

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторних робіт
з дисципліни «Технологічні процеси та комплекси зміцнення та
відновлення деталей машин» для студентів спеціальності
131 «Прикладна механіка» освітньої програми «Відновлення та
підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» всіх форм навчання

Методичні вказівки до виконання лабораторних робіт з дисципліни «Технологічні процеси та комплекси зміцнення та відновлення деталей машин» для студентів спеціальності 131 «Прикладна механіка» освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» всіх форм навчання / Укл. М.М. Бриков. Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2021. 51 с.

Укладачі: М.М. Бриков, д-р техн. наук, проф.

Рецензент: О. Г. Биковський, д-р техн. наук, проф.

Редактор: І.П. Аверченко

Відповідальний за випуск: М.М. Бриков, д-р техн. наук, проф.

Помічник завідуючого кафедрою з методичної роботи:
С.М. Попов д. ф. н., проф.

Затверджено

на засіданні кафедри ОТЗВ

Протокол № 2 від 20.10.2021

Рекомендовано до видання

НМК ІФФ

Протокол № 3 від 09.11.2021

ЗМІСТ

Лабораторна робота №1 Вивчення характеристик міцності матеріалів	4
Лабораторна робота №2 Плинність матеріалів під напруженням	18
Лабораторна робота №3 Визначення температурних меж дифузії (самодифузії) для атомів металів і вуглецю в фериті та аустеніті	22
Лабораторна робота №4 Вивчення методів зміцнення металевих матеріалів	28
Лабораторна робота №5 Визначення оптимальної температури нагрівання під гартування сталі заданого хімічного складу.....	43
Вказівки з техніки безпеки.....	48
Рекомендована література.....	49
Додаток А Визначення критичного номінального напруження та критичної довжини тріщини.....	51

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №1

ВИВЧЕННЯ ХАРАКТЕРИСТИК МІЦНОСТІ МАТЕРІАЛІВ

1.1 Мета роботи

Вивчити характеристики міцності матеріалів, які відбивають їх опірність до руйнування в різних умовах навантаження. Набути практичних навичок з розрахунку значень характеристик міцності на підставі даних з механічних випробувань за відповідними схемами навантажень.

1.2 Загальні відомості

У реальних умовах експлуатації матеріали деталей машин і конструкцій зазнають навантажень різних видів. Навантаження може бути класифіковане в такий спосіб:

- одиничне навантаження (статичне або ударне);
- циклічне навантаження.

Певному виду навантаження відповідають певні властивості матеріалів, якими вони повинні володіти для запобігання аварійного руйнування. Визначення цих властивостей проводять за стандартизованими випробувальними методиками.

У практиці експлуатації реальних деталей машин і елементів конструкцій практично неможливо виключити появу в матеріалах різних дефектів типу тріщин. Тріщини з'являються на різних стадіях життєвого циклу виробу – під час виготовлення або в процесі експлуатації. Таким чином, фактично будь-яка конструкція експлуатується із тріщинами в її елементах, тому важливо знати ті граничні розміри тріщин, за якими даний матеріал у даних умовах навантаження не буде зруйнований.

Таким чином, сукупність видів навантаження (однократне або циклічне) і станів матеріалу (із тріщиною або без тріщини) приводить до певного різноманіття механічних властивостей матеріалів, які визначають за стандартизованими методиками (рис. 1.1). Тут наведено

основні методи випробувань і відповідні їм механічні властивості. Не враховані випробування при підвищених і знижених температурах, а також випробування на стиск, які, тим не менш, відповідають наведеній класифікації.

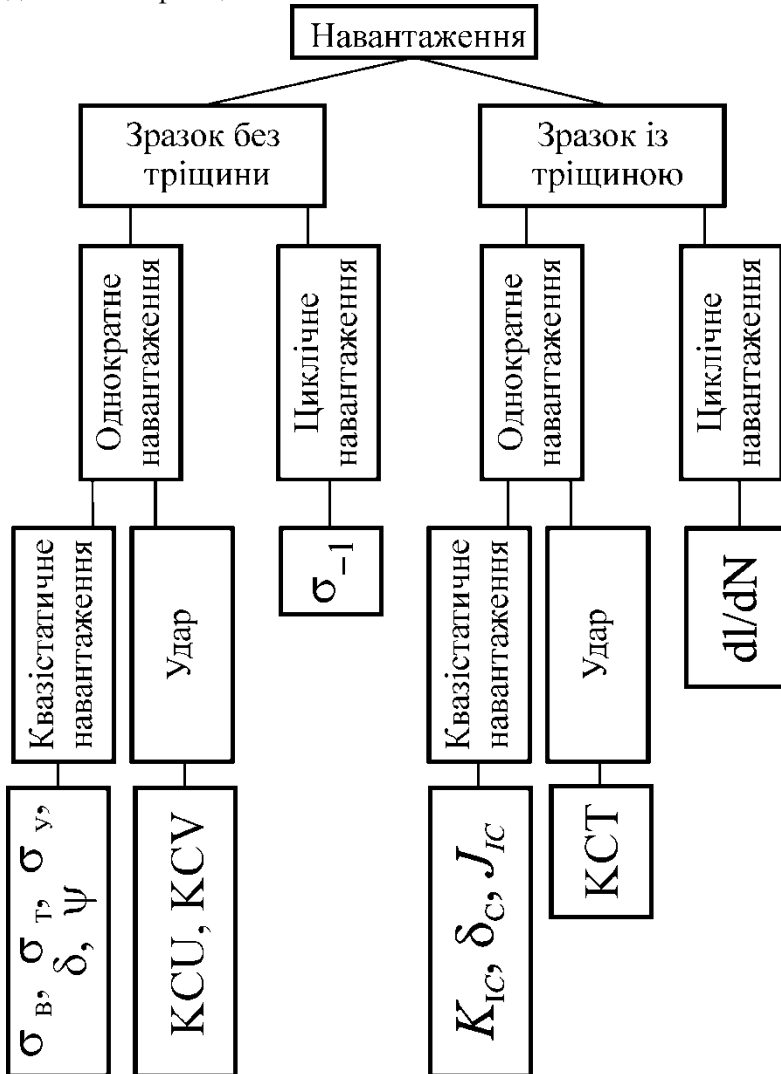


Рисунок 1.1 – Деякі види стандартизованих випробувань матеріалів і відповідні механічні властивості

1.2.1. Зразки без тріщин

Випробування матеріалів без тріщин при однократному квазістатичному навантаженні (розтягування) проводять відповідно до ГОСТ 1497-84. Цим методом визначаються такі основні механічні характеристики:

- межа пропорційності σ_y ;
- границя текучості σ_T ;
- тимчасовий опір (межа міцності) σ_B ;
- відносне подовження δ ;
- відносне звуження ψ .

Форму й розміри зразків вибирають відповідно до вимог стандарту. Креслення й розміри зразків першого типу наведені на рисунку 1.2 і в таблиці 1.1.

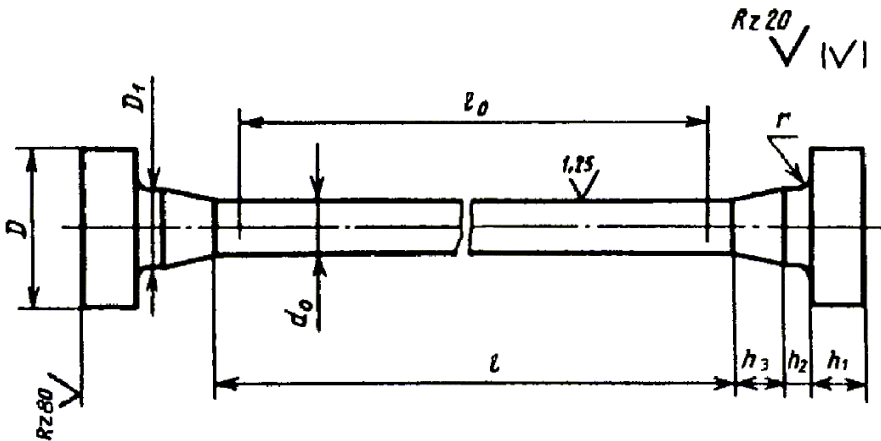


Рисунок 1.2 – Пропорційний циліндричний зразок, тип 1

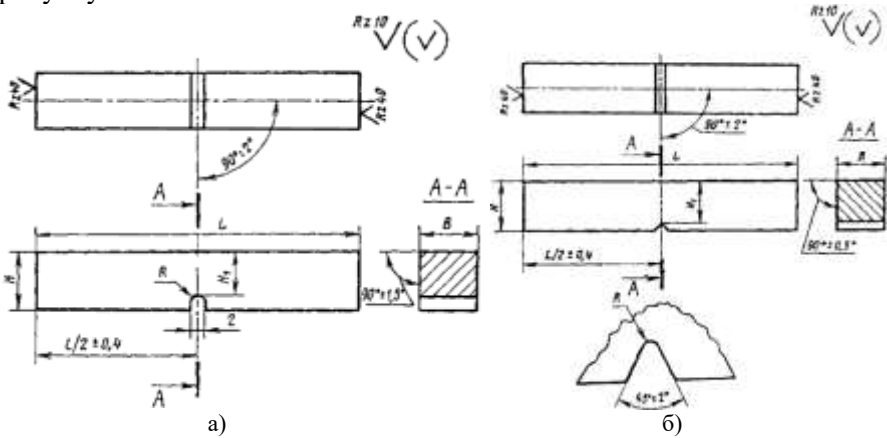
Таблиця 1.1 – Розміри зразків типу 1, мм

Номер зразка	d_0	$l_0 = 5d_0$	$l_0 = 10d_0$	l	D	D_1	r	h_1	h_2	h_3
1	25	125	250	$l_0 +$	45	28	(0,10	25	12,5	25
2	20	100	200	(0,5	36	24	...	20	10,0	20
3	15	75	150	...	28	18	0,15) d	15	7,5	15
4	10	50	100	$2)d_0$	20	13		10	5,0	10

Випробування матеріалів без тріщин при однократному ударі

проводять відповідно до ГОСТ 9454-78. Метод заснований на руйнуванні зразка з концентратором посередині одним ударом маятнікового копра. Кінці зразка розташовують на опорах. У результаті випробування визначають повну роботу, витрачену при ударі (робота удару), K або ударну в'язкість. Під ударною в'язкістю слід розуміти роботу удару, віднесену до початкової площі поперечного перерізу зразка в місці концентратора.

