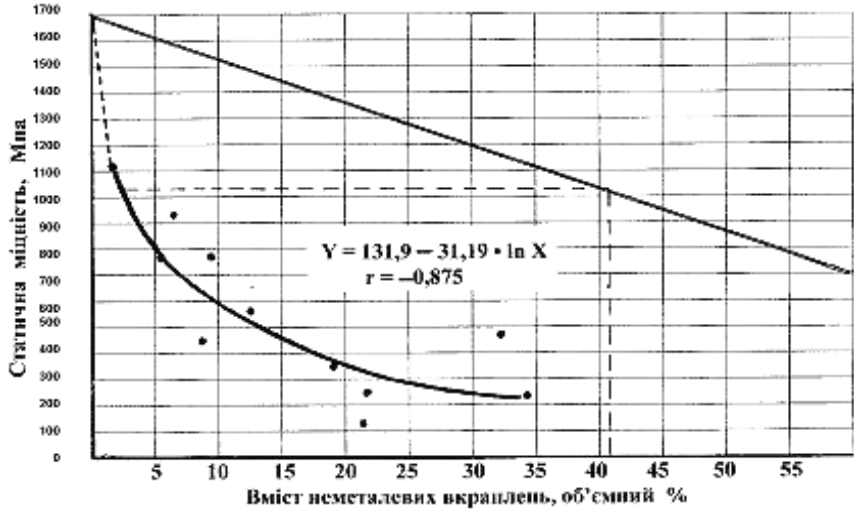


Рисунок 116 – Вплив неметалевих вкраплень на статичну міцність сталі ЗАС

## ТЕМА 7

### СИНТЕЗ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ

В загальному вигляді задача синтезу або створення нового сплаву може бути сформульоване таким чином:

Є періодична система Д. І. Менделєєва та усі необхідні відомості про властивості елементів, у тому числі їх техніко-економічні характеристики.

Умови: сплав, що розробляється повинен мати певний комплекс властивостей. Ці властивості розподіляються на такі категорії:

а) головна властивість, котра повинна мати оптимальне значення (міцність, стійкість проти корозії, технологічність, ціна);

б) обмеження, що обумовлюють, що деякі інші властивості повинні бути не менше, або не більше певних значень (ударна в'язкість, концентрації дефіцитних легуючих елементів, токсичність);

в) вимоги до натурних властивостей.

Зазвичай, властивості перших двох категорій визначаються на зразках і технологічних пробах. Але для сучасної техніки такі випробування недостатні. Потрібна перевірка технологічності в реальних виробничих умовах і властивостей в умовах підвищеного навантаження.

Треба: Знайти склад сплаву, режими його термічної обробки, що забезпечать виконання усіх перелічених умов.

#### 7.1 Методи синтезу сплавів

Методи, що використовуються для розв'язання задачі синтезу сплавів, можна розподілити на такі групи:

1. Метод проб і помилок. В основу додаються послідовно різні елементи спочатку по одному, потім групами. Вибір легуючих елементів засновано на апріорній інформації. Елементи, що негативно впливають на властивості, відкидаються. При значній кількості легуючих елементів кількість дослідів зростає у величезній ступені, що і обмежує цей метод.

2. Металофізичний метод. Заснований на дослідженні металів за собою теоретичної та експериментальної фізики. Незважаючи на очікувану перспективність, металофізичні методи, поки що, не дають конкретних результатів. Корисними зараз є лише окремі положення.

3. Статистичні методи. Це пасивні дослідження, засновані на обробці виробничого досвіду. Невелика розбіжність коливань складу

сплавів у промислових умовах і неможливість введення в останні нових компонентів не дає можливості створення цим методом нових сплавів.

4. Системний підхід. Сукупність взаємодій усіх можливих комбінацій елементів в усіх можливих комбінаціях із заданою основою можна розглядати як систему. Послідовний перебір усіх цих комбінацій з елементами системи практично неможливий (для 80 елементів періодичної системи –  $1,2 \cdot 10^{24}$  комбінацій). Можна використати так званий метод редукції: розділити загальну складну систему системного аналізу на декілька більш простих, що можна розв'язувати поодиночі, кожну найбільш задовільним методом. Підсумок дає розв'язання всієї задачі.

Задача синтезу сплавів підрозділяється на такі підзадачі:

1. Формулювання завдання на сплав.

2. Вибір основи сплаву.

3. Вибір рядів легуючих елементів і шкідливих домішок, заснований на парних взаємодіях основи і решти елементів періодичної системи. Відсів їх за економічними показниками. Оцінка впливу домішок і додатків на технологічні властивості сплавів.

4. Вибір легуючого комплексу – групи легуючих елементів, що повинні вводитися в сплав сумісно.

5. Вибір складу сплаву. На цьому етапі вирішується вибір такого конкретного вмісту кожного легуючого елемента комплексу, що забезпечує найбільш можливий рівень основної властивості.

## 7.2 Класифікація сплавів

Кількість різних вимог до матеріалів, що потребує сучасна техніка, досить велика. Сплави з цієї точки зору можна класифікувати таким чином:

1. Конструкційні сплави, від яких вимагається тільки певний рівень механічних властивостей в умовах нормальних температур та звичайних середовищ. До конструкційних сплавів відносяться сплави, що використовуються у транспортних пристроях, від яких, крім механічних властивостей вимагається зменшена маса.

2. Спеціальні сплави, від яких крім певних механічних властивостей вимагається спроможність протистояти руйнації в спеціальних умовах навантаження та спеціальних середовищах. Спеціальні сплави підрозділяються на такі підгрупи:

- 2.1. Для роботи в умовах високих температур.
- 2.2. Для роботи в умовах низьких температур.
- 2.3. Для роботи в різних агресивних середовищах.
- 2.4. Сплави, стійкі проти абразивного зношування.
3. Сплави, що задовольняють тільки специфічним комплексам вимог. Вони, в свою чергу, підрозділяються на підгрупи:
  - 3.1. Інструментальні.
  - 3.2. Кулькопідшипникові.
  - 3.3. Антифрикційні.
  - 3.6. Легкоплавкі.
  - 3.7. Демпфуючі.
  - 3.8. Для роботи в умовах глибокого вакууму (в тому числі в умовах космосу).
4. Особливі сплави, від яких в першу чергу вимагаються певні фізичні або інші властивості, що не пов'язані із спроможністю протистояти руйнації. До особливих сплавів відносяться такі підгрупи:
  - 4.1. Провідникові (звичайні провідники, напівпровідники, надпровідники, сплави, що мають великий електричний опір).
  - 4.2. Магнітні (магнітожорсткі).
  - 4.3. Сплави з високою теплопровідністю.
  - 4.4. Сплави з особливими коефіцієнтами теплового розширення.
  - 4.5. Сплави з особливими оптичними властивостями (висока спроможність до віддзеркалювання, ювелірні).
  - 4.6. Сплави з високою біологічною сумісністю.
  - 4.7. Сплави для атомної техніки, що володіють особливою взаємодією з жорстким іонізуючим випромінюванням.
  - 4.8. Сплави-каталізатори.

### 7.3 Вибір основи сплаву

Основи сплавів для багаточисельних технічних призначень закріплені традиціями та їх вибір, взагалі, не часто є предметом серйозного обговорення. Але це не завжди є тривіальним завданням.

Вибір основи – це компроміс між бажанням забезпечити високий рівень головної властивості та досягненням цього при мінімальних затратах.

Для вибору основи важливими є залежності «номер елемента – властивості», що узгоджуються з періодичним законом Д. І. Менделєєва. Деякі фізичні властивості: атомний об'єм, густина, температура плавлення пов'язані з атомними номерами чіткими періодичними залежностями.