Форми зразків з концентраторами різного виду наведені на рисунку 1.3.



а – зразок з концентратором виду U ; б – зразок з концентратором виду V

Рисунок 1.3 – Зразки для випробувань на ударний вигин за ГОСТ 9454-78

Розміри зразків вибирають із відповідної таблиці ГОСТу. Ширина B варіюється від 2 до 10 мм.

Для випробувань застосовують маятнікові копри - за ГОСТ 10707-82. Швидкість руху маятника в момент ударів повинна бути:

$5 \pm 0,5$ м/с - для копрів з номінальною потенційною енергією маятника 50,0 (5,0); 150 (15); 300 (30) Дж (кгс×м);

$4 \pm 0,25$ м/с - для копрів з номінальною потенційною енергією маятника 25 (2,5); 15 (1,5); 4,5 (0,75) Дж (кгс×м);

$3 \pm 0,25$ м/с - для копрів з номінальною потенційною енергією маятника 5,0 (0,5) Дж (кгс×м).

Основні розміри опор і ножа маятника зазначені на рисунку 1.4.

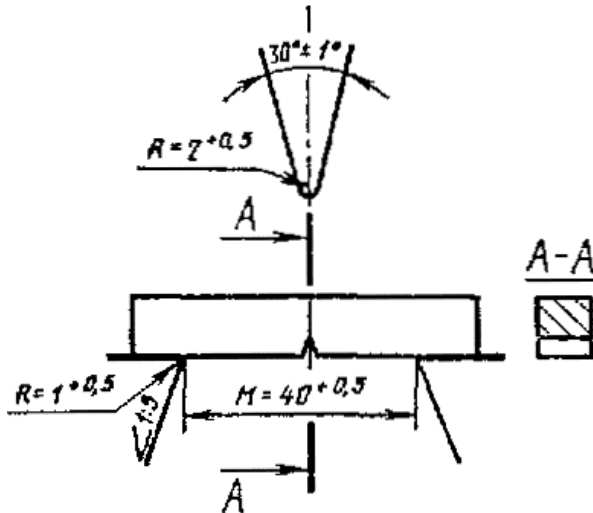


Рисунок 1.4 – Ніж маятника й опори із установленим зразком

Випробування проводиться при ударі маятника з боку, протилежного концентратору, у площині його симетрії. Роботу удару визначають за шкалою маятникового копра або аналогових відлікових пристроїв.

За результат випробування приймають роботу удару або ударну в'язкість для зразків з концентраторами видів U і V .

Ударну в'язкість (KC) Дж/см² (кгс×м/см²) обчислюють за формулою:

$$KC = \frac{K}{S_0},$$

де KC – робота удару, Дж (кгс·м);

S_0 – початкова площа поперечного перерізу зразка в місці концентратора, см², що обчислюється по формулі:

$$S_0 = H_1 B,$$

де H_1 – початкова висота робочої частини зразка, см;

B – початкова ширина зразка, м (див).

Випробування матеріалів при циклічному навантаженні (випробування на втому) проводять відповідно до ГОСТ 25.502-79. Стандарт установлює методи випробувань зразків металів і сплавів на

втому при розтяганні – стиску, вигині й крутінні. Форма зразка першого типу показана на рисунку 1.5.

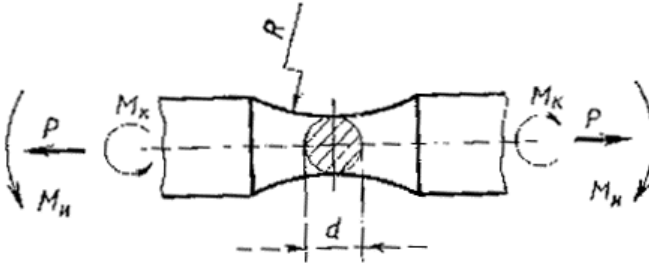


Рисунок 1.5 – Зразок для випробувань на втому за ГОСТ 25.502-79

Розмір d змінюється від 5 до 25 мм.

Одна зі схем навантаження при випробуваннях показана на рисунку 1.6.



Рисунок 1.6 – Схема навантаження при випробуваннях за ГОСТ 25.502-79 (чистий вигин)

База випробувань для визначення границь витривалості приймається:

10×10^6 циклів – для металів і сплавів, що мають практично горизонтальну ділянку на кривій втоми (чорні метали);

5×10^6 циклів – для легких сплавів і інших металів і сплавів, ординати кривих втоми яких по всій довжині безупинно зменшуються з ростом числа циклів.

За результатами випробувань на втому будують, наприклад, криву втоми й визначають границі витривалості, що відповідають імовірності руйнування 50 % (або іншим рівням імовірності, рис. 1.7).

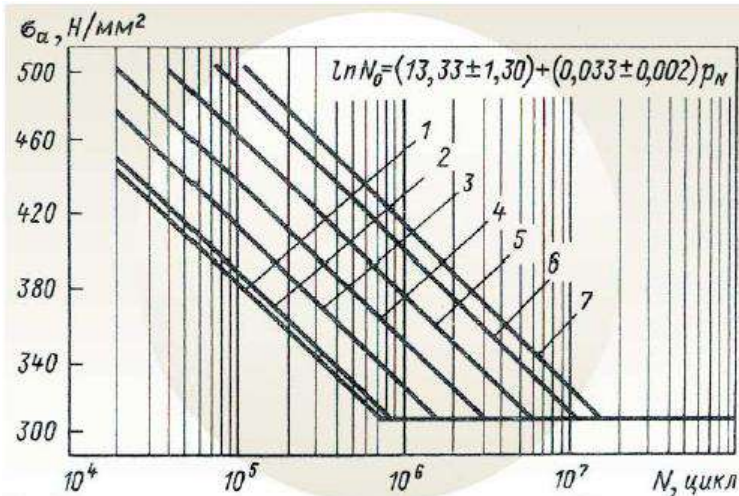


Рисунок 1.7 – Ймовірнісна діаграма втоми зразків зі сталі 60ХН при вигині з обертанням (1 – $pN=5\%$, 2 – $pN=10\%$, 3 – $pN=30\%$, 4 – $pN=50\%$, 5 – $pN=70\%$, 6 – $pN=90\%$, 7 – $pN=99,9\%$)

1.2.2. Зразки із тріщинами

Для оцінки здатності матеріалів опиратися руйнуванню в присутності тріщини використовують характеристики тріщиностійкості K_{IC} і ін. за ГОСТ 25.506-85 (квазістатичне навантаження), ударної в'язкості KCT за ГОСТ 9454-78 (ударне навантаження) і циклічної тріщиностійкості за РД 50-345-82.

Тріщиностійкість (або «в'язкість руйнування») є міра напруження, необхідного для поширення наявної тріщини. Тріщиностійкість – дуже важлива властивість матеріалу, оскільки виключити появу тріщин у конструкціях практично неможливо.

Для визначення поля напружень біля вершини тріщини використовують «коефіцієнт інтенсивності напружень» або КІН (K). Критичне значення КІН K_c показує значення напружень поблизу вершини тріщини в момент руйнування й зв'язує прикладена середнє напруження із критичною довжиною тріщини.

Розрізняють три режими руйнування тіл із тріщинами (рис. 1.8).

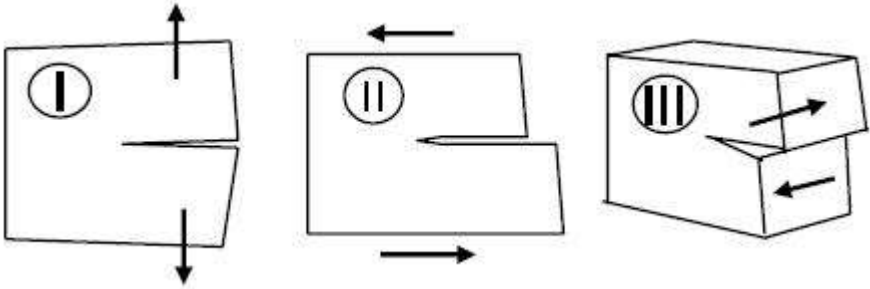


Рисунок 1.8 – Режими руйнування тіл із тріщинами

Кожному режиму руйнування відповідає свій КІН: K_I , K_{II} , K_{III} .

На практиці найпоширенішим є режим I , тому K_I використовують для характеристики тріщиностійкості матеріалу.

K_I залежить від номінального напруження в перетині, довжини тріщини й геометрії деталі:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a \beta}, \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$$

де σ – номінальне напруження, МПа;

a – довжина тріщини, м;

β – коефіцієнт, що залежить від геометрії зразка.

Значення K_{IC} , тобто КІН у першому режимі навантаження, при якому відбувається руйнування зразка, використовують як найпоширенішу характеристику тріщиностійкості матеріалу.

Для визначення K_{IC} проводять випробування за ГОСТ 25.506-85 на зразках чотирьох типів. Розглянемо один з них (рис. 1.9).

Зразок навантажують в випробувальній машині до руйнування з одночасним записом діаграми «Навантаження – зсув». Фіксують максимальне навантаження P_Q (P_C), при якій зразок зруйнувався. K_I (K_Q) обчислюють за формулою:

$$K_Q = \frac{P_Q}{t\sqrt{b}} \cdot Y_3, \quad (1.1)$$

де $Y_3 = 13,74[1 - 3,380(l/b) + 5,572(l/b)^2]$ при $0,45b \leq l \leq 0,55b$.

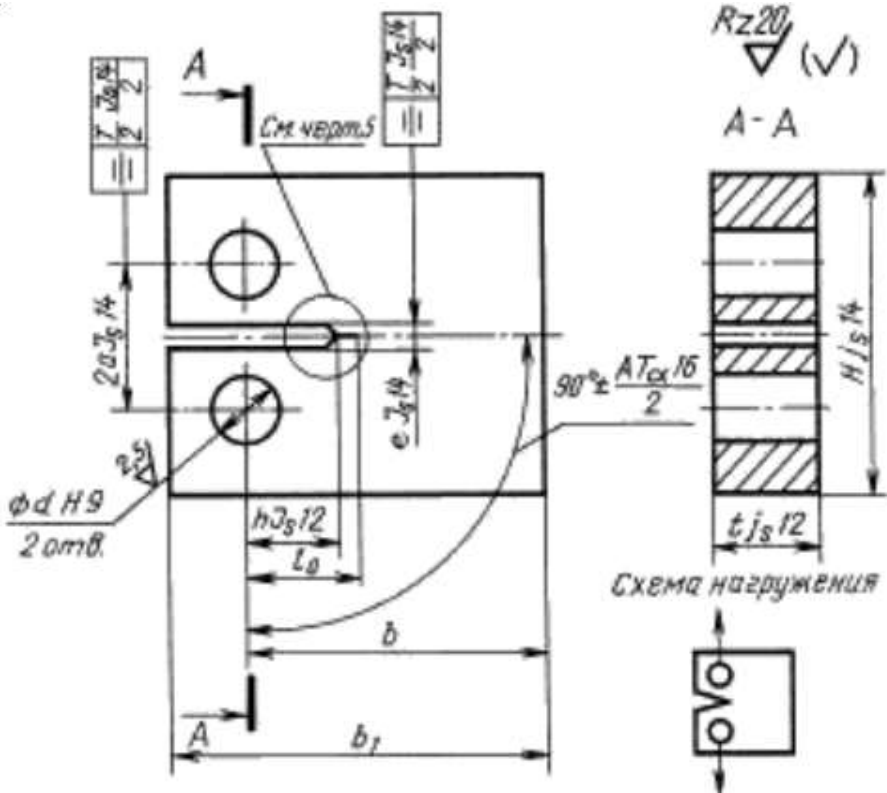


Рисунок 1.9 – Зразок для випробувань за ГОСТ 25.506-85

Важливим є правильний вибір товщини зразка. При реалізується плоский напружений стан. У цьому випадку зразок руйнується майже повністю крихко, діаграма «Навантаження – зсув» і злам зразка мають характерний вигляд (рис. 1.10 і рис. 1.11 відповідно).

$$t_{PK} = \beta_K \left(\frac{\kappa_Q}{\sigma_{0,2}} \right)^2 \quad (1.2)$$

де безрозмірний коефіцієнт β_K ухвалюють рівним 2,5 для алюмінієвих, титанових, магнієвих сплавів і сталей; 0,6 для чавунів.

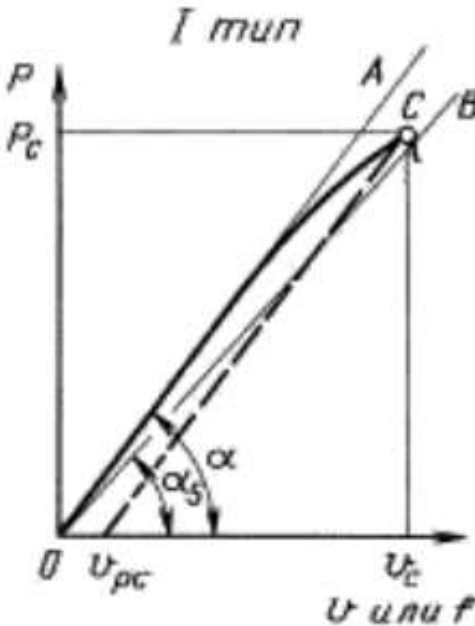


Рисунок 1.10

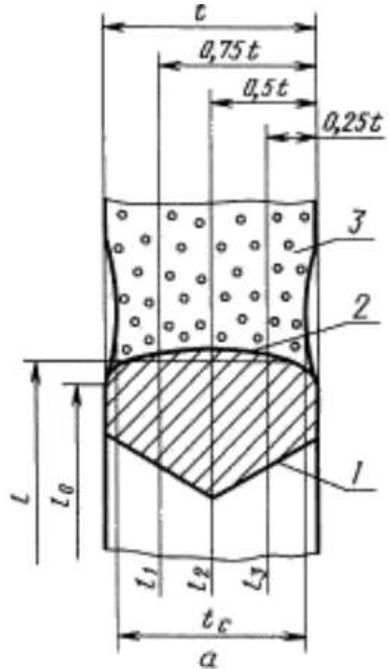


Рисунок 1.11

Якщо товщина зразка менше критичної (1.2), то перед руйнуванням зразок проходить через стадії підростання тріщини. У цьому випадку величина K_I (K_Q) залежить від товщини зразка, а діаграма «Навантаження – зсув» має один із трьох видів, показаних на рисунку 1.12.

Величина K_I (K_Q), отримана за формулою (1.1) при товщині зразка більше або рівної критичної (1.2) не залежить від товщини зразка. Ця величина і є K_{IC} . K_{IC} є максимальна інтенсивність напружень, яку матеріал здатний витримати в умовах плоского напруженого стану.

K_{IC} є довідковою характеристикою для багатьох матеріалів; її можна використовувати для визначення критичної номінальної напруги σ_C у перетині із тріщиною заданої довжини l , або для розрахунку критичної довжини тріщини l_C при заданій номінальній нарузі σ по формулах:

$$\sigma_c = \frac{K_{IC}}{Y\sqrt{\pi \cdot l}},$$

$$l_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma \cdot Y} \right)^2$$

де Y перебуває в діапазоні 0,73-1,12 залежно від розташування тріщини.

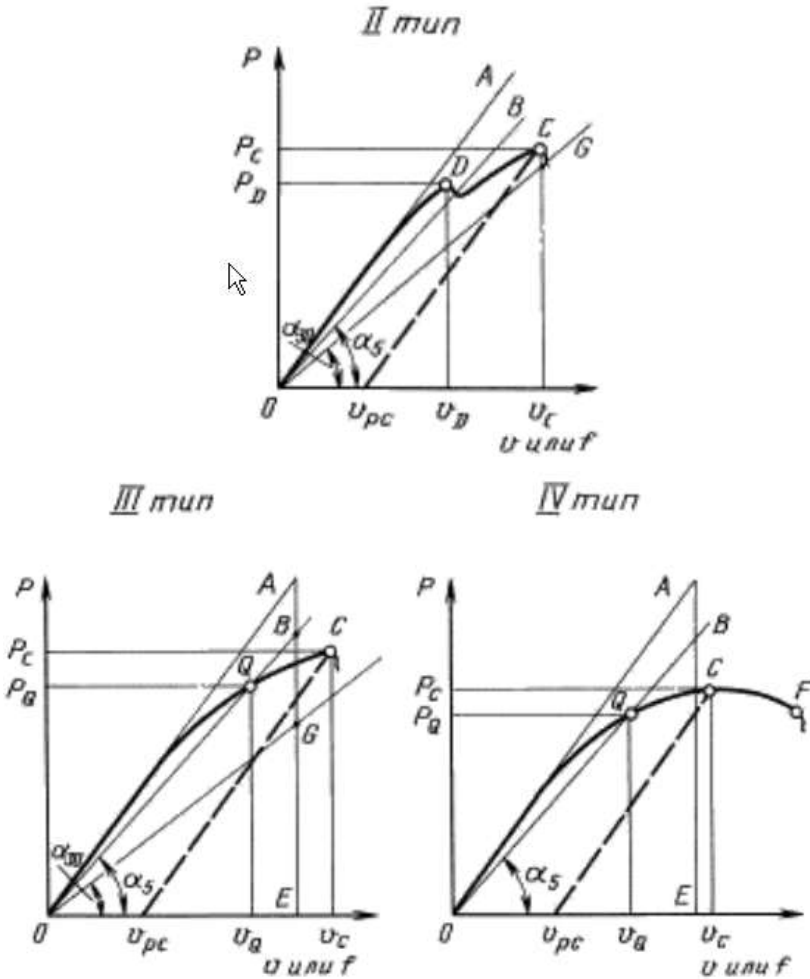


Рисунок 1.12 – Типи діаграм «Навантаження – зсув» при товщині зразка менше критичної

Чим більше величина K_{IC} тим більш стійким є матеріал до крихкого руйнування в присутності тріщин. Значення тріщиностійкості деяких матеріалів наведено в таблиці 1.2.