Але не всі залежності «номер елемента – властивість» є періодичними. Згідно класифікації Б. Б. Гуляєва усі залежності підрозділяються на періодичні та неперіодичні.

Періодичні залежності можна розділити на такі:

1. Лінійні – у кожному періоді властивості змінюються за лінійним законом таким чином, що загальна залежність утворює «пилку».

2. Тангенційні – властивості утворюють систему екстремумів, що мають форму тангенсоїд. У кожному періоді може бути від одного до трьох екстремумів, що відносяться до елементів одних і тих самих груп.

3. Синусоїдальні – властивості утворюють систему синусоїд із платоподібними максимумами. У кожному періоді їх може бути від одного до трьох.

Для основи конструкційних сплавів найважливішою властивістю є міцність.

За міцністю елементи розподіляють на чотири класи (рис. 117):

1. Гази і рідини.

2. Неміцні елементи (межа міцності менша, ніж 50 МПа).

3. Міцні елементи (межа міцності від 50 до 500 МПа).

4. Високоміцні елементи (межа міцності більша, ніж 500 МПа).

Пластичність. Найбільш адекватним показником пластичності вважають відносне звуження. Але більшість металів руйнується без утворення шийки. Щоб мати можливість порівняти між собою різні матеріали в якості характеристики пластичності використовується відносне подовження.

Елементи за пластичністю розділяють на чотири класи (рис. 118):

1. Гази і рідини. Їх пластичність умовно можна рахувати безмежно великою.

2. Високопластичні елементи. Їх подовження при розтягненні сягає або перевищує 40%.

3. Пластичні елементи. Їх подовження знаходиться в межах від 40 до 3%. Це – найбільш велика група елементів.

4. Крихкі елементи. Їх подовження менше, ніж 3%.

Густина. Елементи за густиною поділяються на 4 класи (рис. 119):

1. Гази, їх густина знаходиться в межах від 70 до 2490 кг / м<sup>3</sup>.

2. Легкі елементи, їх густина не перевищує 5000 кг / м<sup>3</sup>.

3. Важкі елементи, їх густина знаходиться в межах від 5000 кг / м<sup>3</sup> до 10000 кг / м<sup>3</sup>.

4. Дуже важкі елементи, їх густина перевищує 10000 кг / м<sup>3</sup>.





За температурою плавлення елементи розділяються на чотири класи (рис. 120):

1. Гази і рідини. Це 10 неметалів і один метал (ртуть). Найнижчу температуру плавлення має гелій (He). Його температура плавлення дорівнює 1773 К.

2. Легкоплавкі елементи (температура плавлення від 0 до 600°C).

3. Середньоплавкі елементи (температура плавлення від 600 до 1600°C).

4. Тугоплавкі елементи (температура плавлення більша, ніж 1600°C).

Стійкість проти корозії. Це – складна характеристика матеріалів. В якості одиниці для порівняння різних елементів за їх стійкістю проти корозії прийнята величина зменшення маси зразку, що має площину 1 см<sup>2</sup> протягом однієї години в азотній кислоті з концентрацією від 30 до 60% при 20°C. За цим показником елементи розділяють на шість класів (рис. 121).

1. Гази, їх стійкість проти корозії мінімальна (10 одиниць).

2. Нестійкі елементи (від 1 до 10<sup>-1</sup> одиниць).

3. Малостійкі (від 10<sup>-1</sup> до 10<sup>-2</sup> одиниць).

4. Відносно стійкі (від 10<sup>-2</sup> до 10<sup>-3</sup> одиниць).

5. Стійкі (від 10<sup>-3</sup> до 10<sup>-4</sup> одиниць).

6. Дуже стійкі (більше 10<sup>-4</sup> одиниць).

Взагалі, для кожного елемента існує, так звана, провідна властивість. Розподіл елементів за провідними властивостями наведено на рис. 122.

Якщо треба вибрати основу для конструкційного сплаву, повинно бути задано, щонайменше, такі умови:

1. Межа міцності.

2. Відносне подовження.

3. Додаткові умови.

4. Ціна (цей показник має наближатися до мінімуму).

Вибір основи конструкційного сплаву розглянемо на конкретному прикладі. Треба вибрати основу для конструкційного сплаву за такими умовами:

Межа міцності,  $\sigma_B \geq 100$  МПа;

$\delta \geq 50\%$ .

Ціна мінімальна.