Таблиця 1.2

Матеріал	K_{IC} , МПа·м ^{1/2}
Алюміній і його сплави	14-36
Сталь	20-100
Титанові сплави	44-66
Корунд (окис алюмінію)	3-5
Карбід кремнію	3-5
Цемент	0,2-1,4
Полімери	0,7-1,5

Ударну в'язкість KCT за ГОСТ 9454-78 визначають аналогічно KCV , але на зразку попередньо вирощують втомну тріщину (рис. 1.13).

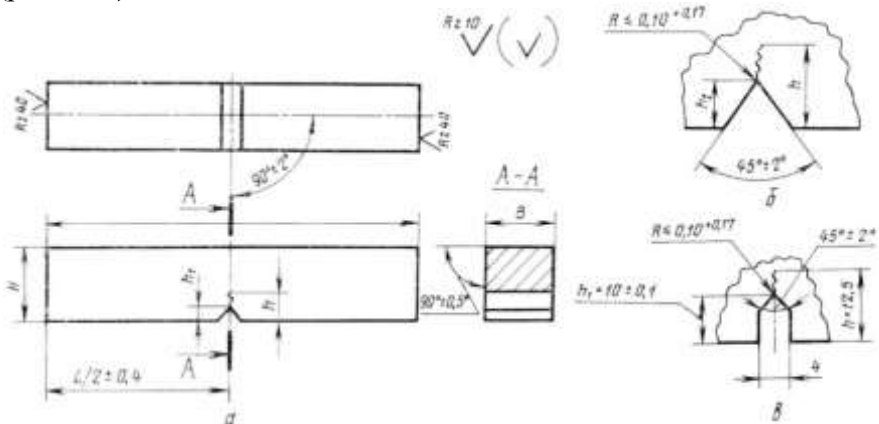


Рисунок 1.13 – Зразок із втомною тріщиною для випробувань на ударний вигин за ГОСТ 9454-78

Опірність матеріалів із тріщинами руйнуванню при циклічному силовому впливі характеризує циклічна тріщиностійкість за РД 50-345-82. Вивчити метод необхідно самостійно.

1.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості студентів до роботи

1. Наведіть класифікацію методів визначення механічних властивостей матеріалів.
2. Скільки циклів навантаження використовують як базу під час випробувань на втому за ГОСТ 25.502-79?
3. Навіщо забезпечувати товщину зразка більше критичної під час визначення тріщиностійкості за ГОСТ 25.506-85?
4. Для яких матеріалів, сталей або чавунів, критична товщина зразків для визначення КІС є більшою? Чому?
5. З якими механічними характеристиками корелює КІС?

1.4 Матеріали, інструмент, прилади, обладнання

Лабораторна робота проводиться в реально-віртуальному режимі. Деякі види випробувань проводяться на реальних зразках і реальному випробувальному устаткуванні. Інші випробування демонструються у формі відеозаписів. Після виконання роботи студенти повинні мати чітке уявлення про порядок проведення стандартизованих випробувань з визначення механічних властивостей матеріалів.

1.5 Порядок проведення лабораторної роботи

Заздалегідь підготовлені зразки випробувати за ГОСТ 1497-84 і за ГОСТ 9454-78. Результати випробувань занести до протоколу. Розрахувати відповідні механічні характеристики.

Ознайомитися з відеоматеріалами випробувань за ГОСТ 25.502-79 і 25.506-85.

За заданими значенням КІС матеріалу визначити критичну товщину деталі для реалізації плоского напруженого стану й критичну довжину тріщини для заданого номінального напруження.

1.6 Зміст звіту

Звіт повинен містити ескізи зразків для випробувань за ГОСТ 1497-84, ГОСТ 9454-78, ГОСТ 25.502-79 і 25.506-85, а також результати виконання роботи відповідно до п. 1.5.

1.7 Рекомендована література

[1-6].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №2

ПЛИННІСТЬ МАТЕРІАЛІВ ПІД НАПРУЖЕННЯМ

2.1 Мета роботи

Експериментально відтворити плин сталі під напруженням. Визначити вплив пластичної деформації на характеристики міцності матеріалу.

2.2 Загальні відомості

Важливою мірою міцності є границя плинності, тобто напруження, яке є необхідним для початку руху дислокацій у полікристалі. Як тільки почався пластичний плин, то для подальшого його проходження потрібні все більші й більші напруження. Рух дислокацій, що постійно утворюються, вимагає усе більш зростаючих напружень. Це явище називають деформаційним зміцненням або зміцненням пластичною деформацією.

Вихідна дислокаційна структура незміцненого кристала може бути представлена у вигляді безладного «лісу» з низькою щільністю дислокацій. При певному напруженні, що перевищує границю плинності, дислокації починають рухатися й накопичуються біля різних бар'єрів (границі зерен, включення, скупчення дислокацій в інших площинах ковзання). Місця скупчень дислокацій чинять підвищений опір своєму власному просуванню, що і є причиною зміцнення при пластичній деформації.

При зміцненні пластичною деформацією границя плинності матеріалу збільшується значно, але межа міцності залишається практично без зміни. Це можна пояснити тим, що руйнування матеріалу відбувається в момент досягнення гранично зміцненого стану, тобто при збільшенні щільності дислокація до граничного рівня. Очевидно, що однакову ступінь граничного зміцнення матеріалу можна задати як при однократному навантаженні, так і при дробовому.

Це можна схематично показати на рисунку 2.1.

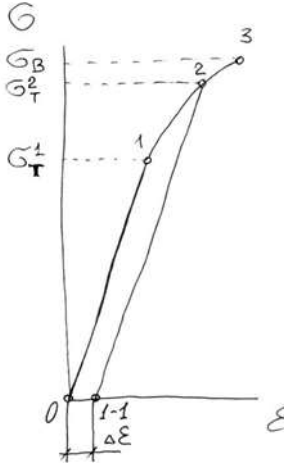


Рисунок 2.1 – Зміна механічних властивостей матеріалу під час пластичній деформації

Нехай є два зразки деякого матеріалу, які підготовлено для випробувань на розтягування. Перший зразок випробовуємо до руйнування, одержуємо відповідну діаграму $0 \rightarrow 1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$ і механічні характеристики σ_T^1 й σ_B . Другий зразок навантажуюмо до точки 2 і розвантажуюмо до нульового навантаження. Оскільки границю плинності матеріалу σ_T^1 було перевищено, то зразок одержав деяку залишкову деформацію $\Delta \varepsilon$, а його положення на діаграмі характеризується крапкою 1-1. Якщо цей зразок повторно випробовувати в тих же умовах навантаження, то його пластична деформація почнеться в крапці 2, а руйнування відбудеться в крапці 3, таким чином, одержимо діаграму $1-1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$. У цьому випадку границя плинності складе σ_T^2 й виявиться більше вихідної границі текучості σ_T^1 .

Цей приклад наочно ілюструє можливості пластичної деформації як методу одержання зміцненого стану. Цей спосіб зміцнення доцільно застосовувати, коли за умовами експлуатації деталі необхідно збільшити границю текучості або межу втоми, яка також підвищується при зміцненні пластичною деформацією.

2.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості студентів до роботи

1. Що обумовлює можливість плину матеріалу під навантаженням?
2. Які явища перебігають в структурі матеріалу під час пластичної деформації?
3. Чи підвищує механічний наклеп напруження початку пластичної деформації? Чому?
4. Чи підвищує механічний наклеп напруження руйнування? Чому?
5. Наведіть приклади виробів із сталі, яку зміцнено пластичною деформацією.

2.4 Матеріали, інструмент, прилади, обладнання

1. Відеоматеріали, які надають уявлення про плинність матеріалу під навантаженням, рух дислокацій, роботу джерел утворення дислокацій.
2. Лабораторний стенд для демонстрації плинності матеріалу під навантаженням.
3. Зразки дроту сталі у відпаленому та нагартваному стані.
4. Мікрометр.
5. Вантажі певної маси.

2.5 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Ознайомитись із відеоматеріалами за темою роботи.
2. Закріпити сталевий відпалений дріт на лабораторному стенді. Виміряти діаметр дроту до навантаження. Обчислити площу перерізу дроту.

3. Провести навантаження дроту вантажами певної маси до початку плину матеріалу. Записати величину навантаження, яке спричинило плин. Розрахувати і записати напруження плину.

4. Після зупинення плину виміряти діаметр дроту, розрахувати переріз і напруження у перерізі.

5. Розвантажити дріт.

6. Повторно навантажувати дріт до початку плину. Записати навантаження початку плину.

7. Навантажувати дріт до руйнування. Записати навантаження руйнування. Виміряти діаметр дроту, обчислити площу перерізу і напруження руйнування.

8. Закріпити сталевий нагартований дріт на лабораторному стенді. Виміряти діаметр дроту до навантаження. Обчислити площу перерізу дроту.

9. Провести навантаження дроту вантажами певної маси до початку плину матеріалу. Записати величину навантаження, яке спричинило плин. Розрахувати і записати напруження плину.

10. Навантажувати дріт до руйнування. Записати навантаження руйнування. Виміряти діаметр дроту, обчислити площу перерізу і напруження руйнування.

11. Результати вимірювань оформити у вигляді таблиці.

12. Порівняти результати, зробити висновки.

2.6 Зміст звіту

Звіт повинен містити загальні відомості за п. 2.2, а також результати проведення роботи за п. 2.5.

2.7 Рекомендована література

[7-9].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №3 ВИЗНАЧЕННЯ ТЕМПЕРАТУРНИХ МЕЖ ДИФУЗІЇ (САМОДИФУЗІЇ) ДЛЯ АТОМІВ МЕТАЛІВ І ВУГЛЕЦЮ В ФЕРИТІ ТА АУСТЕНІТІ

3.1 Мета роботи

На підставі теоретичного аналізу і практичного досвіду дістати чіткого уявлення про температурні межі дифузії атомів в провадження і атомів заміщення в залізовуглецевих сплавах.

3.2 Загальні відомості

У теорії й практиці зміцнення й термічної обробки металевих матеріалів найважливіша роль належить дифузійним процесам.

Наприклад, у процесі охолодження заліза й сплавів на його основі відбувається фазове перетворення $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$. При повільному охолодженні перетворення відбувається дифузійним шляхом, за способом «атом за атомом». Для цього необхідно «відірвати» атом від кристалічної ґратки вихідної фази й «приєднати» його до кристалічної ґратки фази, що знову утворюється.

Для ініціювання цього процесу потрібна велика енергія, так звана енергія активації. Так, енергія активації перлітного перетворення в вуглецевій сталі дорівнює 200 кДж/моль. Однак, при приєднанні атома до нової кристалічної ґратки більша частина цієї енергії виділяється. Тому тепловий ефект перлітного перетворення становить лише 0,04 кДж/моль.

Швидкість дифузії характеризується коефіцієнтом дифузії D , який залежить від абсолютної температури T і енергії активації дифузії Q :

$$D = D_0 \exp(-Q/RT),$$

де R – газова стала, 0,008314 кДж/(моль* К);

D_0 – константа рівняння, чисельно рівна коефіцієнту дифузії при $T=\infty$.

Коефіцієнт дифузії D дорівнює квадрату відстані в см, який даний атом проходить за одну секунду, таким чином, середня відстань, яку атом пройде за секунду, складе $\sqrt{D}$.

Нижче приводяться рівняння температурної залежності коефіцієнтів самодифузії заліза.

Температурна залежність коефіцієнта самодифузії заліза Fe_α представляється наступними рівняннями:

для Fe_α :

$$\begin{aligned} D &= 2,3 \cdot 10^3 \exp(-306/RT), \\ D &= 5,3 \cdot 10^2 \exp(-280/RT) \end{aligned} \quad (3.1)$$

для Fe_γ :

$$\begin{aligned} D &= 5,8 \exp(-310/RT), \\ D &= 0,7 \exp(-284/RT), \\ D &= 1,3 \exp(-280/RT). \end{aligned}$$

Технологічні процеси зміцнення й знеміцнення сталі в більшості випадків пов'язані з дифузією вуглецю й впливом легувальних елементів на цей процес. Залежність коефіцієнта дифузії вуглецю в нелегованому аустеніті від концентрації й температури можна виразити так:

$$D = (0,04 + 0,08 \cdot \%3) \exp(-131/RT). \quad (3.2)$$

Легувальні елементи суттєво впливають на енергію активації дифузії вуглецю в аустеніті. Уведення в сталь марганцю, вольфраму, молибдену й хрому приводить до істотного зростання енергії активації дифузії, нікель і кобальт знижують її, а кремній і алюміній практично не впливають на енергію активації (рис. 3.1). З цього виходить, що всі карбідоутворюючі елементи сприяють підвищенню енергії активації й тим самим зменшенню коефіцієнта дифузії в аустеніті. Ці висновки мають пряме експериментальне підтвердження.

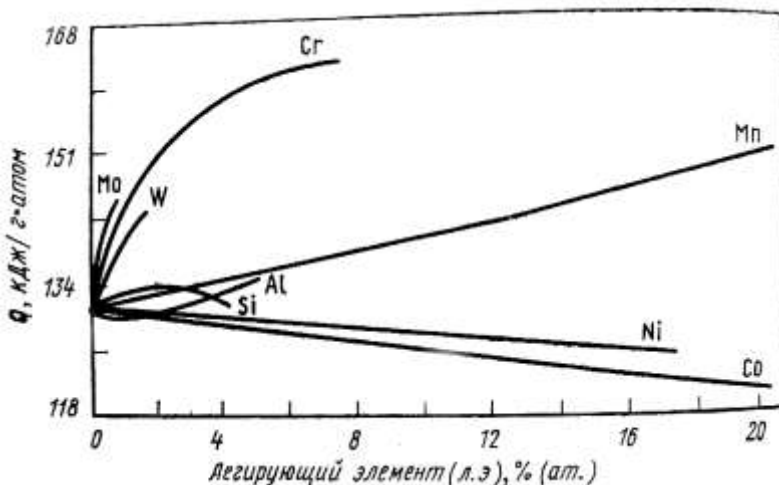


Рисунок 3.1 – Вплив легувальних елементів на енергію активації Q дифузії вуглецю в аустеніті

Дифузія є необхідною умовою деяких процесів термообробки. Наприклад, механічний наклеп приводить до зміцнення, яке можна зняти тільки дифузійним шляхом. Отже, зміцнений стан після механічного наклепу зберігається до температури початку помітної рухливості атомів заліза.

Дифузія атомів вуглецю є необхідною умовою для проходження відпускання загартованої сталі, а також бейнітного перетворення. Тому нижній температурний поріг дифузії вуглецю визначає мінімальну температуру відпускання й мінімальну температуру проходження бейнітного перетворення (із практичної точки зору).

Температурний поріг дифузії умовно може бути визначений як температура, при якій переміщення атома на відстань порядку одного ангстрема відбувається за одну секунду. Обробка залежностей (3.1) і (3.2) дозволяє побудувати діаграму, яка наочно ілюструє температурний поріг дифузії для вуглецю й самодифузії для атомів заліза (рис. 3.2). Умова «один ангстрем у секунду» дотримується в точці перетинання залежностями вісі абсцис.

Згідно із залежністю 1 (див. рис. 3.2) при температурі близько 200°C атом вуглецю проходить відстань в один ангстрем за одну секунду. Зниження температури на 100°C знижує швидкість дифузії в

сто раз, тому на практиці час, необхідний для проходження відповідних технологічних процесів, стає неприйнятним.

Згідно із залежністю 3.2 (див. рис. 3.2) температурний поріг дифузії атомів заліза становить приблизно 600°C . Ця температура відповідає правилу А.А.Бочвара, відповідно до якого температурний поріг рекристалізації (ТПР) для металів становить приблизно $0,4 T_{\text{топ}}$. Таким чином, для заліза ТПР становить $0,4 \cdot 1539 = 615^{\circ}\text{C}$.

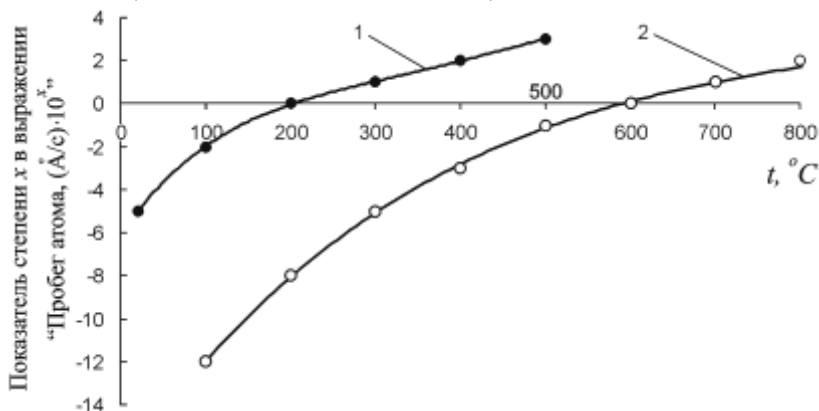


Рисунок 3.2 – Діаграма, що ілюструє температурний поріг дифузії атомів вуглецю (1) і заліза (2)

3.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості студентів до роботи

1. Що таке дифузія?
2. Як підрахувати шлях атому вуглецю (заліза) за одиницю часу за певної температури?
3. За якої температури починається помітна дифузія вуглецю в залізі?
4. За якої температури починається помітна самодифузія атомів заліза?
5. Як забезпечити дифузійне $\text{Fe}_{\gamma} \rightarrow \text{Fe}_{\alpha}$ перетворення під час охолодження?

6. Які легувальні елементи найсильніше гальмують дифузію вуглецю в залізі? Наведіть приклад технологічної операції, коли таке гальмування є корисним.

3.4 Матеріали, інструмент, прилади, обладнання

1. Зразки сталі У8 у відпаленому стані.
2. Піч опору лабораторна СУОЛ 0,25.1.1/12МР-НЗ.
3. Термопара ХА, прилад А-565-003-02.
4. Твердомір типу Вікерса ТВП-5012.

3.5 Порядок проведення лабораторної роботи

Користуючись рівняннями для коефіцієнту дифузії в залежності від температури розрахувати температурні межі початку помітної дифузії атомів вуглецю в фериті і аустеніті, а також самодифузії атомів заліза.