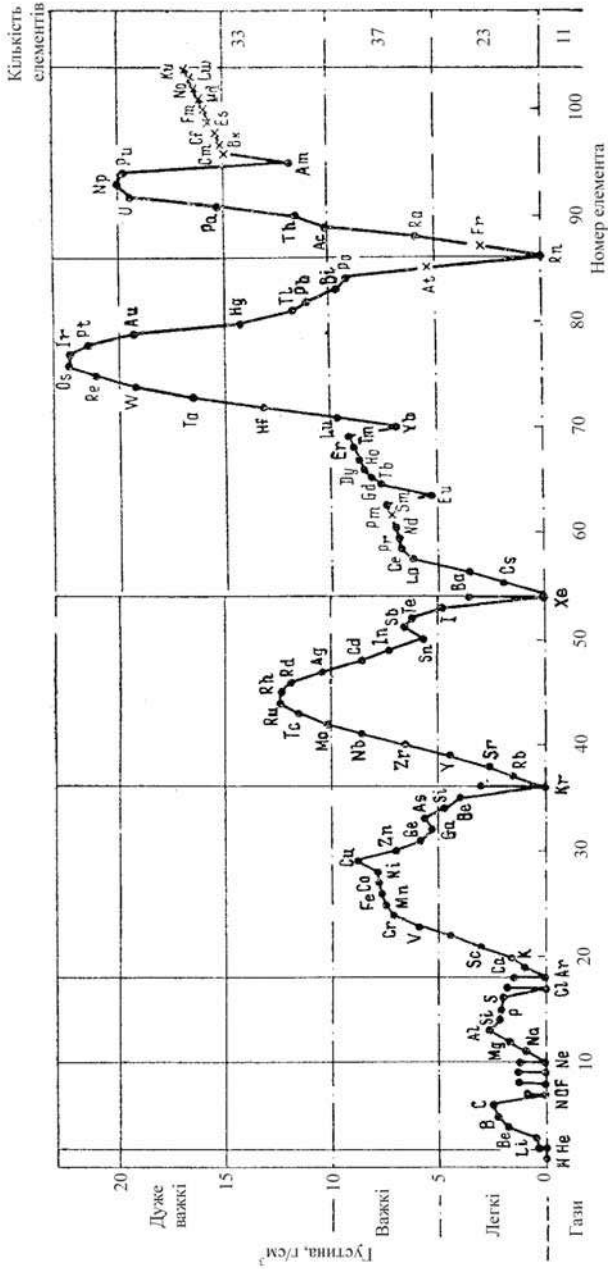


Рисунок 119 – Розподіл хімічних елементів за густиною

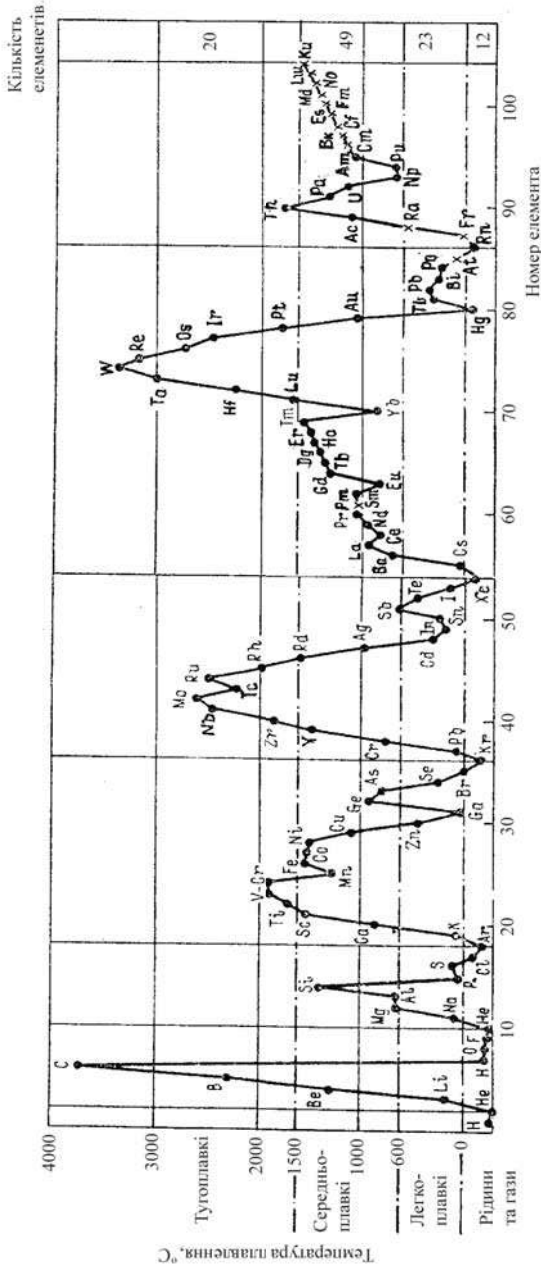


Рисунок 120 – Розподіл хімічних елементів за температурою плавлення

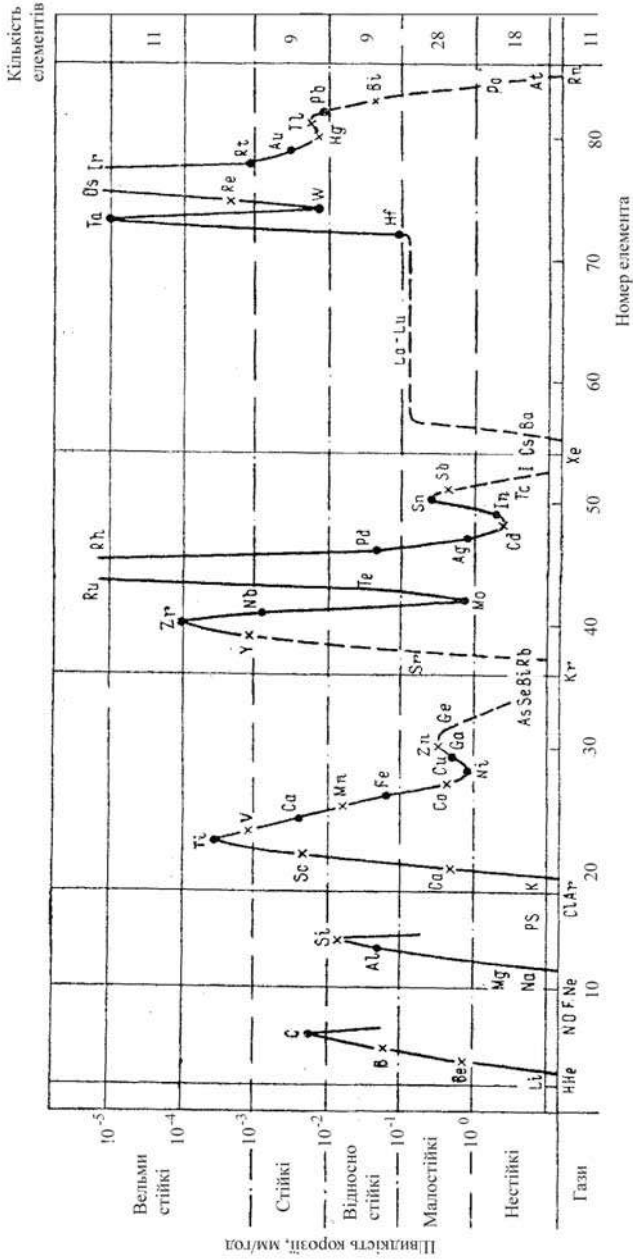


Рисунок 121 – Розподіл хімічних елементів за стійкістю проти корозії

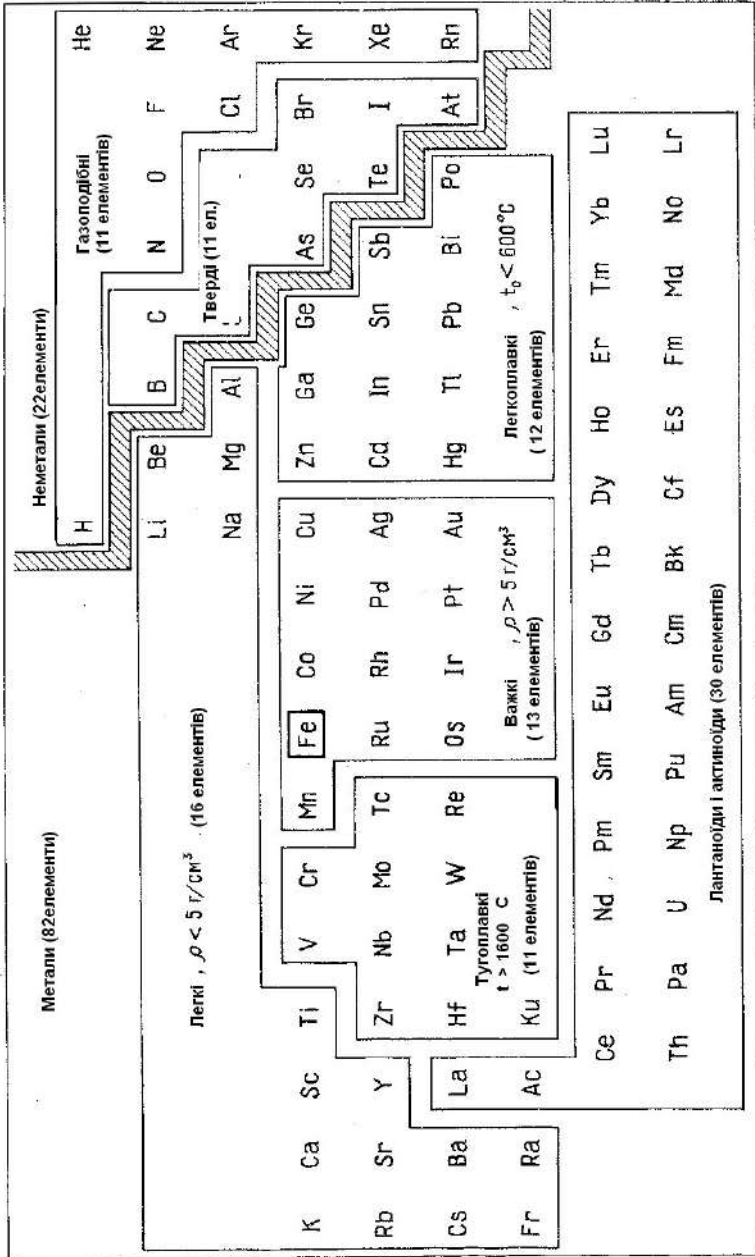


Рисунок 122 – Розподіл хімічних елементів за провідною властивістю як основи сплавів

За міцністю треба вибрати елемент з третього класу. Умовам міцності з цього класу відповідають чотири елементи: алюміній, залізо, титан та мідь.