Загартувати зразок сталі У8 від 800° С. Виміряти його твердість. Провести витримку загартованого зразка при 100° С впродовж однієї години. Виміряти його твердість після витримки. Витримати той же зразок при 150° С впродовж однієї години. Виміряти його твердість після витримки. Зробити висновки.

Виміряти твердість відпаленого зразка сталі У8. Провести наклеп зразка в холодному стані. Виміряти твердість після наклепу. Провести витримку наклепаного зразка при 500° С впродовж однієї години. Виміряти його твердість після витримки. Витримати той же зразок при 600° С. Виміряти його твердість після витримки. Зробити висновки.

3.6 Зміст звіту

Звіт повинен містити рівняння для коефіцієнту дифузії (самодифузії) для атомів вуглецю і заліза, результати розрахунків критичних температур початку дифузії, результати експериментів за п. 3.5, висновки по роботі.

3.7 Рекомендована література

[10, 11].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №4

ВИВЧЕННЯ МЕТОДІВ ЗМІЦНЕННЯ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ

4.1 Мета роботи

Вивчити природу зміцнення металевих матеріалів і практичні методи одержання зміцненого стану.

4.2 Загальні відомості

Зміцнення можна розглядати з різних точок зору залежно від вимірюваної властивості. Зручно розглядати зміцнення на основі атомного механізму процесів деформації. Ці процеси визначаються наявністю дислокацій у кристалічній тілі й зовнішніми силами, прикладеними для створення або переміщення цих дислокацій.

Елементарний акт деформації здійснюється зрушенням дислокації уздовж щільноупакованої кристалографічної площини за напрямком найбільш щільного розміщення атомів (відео 1). Викривлення ґратки спостерігається тільки поблизу лінії дислокації, тому що ковзання відбувається в елементарних обсягах кристалічної структури.

Дислокації можуть виникати в кристалах у результаті:

- особливостей росту полікристалічних тіл, коли на стику двох ділянок, що кристалізуються, спостерігається розбіжність кристаллогеометричних параметрів;
- впливу термічних або інших зовнішніх напружень, що викликають пластичну деформацію (відео 2, 3);
- фазових перетворень, при яких утворюються фази з некогерентними ґратками.

Якщо кристал вільний від неоднорідностей, що створюють можливість зародження рухливих дислокацій, то можна одержати дуже високу міцність. Це було показано на дуже тонких

монокристалах, називаних вусами. Ці монокристали діаметром в 1-2 μ мають надзвичайно високу міцність (рис. 4.1). Ця міцність у багато разів перевищує міцність полікристалів тих же матеріалів, що можна пояснити відсутністю рухливих дислокацій у монокристалі. Полікристали не мають такої високої міцності, тому що вони мають неоднорідності будови, на яких можуть зароджуватися дислокації.

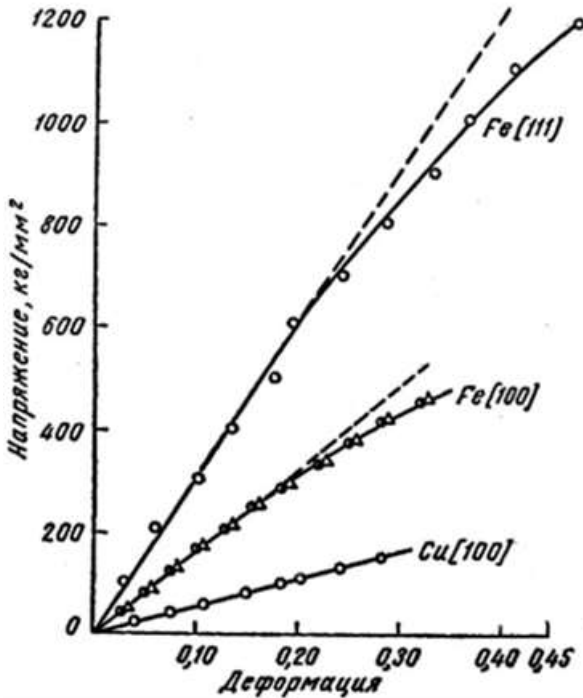


Рисунок 4.1 – Залежність «напруження-деформація» для ниткоподібних кристалів міді і заліза

Таким чином, зміцнення можна визначити як підвищення опору пластичної деформації. А тому що пластична деформація є насамперед рух дислокацій, то зміцнення визначається підвищенням опору руху дислокацій.

Можна виділити декілька практично використовуваних технологічних процесів підвищення опору руху дислокацій, тобто зміцнення.

4.2.1. Пластична деформація

Важливою мірою міцності є границя плинності, тобто напруження, яке є необхідним для початку руху дислокацій у полікристалі. Як тільки почався пластичний плин, то для подальшого його проходження потрібні все більші й більші напруження. Рух дислокацій, що постійно утворюються, вимагає усе більш зростаючих напружень. Це явище називають деформаційним зміцненням або зміцненням пластичною деформацією.

Вихідна дислокаційна структура незміцненого кристала може бути представлена у вигляді безладного «лісу» з низькою щільністю дислокацій. При певному напруженні, що перевищує границю плинності, дислокації починають рухатися й накопичуються біля різних бар'єрів (границі зерен, включення, скупчення дислокацій в інших площинах ковзання). Місця скупчень дислокацій чинять підвищений опір своєму власному просуванню, що і є причиною зміцнення при пластичній деформації.

При зміцненні пластичною деформацією границя плинності матеріалу збільшується значно, але межа міцності залишається практично без зміни. Це можна пояснити тим, що руйнування матеріалу відбувається в момент досягнення гранично зміцненого стану, тобто при збільшенні щільності дислокація до граничного рівня. Очевидно, що однакову ступінь граничного зміцнення матеріалу можна задати як при однократному навантаженні, так і при дробовому.

Це можна схематично показати на рисунку 4.2.

Нехай є два зразки деякого матеріалу, які підготовлено для випробувань на розтягування. Перший зразок випробовуємо до руйнування, одержуємо відповідну діаграму $0 \rightarrow 1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$ і механічні характеристики σ_T^{-1} й σ_B . Другий зразок навантажуюмо до точки 2 і розвантажуюмо до нульового навантаження. Оскільки границю плинності матеріалу σ_T^1 було перевищено, то зразок одержав деяку залишкову деформацію $\Delta\varepsilon$, а його положення на діаграмі характеризується крапкою 1-1. Якщо цей зразок повторно випробовувати в тих же умовах навантаження, то його пластична деформація почнеться в крапці 2, а руйнування відбудеться в крапці 3, таким чином, одержимо діаграму $1-1 \rightarrow 2 \rightarrow 3$. У цьому випадку границя

плинності складе σ_T^2 й виявиться більше вихідної границі текучості σ_T^1 .

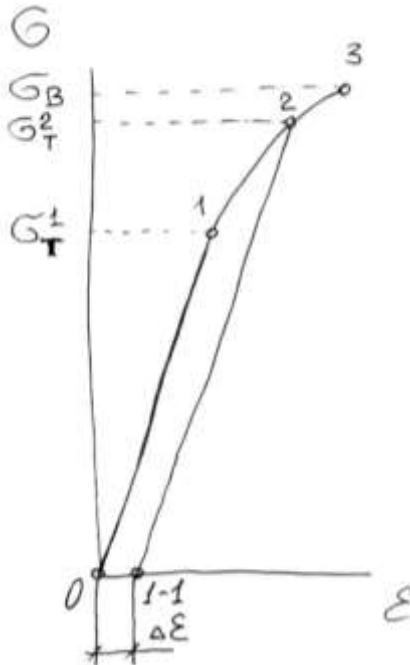


Рисунок 4.2 – Зміна механічних властивостей матеріалу під час пластичній деформації

Цей приклад наочно ілюструє можливості пластичної деформації як методу одержання зміцненого стану. Цей спосіб зміцнення доцільно застосовувати, коли за умовами експлуатації деталі необхідно збільшити границю текучості або межу втоми, яка також підвищується при зміцненні пластичною деформацією.

4.2.2. Фазовий наклеп

Якщо під час охолодження відбувається фазове перетворення матеріалу, то, змінюючи швидкість охолодження, можна провести перетворення дифузійним або бездифузійним шляхом.

Дифузійне перетворення відбувається при повільнім охолодженні й характеризується одержанням кінцевої структури матеріалу, максимально вільної від дефектів і з мінімальною щільністю дислокацій.

Якщо охолодження проводити досить швидко, то дифузія буде подавлена й перетворення відбудеться зсувом. Зсувне перетворення характеризується появою великої кількості недосконалостей кристалічної ґратки, які є перешкодами для руху дислокацій. Одержуваний стан кристалічної ґратки багато в чому подібний до стану після механічного наклепу, тому зміцнення, яке одержують за рахунок фазових перетворень зсувом, називають фазовим наклепом.

Як приклад можна привести зміцнення армко-заліза під час швидкого охолодження (у воді) від температури, при якій стабільною є ГЦК ґратка. Такий експеримент буде зроблено у цієї роботи.

4.2.3. Подрібнення структури

Зі зменшенням розміру зерна полікристалічних матеріалів їх границя плинності збільшується. В основі цього явища лежать ті ж дислокаційні механізми пластичної деформації: границі зерен гальмують рух дислокацій. Залежність між границею плинністю (твердістю) матеріалу й розміром зерна d показує співвідношення Хола-Петча:

$$\sigma_T(HV) = \sigma_0(HV_0) + \frac{k}{\sqrt{d}}.$$

Крім полікристалічних матеріалів це співвідношення застосовне також для деяких шаруватих матеріалів.