За пластичністю вибираємо елементи з другого класу. З урахуванням міцності вимогам щодо пластичності задовольняють ті ж самі чотири елементи. Але треба врахувати ще вартість або ціну елементів. Орієнтовано вартість (ціна) елементів наведена в табл. 9. З урахуванням ціни, для основи сплаву безумовно треба вибрати залізо. Але це є найпростіший випадок.

При виборі основи для транспортних пристроїв треба враховувати, що ці пристрої, крім корисного навантаження, переміщують у просторі і власну конструкцію. Виходячи з цього, деталі та вузли більшості транспортних пристроїв мають бути, по можливості, найлегшими.

Вартість деталі може бути розраховано за наступною формулою:

$$h = S \cdot L \cdot \rho \cdot C, \quad (64)$$

де  $S$  – площа пересічення деталі;

$L$  – довжина навантаженого елемента деталі;

$\rho$  – густина;

$C$  – ціна 1 кг основи сплаву.

Коли замінити  $S$  відношенням навантаження до межі міцності, отримаємо:

$$h = \frac{P \cdot L \cdot \rho \cdot C}{\sigma_T}. \quad (65)$$

При виборі основи треба порівняти вартість виготовлення деталі із деякого матеріалу, що приймається за еталон, та іншого, більш легкого, але і більш коштовного. Еталон позначається індексом «е». Коли ми використовуємо більш коштовний матеріал, вартість деталі підвищується на  $\Delta h$ .

$$\Delta h = P \cdot L \cdot \left[ \left( \frac{\rho \cdot C}{\sigma_T} \right) - \left( \frac{\rho_e \cdot C_e}{\sigma_{Te}} \right) \right], \quad (66)$$

Таблиця 9 – Ціна хімічних елементів

Елемент	Ціна елемента, у. о.	Елемент	Ціна елемента, у. о.
Азот	0,111	Магній	1,63
Алюміній	1,35	Марганець	2,65
Аргон	1,929	Мідь	1,78
Барій	51,42	Молибден	41,134
Берилій	449,55	Арсен	28,39
Бор	182,11	Натрій	1,93
Бром	2,51	Неодим	396,42
Ванадій	128,52	Неон	69,86
Вісмут	36,42	Нікель	8,67
Водень	4,79	Ніобій	139,27
Вуглець	0,0432	Олово	22,07
Вольфрам	32,64	Празеодим	492,84
Гадоліній	3214,35	Реній	2241,4
Галій	803,56	Ртуть	43,17
Гафній	2839,27	Самарій	428,57
Гелій	119,98	Свинець	1,43
Германій	1285,7	Селен	40,71
Гольмій	3857,14	Сірка	0,13
Диспрозій	1285,71	Скандій	6428,7
Європій	6428,56	Стронцій	64,27
Залізо	0,2835	Сурма	4,92
Індій	642,85	Талій	214,2
Ітербій	2571,43	Тантал	792,85
Ітрій	642,85	Телур	53,56
Йод	20,77	Тербій	749,9
Кадмій	21,42	Титан	4,6
Калій	4,92	Торій	214,2
Кальцій	7,27	Тулій	20357,13
Кисень	0,216	Фосфор	3,21
Кобальт	34,425	Фтор	2,15
Кремній	1,06	Хлор	0,15
Криптон	629,991	Хром	3,59
Ксенон	914,89	Церій	102,76
Лантан	164,97	Цинк	1,15
Літій	97,47	Цирконій	52,06
Лютецій	22499,99	Ербій	1285,71

Якщо вартість перевезення 1 кг корисного вантажу дорівнює  $C$ , заміна еталонного сплаву більш легким дозволить перевезти додатковий вантаж, що скоротить вартість транспортування на  $\Delta d$ .

$$\Delta d = P \cdot L \cdot \frac{\rho_e / \sigma_{Te}}{\rho / \sigma_T} \cdot C. \quad (67)$$

Після деяких математичних перетворювань одержимо наступне відношення:

$$\frac{\Delta h}{\Delta d} = \frac{(\sigma_{Te} \cdot \rho \cdot C - \sigma_T \cdot \rho_e \cdot C_e)}{\sigma_T \cdot \rho_e - \sigma_e \cdot \rho} \cdot C. \quad (68)$$

Позначимо вираз у дужках, як  $F$ .

Тоді умовою економічності заміни еталону більш легким сплавом буде:

$$\frac{F}{C} < 1, \quad (69)$$

де  $C$  – залежить від типу транспортного засобу;

$F$  – залежить від властивостей сплаву.

Розрахунки краще представити у вигляді табл. 10, де порівняємо залізо, алюміній, титан та берилій в якості основи сплавів для деталей транспортних засобів.

Таблиця 10 – Вибір основи сплавів для транспортних пристроїв

Основа	Fe	Ti	Al	Be
Густина, кг / м <sup>3</sup>	7,86	2,7	4,5	1,8
Межа текучості, МПа	200	80	300	500
Ціна, ум. одиниць	0,2	0,63	2,15	210
$F$	1	2,4	1,1	24,5
$F / C (C = 5)$	-	0,48	0,22	4,9
$F / C (C = 10)$	-	0,24	0,11	2,45
$F / C (C = 100)$	-	0,024	0,011	0,24

$F / C = 1$  відповідає нерухомому пристрою, для якого заміна заліза іншою основою не має сенсу.

Величини  $F / C$ , що дорівнюють 5, 10 та 100 відповідають взагалі наземному транспорту, авіаційному та космічному відповідно. Заміна залізних сплавів сплавами на основі алюмінію виправдана для автомобілів, використання титану – у літаках (рис. 123), берилію – в космічних апаратах. Відомо, що космічний корабель для посадки на поверхню Місяця було зроблено зі сплаву на основі берилію (рис. 124).



Рисунок 123 – Надзвуковий літак, виготовлений зі сплаву на основі титану

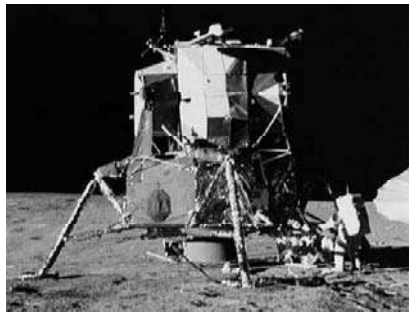


Рисунок 124 – Посадочний модуль космічного корабля Аполон, виготовлений зі сплаву на основі берилію, на поверхні Місяця

Вибір основи жароміцних сплавів. Жароміцними вважаються сплави, що працюють при температурі від 800 до 1750°C. Робоча температура жароміцних сплавів дорівнює 0,6 від температури плавлення, або температура плавлення складає 1,65 робочої температури. Для заданого діапазону робочих температур температури плавлення металів основи повинні складати 1320 – 2887°C. Згідно рис. 76 цій температурі відповідають 34

елементи. Треба одразу відкинути дуже дорогі елементи платинової групи, лантаніди, актиноїди, штучні елементи. Залишається 18 елементів, що за робочою температурою розділяються на чотири групи:

Перша група –  $t_{ПД} = 1320 - 1600^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{РОБ} = 800^{\circ}\text{C}$ . До неї належать Ni, Si, Fe, Sk, Co, V.

Друга група –  $t_{ПД} = 1600 - 2000^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{РОБ} = 1000^{\circ}\text{C}$ . До неї належать Ti, Zr, Cr.

Третя група –  $t_{ПД} = 2000 - 3000^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{РОБ} = 1000^{\circ}\text{C}$ . До неї належать Nb, Hf, W.

Четверта група –  $t_{ПД} > 3000^{\circ}\text{C}$ ,  $t_{РОБ} = 1750^{\circ}\text{C}$ . До цієї групи належать Re, W, C, Ta, Mo.

Серед цих елементів є дорогі, використання яких є економічно недоцільним (Re, Sc, Hf, Y), дуже крихкі (B, C) і такі, що легко окислюються при підвищених температурах (Ti, Fe, W, Mo). Залишаються два елементи – нікель і кобальт, що найчастіше використовуються в промисловості як основи жароміцних сплавів. W, Mo, Nb використовуються в якості арматури в жароміцних композитних ливарних сплавах, де вони захищені від окислення матрицею на основі нікелю.

#### 7.4 Основи легування сплавів

Розчинення будь-якого елемента в основі завжди підвищує характеристики міцності: тимчасовий опір, межу текучості та пропорційності. Залежність міцності від концентрації легуючого елемента є нелінійною (рис. 125).

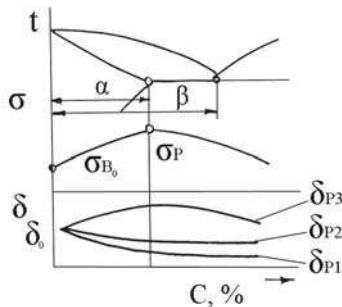


Рисунок 125 – Вплив концентрації легуючого елемента на міцність і пластичність сплаву

Важливі два показники:  $\sigma_B$  за умов нульової концентрації легуючого елемента і  $\sigma_p$  – міцність на межі розчинності. Напрямок зміни міцності в заевтектичній області залежить від властивостей легуючого компонента і структури евтектики: він може бути і низхідним і східним.

Більш складною є залежність пластичності від легуючого додатка. У більшості випадків при збільшенні концентрації легуючого додатка пластичність круто падає ( $\delta_1$ ), в інших випадках падіння є не таким крутим ( $\delta_2$ ), у деяких випадках пластичність, навіть, дещо зростає ( $\delta_3$ ). Пластичність сплаву залежить від двох критеріїв: найбільшої (граничної) розчинності  $\alpha$  і критерію розподілення  $\omega$ :

$$(\omega) = \frac{\alpha}{\beta}, \quad (70)$$

де  $\alpha$  – критерій розчинності – гранична розчинність елемента у твердій фазі при температурі евтектики, перитектики або монотектики;  $\beta$  – критерій поєднання – відповідає граничній розчинності елемента у рідкій фазі основи.

Критерій  $\omega$  визначає характер розподілення хімічного елемента в основі. Чим менше  $\omega$ , тим більшою є схилість елемента концентруватися на межах зерен. При  $\omega = 1$  легуючий елемент розподілений у сплаві рівномірно. При  $\omega \rightarrow 0$  концентрація елемента на межах зерен буде швидко збільшуватись. Тому при  $\omega < 0,01$  елемент є шкідливою домішкою.

Такі елементи круто знижують пластичність, а за умов підвищених концентрацій – і міцність. При  $\omega \geq 0,1$  пластичність зберігає значення, що наближується до пластичності основи. При подальшому збільшенні розчинності елемента пластичність починає знижуватись.

Дуже цікавим є поєднання великого (близького до 1)  $\omega$  з невеликим значенням  $\alpha$  (десяті долі відсотка). При цьому пластичність основи зростає. Але така комбінація зустрічається порівняно рідко.

В залежності від критеріїв  $\alpha$  і  $\omega$  легуючі елементи розділяють на чотири розряди.

1. Основні легуючі елементи.  $\alpha \geq 1\%$  і  $\omega$  обмежується межевою величиною  $\omega_{кр}$ , при значенні нижче за яку елементи є шкідливими домішками. Це елементи – головні зміцнювачі та їх можна вводити в основу поодинці.

2. Допоміжні легуючі елементи.  $0,01\% \leq \alpha \leq 1\%$ ,  $\omega$  також обмежується  $\omega_{кр}$ . Це елементи, що підвищують пластичність (пластифікатори, модифікатори).

3. Шкідливі домішки. Елементи, що розташовані нижче значень  $\omega_{кр}$  при будь-якій, але не дуже малій розчинності.

4. Малорозчинні домішки.  $\alpha \leq 0,01\%$ . Реального впливу на механічні властивості не мають.

Легування є економічно доцільним, коли деталь стає дешевшою у порівнянні з деяким збільшенням вартості в зв'язку із застосуванням легуючого елемента. Коли позначити вартість деталі з чистого елемента – основи  $H_0$ , а з легуючим додатком  $H_D$ , тоді критерій доцільності легування:

$$\varepsilon = \frac{H_D}{H_0} . \quad (71)$$

Легування є економічно доцільним у випадку, коли  $\varepsilon < 1$ .

### 7.5 Зміцнення ливарних сплавів шляхом термічної обробки

Обов'язковою умовою зміцнюючої термічної обробки є суттєва зміна розчинності зміцнюючої фази при зниженні температури. Значна зміна розчинності в твердому стані при зниженні температури зустрічається порівняно рідко. Ефективність термічної обробки у випадку гартування і старіння можна оцінити за допомогою критерію  $\gamma = \frac{ab}{cd}$ . Цей критерій визначається за діаграмою стану (рис. 126), він зветься критерієм термічної обробки.

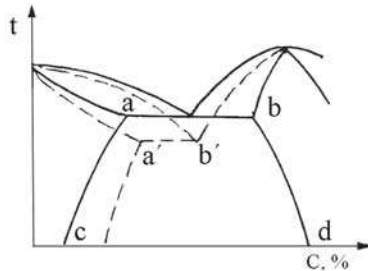


Рисунок 126 – Визначення критерію термічної обробки на діаграмі стану

При визначенні легуючих елементів, дія яких на основу здійснюється через термічну обробку, необхідно враховувати область, в якій відбувається викривлення межі розчинності в первинному розчині. Коли викривлення відбувається за низьких температур (200–300°C, або нижчих) відповідний легуючий елемент є недоцільним.

### 7.6 Модифікування ливарних сплавів

Модифікатори – це речовини, що у дуже малій кількості суттєво впливають на процеси кристалізації з розчинів або розплавів. Властивості сучасних ливарних сплавів в значному ступені зобов'язані ефективним методам модифікування.

Згідно теорії академіка П. А. Ребіндера метали і сплави розглядають як пов'язано-дисперсні системи. На початку процесу кристалізації сплав уявляє собою систему з дуже малих кристаликів – зародків, що утворюють дисперсну фазу і є відносно рівномірно розподіленими в рідкому розплаві (дисперсійному середовищі). При кристалізації зародки збільшуються до певних розмірів, зростаються один з одним і утворюють полікристалічний агрегат. Розміри, форма, а також умови зрощування окремих кристалів суттєво впливають на формування фізико-механічних і фізико-хімічних властивостей ливарних сплавів.

За характером дії на сплави модифікатори розділяють на модифікатори першого роду – поверхнево-активні речовини, дія яких полягає у вибірковій адсорбції на поверхні кристалів; і модифікатори другого роду – дуже дрібні тверді частинки, що утворюють в розплаві штучні зародки і знижують роботу утворення кристалів. І в першому і в другому випадку обмежується зростання кристалів і подрібнюється макро- і мікроструктура сплавів, тобто сплави зміцнюються на першому і другому ієрархічному рівні.