Ефект зміцнення за рахунок подрібнення структури може бути отриманий також під час ізотермічного гартування сталей із точкою початку мартенситного перетворення нижче 200° С. Якщо провести ізотермічний розпад аустеніту в такій сталі при температурі перлітного перетворення (рис. 4.3, лінія 1) і температурі утворення нижнього бейніту (рис. 4.3, лінія 2), то твердість і міцність нижнього бейніту при тому ж типі структури (феррит+цементит) будуть значно

вище за рахунок подрібнення цементитних частинок до розмірів порядку 10 мкм і міжкарбідних проміжків до 0,1 мкм. Причому, максимальна твердість і міцність бейніту досягаються за умов можливо меншій температурі ізотермічної витримки (рис. 4.4), що, однак, приводить до дуже значного збільшення часу витримки (до десяти діб й більше).

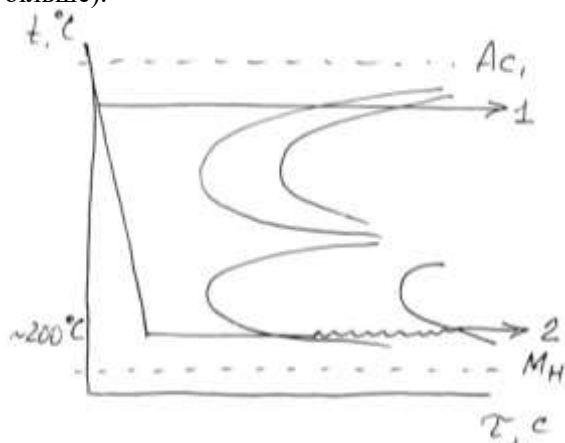


Рисунок 4.3 – Схема технологічного процесу перлітного (1) і бейнітного (2) перетворення аустеніту

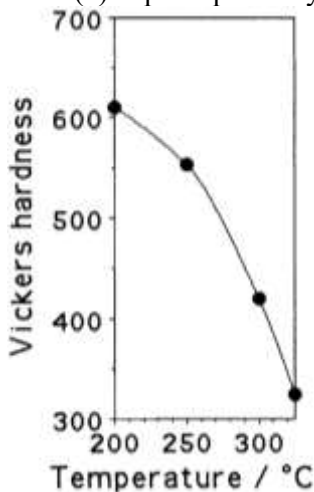


Рисунок 4.4 – Залежність твердості сталі типу 120Г3 після бейнітного перетворення від температури ізотермічної витримки

4.2.4. Старіння пересичених твердих розчинів заміщення

Старіння — це термічна обробка, при якій у сплаві, підданому гартуванню без поліморфного перетворення, головним процесом є розпад пересиченого твердого розчину.

У 1906 р. німецький інженер Альфред Вільм відкрив явище природного старіння, виявивши, що вилежування загартованого сплаву алюмінію з міддю і магнієм (дуралюмину) при кімнатній температурі приводить до підвищення твердості.

Вільм отримав патент на спосіб облагороджування дуралюмінів, який складався з гартування сплавів з подальшим природним старінням, у результаті якого підвищуються твердість, межі міцності і текучості.

У 1919 р. американські дослідники Меріка, Фальтенберг і Скотт опублікували знамениту статтю, в якій вперше було дано аналіз природи старіння дуралюмину. Меріка висунув гіпотезу, згідно з якою старіння дуралюмину пов'язане зі змінною розчинністю з'єднання CuAl_2 в алюмінії. При нагріві сплаву з'єднання CuAl_2 переходить у твердий розчин і не встигає знову виділитися під час швидкого охолодження (гартування), а наступне вилежування сплаву при кімнатній температурі приводить до постійного виділення з пересиченого розчину дуже дисперсних і тому невидимих під мікроскопом частинок CuAl_2 , які і викликають зміцнення. Ця гіпотеза просто і переконливо пояснила експериментальні дані, що були відомими на той час.

Відсутність зміцнення під час витримки загартованого зразка при -180°C було пояснено низькою швидкістю утворення виділень, а поява зміцнення з підвищенням температури вилежування до кімнатної і до 100°C пов'язувалося з тим, що рухливість атомів ставала достатньою для виділення CuAl_2 у дисперсній формі. Зростання твердості під час старіння при 200°C , досягнення

максимуму міцності і подальше зниження твердості були пояснені утворенням часток CuAl_2 з певною мірою дисперсності, відповідній максимальній твердості, і подальшою коагуляцією цих частинок.

Збільшення ефекту зміцнення при старінні в результаті підвищення нагріву під гартування легко було пов'язати з повнішим розчиненням CuAl_2 при нагріванні, утворенням більш пересиченого розчину при гартуванні і відповідно появою при старінні більшого числа дисперсних виділень з такого розчину.

Джеффріс і Арчер в 1921 р. розвинули гіпотезу дисперсійного зміцнення Меріка і запропонували загальну теорію зміцнення сплавів дисперсними частинками будь-якого походження. Згідно цієї теорії, тверді дисперсні частинки, що діють як «шипи», «заклинюють» площини ковзання і викликають зміцнення сплаву. При коагуляції частинок, коли сумарний їх об'єм не змінюється, а лише зменшується їх чисельність, багато площин ковзання звільняються від «шипів» і відбувається знеміцнення. Максимуму твердості і міцності відповідає деяка критична міра дисперсності твердих частинок. Така міра дисперсності легко досягається при розпаді пересичених твердих розчинів.

Первинна теорія, що пояснює зміцнення дуралюмину при кімнатному старінні виділенням з пересиченого твердого розчину частинок CuAl_2 , вже в 20-і роки зіткнулася з рядом протиріч. Виділення CuAl_2 і відповідно збіднення твердого розчину міддю повинно було б привести до зниження електроопору, а насправді електроопір при природному старінні зростає. Далі, із виділенням CuAl_2 з твердого розчину повинен був би збільшуватися період його ґраток із-за меншого (ніж в алюмінію) атомного діаметру міді, розчиненої способом заміщення. Проте рентгенівські дослідження не виявили зміни періоду ґраток.

При досягненні сплавом максимальної твердості, і лише після перестарювання при підвищених температурах, коли відбувалося розщільнення, період ґраток зростає, що прямо вказувало на

виділення CuAl_2 з пересиченого розчину.

Враховуючи ці протиріччя і велике число інших нових експериментальних фактів, Меріка в 1932 р. запропонував наступне пояснення ущільнення при старінні, що являлося розвитком його первинної гіпотези. Зміцнення при будь-яких температурах старіння відбувається в часі. Витримка необхідна для розвитку дифузійних процесів, що є в основі розпаду пересиченого твердого розчину. При підвищених температурах дифузія атомів міді забезпечує власне виділення частинок CuAl_2 , що «заклинують» площини ковзання. При кімнатній температурі дифузійні процеси лише готують твердий розчин до утворення кристалів CuAl_2 , самі ж частинки CuAl_2 не виділяються. Меріка висловив припущення, що унаслідок дифузії в пересиченому твердому розчині утворюються скупчення, сегрегати атомів міді, не відособлені від ґраток матриці поверхнями розділу. Будова цих областей в алюмінієвому твердому розчині виходить такою, яка необхідна для подальшого виникнення частинок CuAl_2 або ж деякого проміжного метастабільного з'єднання. Через скупчення атомів міді повинне відбуватися місцеве стискання ґраток, і такі сильно спотворені ділянки твердого, розчину утрудняють ковзання при пластичній деформації, викликаючи зміцнення.

Ці передбачення блискуче виправдалися. У 1935 р. німецькі дослідники Вассерман і Вірте на стадії максимального зміцнення сплавів Al–Cu рентгенографічно виявили утворення у пересиченому розчині проміжкової фази (яку тепер позначають як Θ на відміну від рівноважної фази CuAl_2), а в 1938 р. Гін'є у Франції і Престон в Англії незалежно один від одного тлумачили ефекти дифузного розсіювання на лауєграмах природно постарілих монокристалів Al–Cu як результат утворення у пересиченому розчині малих областей, збагачених міддю. Пізніше ці області були названі зонами «Гін'є–Престона».

Таким чином, вихідне положення теорії Меріка про те, що старіння сплавів пов'язане зі змінною розчинністю надлишкової фази,

а зміцнення при старінні відбувається у результаті утворення дисперсних виділень при розпаді пересиченого твердого розчину, в основі своїй виявилось правильним і виключно плідним, хоча це первинне положення з часом зазнало ряд істотних уточнень і було пізніше доповнене уявленнями про роль передвиділень і проміжкових фаз.

Вся історія виникнення і розвитку уявлень про старіння сплавів вельми повчальна. Відкриття Вільмом старіння дуралюмину важко переоцінити, але воно саме по собі не могло, стати базою для розробки нових старіючих сплавів, оскільки абсолютно не зрозуміло, яка природа цього загадкового для того часу явища і в яких сплавах його слід було чекати.