Для модифікування ливарних сплавів використовують поверхнево-активні метали, що в рідкому стані на межі з повітрям мають відносно низьку вільну поверхневу енергію.

Поверхнева активність металу як модифікатора визначається його здібністю адсорбуватися по межі розплав – кристал і характеризується величиною зниження поверхневої енергії на цій межі.

Поверхнева активність модифікатора може бути визначено за зміною його поверхневого натягу. При цьому розплавлений сплав повинен мати більш високий поверхневий натяг у порівнянні з поверхневим натягом розплавленого модифікатора.

Поверхневий натяг є основою молекулярної характеристики металеві рідини. Атоми або молекули в рідині на певних відстанях володіють взаємним тяжінням. Всередині рідини молекули знаходяться в рівновазі. Силоне поле зовнішніх молекул, що розташовані в поверхневому шарі, не є врівноваженим, що викликає залишок вільної енергії на межі розділу двох фаз. Цей залишок поверхневої енергії, що викликано некомпенсованістю міжмолекулярних зв'язків, дорівнює роботі ізотермічного і оборотного утворення одиниці поверхні, він може бути визначений у формі питомої вільної поверхневої енергії  $\sigma_{1-2}$ :

$$\sigma_{1-2} = \frac{f_S - f_V}{S_{1-2}}, \quad (72)$$

де  $f_S$  – вільна поверхнева енергія молекул у поверхневому шарі;  
 $f_V$  – їх енергія в об'ємних частинах системи;  
 $S_{1-2}$  – площа поверхні розподілу.

Зі збільшенням температури поверхневий натяг зменшується і при температурах кипіння внаслідок повного молекулярного змішування двох фаз дорівнює нулю. Модифікуюча дія додатку або домішки може бути оцінена за зміною поверхневого натягу рідкого сплаву.

Зменшення поверхневого натягу полегшує зародження центрів кристалізації і сприяє подрібненню структури.

Поверхневий натяг є пов'язаним з температурою кипіння розплаву. Для чистих елементів зв'язку температури кипіння елементів і поверхневого натягу відповідає таке рівняння лінійної регресії:

$$\sigma_{1-2} = 0,506 \cdot t_{\text{кип}} - 16,44, \quad r = 0,877 \quad (63)$$

де  $t_{\text{кип}}$  – температура кипіння елементу.

Більш тісна кореляційна залежність існує між сумою температур плавлення і кипіння елементу і поверхневим натягом:

$$\sigma_{1-2} = 0,314 \cdot (t_{\text{кип}} + t_{\text{пл}}) + 62,56, \quad r = 0,914 \quad (74)$$

де  $t_{\text{пл}}$  – температура плавлення елементу.

Використання тих чи інших хімічних елементів у якості модифікаторів залежить від коефіцієнту розподілення їх у певній основі  $K_0$ . Тут можливі два випадки. Коли  $K_0 < 1$ , то у якості модифікатора є

більш ефективною розчинена речовина з меншим коефіцієнтом розподілення. Коли  $K_0 > 1$ , більш ефективною як модифікатор є розчинена речовина з більшим коефіцієнтом розподілу. Зручніше для визначення модифікуючої здібності елементів замість коефіцієнту розподілення  $K_0$ , використовувати величину  $(1 - K_0)$  – ліквацийний коефіцієнт. Тоді, розчинена в основі речовина з більшим ліквацийним коефіцієнтом є більш ефективною в якості модифікатора – подрібнювача зерна.

Для сплавів на основі алюмінію досить великі ліквацийні коефіцієнти мають титан і бор. На рис. 127 наведено вплив титану і бору на литу структуру алюмінію.

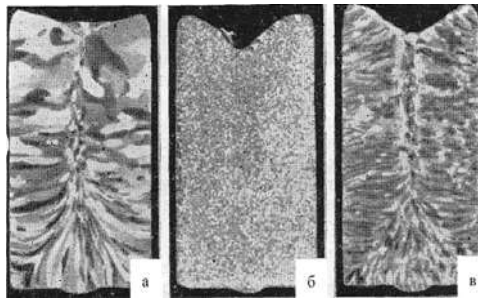


Рисунок 127 – Вплив титану і бору на литу структуру алюмінію

*a* – чистий Al; *б* – Al + 0,1% Ti; *в* – Al + 0,1% B.

### **7.7 Прогнозування доцільності розробки нових або удосконалення існуючих ливарних сплавів**

Вартість металевих виробів в значній ступені визначається їх металоємністю. Зменшити металоємність можна за рахунок створення нових або удосконалення існуючих ливарних сплавів, якісні показники яких повинні бути кращими у порівнянні з традиційними. Розробка нового або удосконалення існуючого ливарного сплаву закінчується дослідними плавками і відповідними випробуваннями, що дозволяють кількісно оцінити досягнуті показники якості. Але доцільним є можливість попередньої оцінки розробленого сплаву у порівнянні з існуючими сплавами, що традиційно використовуються для виготовлення певних металевих виробів. Це можна здійснити за допомогою методів прогнозування.

Ливарні сплави – це технічні об’єкти, комплекс властивостей яких може бути досить точно оцінений кількісно за допомогою відповідних випробувань і досліджень. Тому до сплавів можна застосувати методи прогнозування розвитку техніки за числовими параметрами, розроблені В. Г. Гмошинським і Г. І. Фліорентом.

Цими авторами запропоновано спеціальні критерії  $K_1$ , що характеризує об’єкт, що прогнозується, у порівнянні з існуючими.

Щодо якості ливарних сплавів, що розробляються, критерій  $K_1$  характеризує якість розробленого сплаву у порівнянні з існуючим, що відповідає вимогам стандартів і технічним умовам. Цей сплав вважається еталонним. Формула для визначення цього критерію має наступний вигляд [10]:

$$K_1 = \sum_{i=1}^{i=s} = \frac{K_n \cdot \varphi(i)}{\sum_{i=1}^{i=s} \varphi(i)}, \quad (75)$$

де  $\varphi(i)$  – функція, що нормує вагу відносних параметрів, що входять в ранжирувану послідовність.

Загальна кількість таких параметрів – 7 і не повинна перевищувати 10. Для визначення ваги параметрів прогнозування можна використовувати як математичні методи, так і, так звані, методи експертних оцінок.

Параметри визначаються в наступних двох модифікаціях:

1. Поліпшенню якості сплаву відповідає збільшення чисельних параметрів. В першу чергу це відноситься до механічних властивостей. Тоді:

$$K_n = \frac{P}{P_0}, \quad (76)$$

де  $P$  – чисельне значення параметра розробленого або удосконаленого сплаву;

$P_0$  – чисельна значення параметра еталонного сплаву, призначеного для виготовлення виливку.

2. Поліпшенню якості сплаву відповідає зменшення кількісних параметрів. Це, наприклад, відноситься до корозійної стійкості. Тоді:

$$K_n = \frac{P_0}{P} \quad (77)$$

Коли має місце невизначеність щодо віднесення конкретного параметра до однієї з приведених модифікацій, то ці параметри не слід включати в ранжирувану послідовність, що повинна бути гранично ясною без будь-яких невизначеностей.

Найбільш складним при прогнозуванні якості нового чи вдосконаленого сплаву є визначення функції, що формує вагу параметра.

Значення нормуючої функції визначається у передбаченні, що якісний розподіл параметрів за ранжиром відомий. Тоді для визначення нормуючої функції  $\varphi(i)$  є такі чотири умови:

1. В ранжируванні послідовності параметрів вага першого дорівнює 1 ( $\varphi(1) = 1$ ). Це не виключає можливість мати найбільшу вагу двом, або навіть більше, першим параметрам.

2. При безмежному збільшенні чисельності параметрів вага останнього дорівнює нулю.

3. Числовий ряд, складений зі значень  $\varphi(i)$  повинен сходитися.

4. В інтервалі існування  $\varphi(i)$  не повинно бути екстремумів.

Якщо ці умови виконуються, нормуюча функція має наступний вигляд:

$$\varphi(i) = \frac{i}{2^{i-1}}. \quad (78)$$

Для конструкційних сплавів, призначених для масового виробництва виливків, в ранжируванні послідовності доцільно першими двома номерами вважати межу текучості та ціну.

В якості прикладу наведемо прогнозування доцільності заміни стандартної литої конструкційної сталі 45 сталлю цієї ж марки, але модифікованою лужноземельними і рідкоземельними елементами (табл. 11).

Значення узагальненого критерію  $K_1$  є більшим за 1, таким чином заміна стандартної сталі 45 модифікованою сталлю 45 є доцільною.

Таблиця 11 – Прогнозування доцільності заміни стандартної литої сталі 45Л сталлю 45, модифікованою лужноземельними та рідкоземельними елементами

Номер частного параметра в ранжируванні послідовності	Параметр	Числові значення параметрів		$K_n = P / P_0$	Значення нормуючої функції, $\varphi(i)$	Добуток, $\varphi(i) \cdot K_n$	Узагальнений критерій $K_1$	
		модифікована сталь 45Л	стандартна сталь 45Л					
1	$\sigma_r$ , МПа	47,7	45,4	1,05	1,0	1,05		
2	Ціна, грн	3405	3300	1,03	1,0	1,03		
3	КСУ, МДж / м <sup>2</sup>	7,2	4,0	1,8	0,75	1,35		
4	$\delta$ , %	18,7	18,6	1,00	0,5	0,5		
5	$\Psi$ , %	39,0	34,5	1,13	0,31	0,35		
СУМА						3,56	4,28	1,20

## 7.8 Особливості синтезу окремих ливарних сплавів

Системний підхід до синтезу сплавів дає можливість визначити основні закономірності синтезу ливарних сплавів на конкретних основах. Ці закономірності зручно представити у схематичному вигляді. Розглянемо особливості синтезу ливарних сплавів на найпоширеніших основах.

### 7.8.1 Сплави на основі заліза

Вибір компонентів для сплавів на основі заліза наведено на рис. 128. В якості основних компонентів можуть бути використані 30 хімічних елементів, але економічно доцільними з них є тільки 10. В якості модифікаторів доцільно використовувати бор, лужноземельні і рідкоземельні метали. Основні шкідливі домішки – це кисень, азот, сірка, фосфор, селен, телур. З цих домішок зазвичай є присутніми в залізі кисень, сірка та фосфор. При створенні сплавів на основі заліза треба ці шкідливі домішки або вилучити або нейтралізувати.



Рисунок 128 – Вибір легуючих додатків і визначення шкідливих домішок для сплавів на основі заліза

### 7.8.2 Сплави на основі алюмінію

Вибір компонентів сплавів на основі алюмінію наведено на рис. 129.



Рисунок 129 – Вибір легуючих додатків і визначення шкідливих домішок для сплавів на основі алюмінію

Економічно доцільні легуючі елементи – це кремній, магній, мідь та цинк. Лужні метали натрій і калій в невеликих кількостях є модифікаторами, а в великих – шкідливими домішками.

## ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ

1. Визначення терміну сплав, компоненти сплавів.
2. Виникнення та історія розвитку сплавів.
3. Сучасні тенденції розвитку сплавів.
4. Випробування ливарних сплавів на розтягнення.
5. Основні види діаграм на розтягнення.
6. Визначення твердості за Брінелем, Роквелом і Вікерсом.
7. Динамічні випробування, визначення ударної в'язкості.
8. Визначення густини ливарних сплавів
9. Визначення теплопровідності і електропровідності ливарних сплавів.
10. Теоретична міцність сплавів та її визначення
11. Розбіжність між теоретичною та реальною міцністю, дефекти кристалічної ґратки.
12. Виникнення і розповсюдження тріщин.
13. Крихка руйнація.
14. В'язка руйнація.
15. Втоплена руйнація.
16. Макрофрактографія.
17. Мікрофрактографія.
18. Принцип дії електронного мікроскопу, що просвічує.
19. Метод реплік.
20. Принцип дії растрового електронного мікроскопу.
21. Металоматричні композитні матеріали.
22. Структура ливарних сплавів як складна ієрархічна система.
23. Макроструктура і мікроструктура, методи їх дослідження.
24. Субструктура, мезоструктура, атомний рівень, методи їх дослідження.
25. Твердо розчинення зміцнення (перший механізм зміцнення).
26. Взаємне гальмування дислокацій (другий механізм зміцнення).
27. Гальмування дислокацій частинками (третій механізм зміцнення).
28. Зміцнення сплавів елементами мікроструктури (четвертий механізм зміцнення).
29. Аустенітне зерно в сталі, методи його виявлення і визначення.
30. Класифікація неметалевих вкраплень.
31. Оксидні вкраплення.

32. Сульфідні вкраплення.
33. Нітридні вкраплення.
34. Методи дослідження неметалевих вкраплень.
35. Задача і методи синтезу сплавів.
36. Розподіл хімічних елементів за міцністю, пластичністю, густиною, температурою плавлення.
37. Вибір основи сплавів для транспортних пристроїв.
38. Вибір основи жароміцних і провідникових сплавів.
39. Основи легування ливарних сплавів.
40. Зміцнення ливарних сплавів за рахунок термічної обробки.

**РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА**

1. Гуляев Б. Б. Теория литейных процессов / Гуляев Б. Б. – Л. : Машиностроение, 1976. – 216 с.
2. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов / Золоторевский В. С. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
3. Жуковец И. И. Механические испытания металлов / Жуковец И. И. – М. : Высшая школа, 1980. – 252 с.
4. Бокштейн Б. С. Металловедение и термическая обработка: справочник. / [ Бокштейн Б. С., Векслер Ю. Т., Виноград М. И. и др.] ; Т. 1 Методы испытаний. – М. : Металлургия, 1983. – 352 с.
5. Фрактография и атлас фрактограмм : справ. изд. пер. с англ. / под ред. Дж. Феллоуза. – М. : Металлургия, 1982. – 489 с.
6. Гуляев А. П. Металловедение / Гуляев А. П. – М. : Металлургия, 1977. – 648 с.
7. Статическая прочность и механизм разрушения сталей: под ред. В. Даля. – М. : Металлургия, 1988. – 418 с.
8. Шульте Ю. А. Электрометаллургия стального литья / Шульте Ю. А. – М. : Металлургия, 1970. – 224 с.
9. Хеккель К. Техническое применение механики разрушения / Хеккель К.; пер. с нем. – М. : Металлургия, 1974. – 64 с.
10. Циммерман Р. Металлургия и материаловедение: справ. изд. / Р. Циммерман, К. Гюнтер; пер с нем. – М. : Металлургия, 1982. – 480 с.

## АЛФАВІТНО-ПРЕДМЕТНИЙ ПОКАЖЧИК

### А

Автоіонний мікроскоп – 80.

### В

Вибір основи жароміцних сплавів – 137.

Вибір основи сплаву – 125.

Види мікрозламів – 67.

Визначення густини ливарних сплавів – 35.

Визначення міцності і пластичності – 19.

Визначення твердості: за Брінелем – 25.

за Роквелом – 27

за Вікерсом – 28.

Визначення теплопровідності – 36.

Відносне подовження, звуження – 22.

Вплив неметалевих вкраплень на механічні властивості сталі – 113.

Втомлена руйнація – 54.

В'язка руйнація – 53.

В'язкість руйнації – 48, 117.

### Д

Дефекти кристалічної ґратки – 42.

Динамічні випробування – 30.

Дислокації крайові, гвинтові – 42.

Домішки: шкідливі, остатні, нейтральні, приховані – 6.

### Е

Екзогенні вкраплення – 95.

Експериментальні методи дослідження руйнації ливарних сплавів – 57.

Електронні мікроскопи – 65

### З

Зміцнення ливарних сплавів на атомному рівні – 74.

Зміцнення ливарних сплавів шляхом термічної обробки – 140.

Зміцнення сплавів на рівні мезоструктури – 79.

на рівні мікроструктури – 82.

на рівні субструктури – 81.

Зона локальної пластичної деформації – 119.

Зразки для випробувань на розтягнення – 15.

### І

Ієрархія підсистем структури ливарних сплавів – 74.

## К

- Класифікація неметалевих вкраплень – 89.
- Класифікація сплавів – 124.
- Комбінації основних механізмів зміцнення – 84.
- Компоненти – 5.
- Крихка руйнація – 46.

## Л

- Легуючі добавки – 5.

## М

- Макрофрактографія – 57.
- Маятникові копри – 32;34.
- Метал – 4
- Методи аналізу неметалевих вкраплень – 95.
- Методи підвищення міцності ливарних сплавів – 72.
- Методи синтезу сплавів – 123.
- Механічні властивості: міцність, пружність, пластичність, твердість – 17.
- Механічні випробування – 14.
- Межа пропорційності, пружності, текучості – 21.
- Мікрофрактографія – 62.
- Модифікування ливарних сплавів – 141.

## Н

- Неметалеві вкраплення – 87.
- Нітридні вкраплення – 93.

## О

- Оксидні вкраплення – 89.
- Основа – 5.
- Основи легування сплавів – 138.
- Особливості синтезу окремих ливарних сплавів – 146
- Оцінка забрудненості неметалевими вкрапленнями – 109.

## П

- Прогнозування доцільності розробки нових або удосконалення існуючих ливарних сплавів – 143

## Р

- Рентгеноспектральний мікроаналіз – 99.
- Рентгеноструктурний аналіз – 77.
- Руйнація ливарних сплавів – 44.
- Рух дислокацій – 44.

## С

Світловий мікроскоп – 63.  
Синтез ливарних сплавів – 123.  
Структура ливарних сплавів – 74.  
Сульфідні вкраплення – 91.

## Т

Твердорозчинне зміцнення – 77.  
Теоретична міцність сплавів – 40.

## Ф

Фрактографія – 57.

## Ц

Центр руйнації – 61.  
Ціна хімічних елементів – 135.

## ЗМІСТ

ВСТУП .....	3
ТЕМА 1. ЗАГАЛЬНІ ВІДОМОСТІ ПРО СПЛАВИ .....	4
1.1 Основні визначення .....	5
1.2 Виникнення та історія розвитку сплавів .....	6
1.3 Сучасні тенденції розвитку сплавів .....	10
ТЕМА 2. ОСНОВНІ ВЛАСИВОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ ТА ЇХ ВИЗНАЧЕННЯ .....	14
2.1 Механічні властивості .....	14
2.2 Зразки для випробувань на розтягнення та їх виготовлення .....	15
2.3 Визначення міцності і пластичних властивостей .....	19
2.4 Визначення твердості .....	25
2.5 Динамічні випробування .....	30
2.6 Визначення густини ливарних сплавів .....	35
2.7 Визначення теплопровідності .....	36
ТЕМА 3. ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ РУЙНАЦІЇ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ .....	40
3.1 Теоретична міцність сплавів .....	40
3.2 Дислокації як основний чинник розбіжності між теоретичною та реальною міцністю металів і сплавів .....	41
3.3 Руйнація як процес виникнення та розповсюдження тріщини .....	44
3.4 Крихка руйнація ливарних сплавів .....	46
3.5 В'язкість руйнації та її визначення .....	48
3.6 В'язка руйнація .....	53
3.7 Втоплена руйнація .....	54
ТЕМА 4. ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНІ МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ РУЙНАЦІЇ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ .....	57
4.1 Макрофрактографія .....	57
4.2 Мікрофрактографія .....	62
ТЕМА 5. ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ПІДВИЩЕННЯ МІЦНОСТІ ТА ПЛАСТИЧНОСТІ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ .....	72
5.1 Два основні методи підвищення міцності ливарних сплавів .....	72
5.2 Структура ливарних сплавів як складна ієрархічна система .....	74
5.3 Зміцнення ливарних сплавів на атомному рівні .....	74
5.4 Зміцнення сплавів на рівні мезоструктури .....	79
5.5 Зміцнення ливарних сплавів на рівні субструктури .....	81
5.6 Зміцнення ливарних сплавів на рівні мікроструктури .....	82

5.7 Комбінації основних механізмів зміцнення .....	84
ТЕМА 6. НЕМЕТАЛЕВІ ВКРАПЛЕННЯ В ЛИВАРНИХ СПЛАВАХ...	87
6.1 Класифікація неметалевих вкраплень .....	89
6.2 Оксидні вкраплення .....	89
6.3 Сульфідні вкраплення .....	91
6.4 Нітридні вкраплення .....	93
6.5 Екзогенні вкраплення .....	95
6.6 Методи аналізу неметалевих вкраплень .....	95
6.7 Вплив неметалевих вкраплень на механічні властивості сталі ...	113
ТЕМА 7. СИНТЕЗ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ .....	123
7.1 Методи синтезу сплавів.....	123
7.2 Класифікація сплавів .....	124
7.3 Вибір основи сплаву .....	125
7.4 Основи легування сплавів.....	138
7.5 Зміцнення ливарних сплавів шляхом термічної обробки.....	140
7.6 Модифікування ливарних сплавів .....	141
7.7 Прогнозування доцільності розробки нових або удосконалення існуючих ливарних сплавів.....	143
7.8 Особливості синтезу окремих ливарних сплавів .....	146
7.8.1 Сплави на основі заліза .....	146
7.8.2 Сплави на основі алюмінію .....	147
ПИТАННЯ ДЛЯ САМОКОНТРОЛЮ .....	148
РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА .....	150
АЛФАВІТНО-ПРЕДМЕТНИЙ ПОКАЖЧИК.....	151

*Навчальне видання*

БЯЛІК Гаррі Абрамович  
НАУМИК Валерій Владиленович  
ЛУНЬОВ Валентин Васильович  
ПАРХОМЕНКО Андрій Валентинович

## **ТЕОРІЯ ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ**

### **Навчальний посібник**

Комп'ютерний друк та редакція: *Бялік Г. А., Наумик В. В.,  
Василевська Я. А.*  
Верстання *Гринь Д. В.*

Оригінал-макет підготовлено  
в редакційно-видавничому відділі ЗНТУ

Підписано до друку 30.05.2012. Формат 60×84 / 16. Ум. друк. арк. 9,07  
Тираж 300 прим. Зам. № 798.

Запорізький національний технічний університет  
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64  
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво про внесення суб'єкта видавничої справи  
до державного реєстру видавців, виготівників  
і розповсюджувачів видавничої продукції  
від 27.12.2005 р., серія ДК № 2394