Створення основ теорії старіння – це, яскравий приклад того, як наукова гіпотеза, що правильно відобразила природу нового важливого явища у загальних рисах, слугувала фундаментом для подальшого швидкого прогресу в галузі теоретичного і прикладного металознавства. Якщо в період після відкриття Вільмом старіння дуралюмину і до появи теорії Меріка не було знайдено жодного старіючого сплаву, то після публікації цієї теорії вже в 20-і роки старіння було передбачене і виявлене в десятках сплавів алюмінію, заліза, міді, нікелю та інших металів, були розроблені нові промислові сплави, що зміцнюються старінням. Починаючи з 30-х років швидко нарастив потік інформації про структурні зміни при старінні у різних групах сплавів. У останні три десятиліття найбільш важливі результати були отримані за допомогою методу електронної мікроскопії, що дозволило «побачити» дисперсні утворення.

Створення нових старіючих сплавів з високими механічними і особливими фізичними властивостями, розробка оптимальних режимів їх термічної обробки, широкі дослідження механізму і закономірностей старіння, що продовжуються, у різних групах сплавів склали одне з центральних напрямків розвитку металознавства і металознавства. Важливий приклад – мартенситностаріючі сталі.

Мартенситностаріючі сталі характеризуються високими значеннями міцності (до 2000 МПа) у комбінації з високою в'язкістю й пластичністю (ψ 50%, КСУ 0,5 МДж/м²). Небезпека крихкого руйнування зменшується завдяки мінімальному вмісту вуглецю (не більш 0,03%). Легують ці сталі завжди декількома елементами. Основним легувальним елементом є нікель, вміст якого становить 17-26%. Для більш ефективного протікання процесу старіння мартенситу сталі додатково легують титаном (0,6-1,0%), алюмінієм (0,15-0,35%), молібденом (3-5%), кобальтом (до 15%). Сумарне зміцнення мартенситностаріючих сталей складається зі зміцнення твердого розчину шляхом легування, зміцнення при мартенситному перетворенні й наступної пластичної деформації (якщо така реалізується) і старіння. Основне зміцнення сталь одержує під час старіння. При нагріванні низьковуглецевого мартенситу до температури 450-500° С відбувається виділення з нього дисперсних частинок інтерметалідів різних типів. Якщо інтерметалідні фази перебувають у стадії передування виділенню, коли вони ще когерентно пов'язані із твердим розчином і мають дуже малі розміри, то в цьому випадку досягається найбільше зміцнення. Широке поширення має сталь 03Н18К9М5Т, що містить: не більш 0,03% С, 17-19 % Ni, 7-9 % Со, 4-6 % Мо, 0,5% Ті. Цю сталь піддають гартуванню на повітрі від 800-850° С, у результаті чого виходить структура безвуглецевого мартенситу з такими властивостями: $\sigma_B = 1200$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1000$ МПа, $\delta = 20\%$, $\psi = 75\%$, КСУ = 2,0 МДж/м². У загартованому стані сталь добре обробляється тиском, різанням і добре зварюється. Після старіння властивості сталі 03Н18К9М5Т характеризуються такими значеннями: $\sigma_B = 2000$ МПа, $\sigma_{0,2} = 1800$ МПа, $\delta = 12\%$, $\psi = 50\%$, КСУ = 0,5 МДж/м². Мартенситностаріючі сталі застосовують у тих галузях, у яких важлива питома міцність – літакобудуванні, ракетобудуванні.

4.2.5. Фіксування пересичених твердих розчинів впровадження

Найбільш яскравим прикладом зміцнення за рахунок утворення пересичених твердих розчинів впровадження є утворення вуглецевого мартенситу в сплавах на основі заліза.

Розчинність вуглецю в Fe_α не перевищує 0,025% мас. Розчинність вуглецю в Fe_γ досягає 2% мас. При швидкому охолодженні від температури стабільності Fe_γ , коли дифузійні процеси подавлено, перетворення $Fe_\gamma \rightarrow Fe_\alpha$ відбувається зсувом. Атоми вуглецю фіксуються в тих же місцях, а яких вони перебували в Fe_γ . Якщо концентрація вуглецю в Fe_γ перевищувала рівноважну для Fe_α , то в результаті перетворення фіксується пересичений твердий розчин впровадження вуглецю в Fe_α -мартенсит.

Пересичення Fe_α вуглецем приводить до викривлення о.ц.к. ґратки. Замість кубічної Fe_α ґратка стає тетрагональною, у якій атоми заліза зберігають свої позиції у вершинах елементарного кристалічного гнізда й у центрі його. При цьому вісь куба с подовжується (рис. 4.5). Відношення c/a називають ступенем тетрагональності, який збільшується зі збільшенням змісту вуглецю в мартенситі (рис. 4.6). У загальному випадку твердість мартенситу зростає при збільшенні змісту вуглецю, що пов'язане зі збільшенням ступеню тетрагональності.

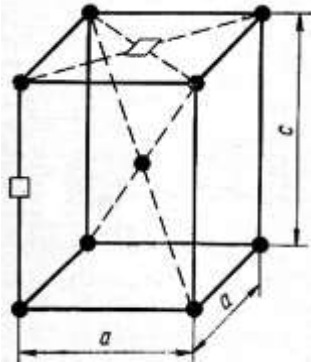


Рисунок 4.5 – Тетрагональна ґратка мартенситу. Квадрати показують можливе положення атомів вуглецю

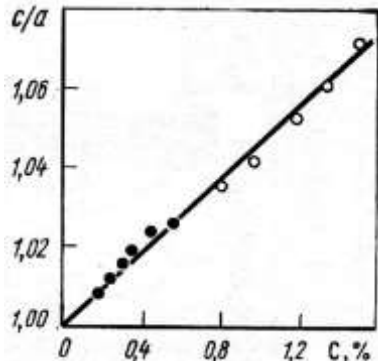


Рисунок 4.6 – Залежність ступеню тетрагональності c/a від концентрації вуглецю в мартенситі

Високий рівень пружних спотворень приводить до того, що мартенсит являється найбільш твердою структурною складовою сталі.

4.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості студентів до роботи

1. Опишіть механізм пластичної деформації кристалічних матеріалів.
2. У чому полягає єдиний механізм зміцнення кристалічних матеріалів?
3. Перелічити технологічні процеси одержання зміцненого стану металевих матеріалів.
4. Які комбінації основних технологічних процесів зміцнення можна запропонувати?

4.4 Матеріали, інструмент, прилади, обладнання

1. Відеоматеріали з механізмів руху дислокацій, джерелам дислокацій, методам зміцнення.
2. Зразки: армко-заліза у відпаленому стані; конструкційної низьковуглецевої сталі; дуралюміна; сталей Ст3, 40, У7, У8 і У12 у відпаленому стані; сталі 120Г3 після загартування й ізотермічної витримки протягом різного часу; мартенситностаріючої сталі після гартування і старіння.
3. Прилад для вимірювання твердості, наприклад ТВП 5012 (Вікерс).
4. Піч для термообробки зразків СУОЛ 0,25.1.1/12МР-НЗ, термopара ХА, потенціометр А-565-003-02
5. Оптичний мікроскоп зі збільшенням до х500.

4.5 Порядок проведення лабораторної роботи

Ознайомитися з відеоматеріалами з механізмів руху дислокацій і зміцнення.

Виміряти твердість зразка армко-заліза у відпаленому стані. Зразок нагріти до 950° С, витримати при цій температурі 5 хвилин,

остудити з піччю до 600°C , далі на повітрі. Виміряти твердість зразка. Той же зразок нагріти до 950°C і швидко остудити у воді. Виміряти твердість. Усі результати вимірів занести до протоколу випробувань. Зробити висновки.

З конструкційної вуглецевої сталі виготовити чотири розривні зразки для випробувань на розтягання за ГОСТ 1497-84. Два зразки випробувати на розтягання до руйнування із записом діаграми «навантаження-деформація». Визначити й записати значення границь плинності й міцності. Два інші зразки випробовувати на розтягання до моменту, коли пластична деформація вже почалася, але руйнування ще не настало. Потім розвантажити зразки. Після цього знову провести випробування зразків із записом діаграми «навантаження-деформація», цього разу до руйнування. Визначити й записати значення границь плинності й міцності. Результати випробувань занести до протоколу. Зробити висновки.

Провести гартування зразка дуралюміну. Виміряти твердість. Провести старіння зразків дуралюміну. Виміряти твердість після старіння. Результати випробувань занести до протоколу. Зробити висновки.

Провести вимір твердості мартенситностаріючої сталі у вихідному стані, після гартування й після старіння. Результати випробувань занести до протоколу. Зробити висновки.

Вивчити під мікроскопом структуру сталі 120Г3 після гартування від 950°C і витримки при 200°C протягом різного часу. Виміряти твердість усіх зразків. Побудувати залежність твердості від часу витримки при 200°C . Зробити висновки.

Зразки сталей Ст3, 40, У7, У8 і У12 загартувати від відповідних температур (вибрати за допомогою діаграми Fe-C). Виміряти твердість загартованих зразків. Побудувати залежність твердості мартенситу від вмісту вуглецю. Зробити висновки.

4.6 Зміст звіту

Звітом по роботі є протокол випробувань, проведених відповідно до вказівок п. 4.5 з висновками за кожним етапом експериментів.

4.7 Рекомендована література

[10-13].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №5 **ВИЗНАЧЕННЯ ОПТИМАЛЬНОЇ ТЕМПЕРАТУРИ** **НАГРІВАННЯ ПІД ГАРТУВАННЯ СТАЛІ** **ЗАДАНОГО ХІМІЧНОГО СКЛАДУ**

5.1 Мета роботи

Вивчити та засвоїти метод експериментального визначення критичних точок сталей та таких режимів гартування, які є оптимальними для сталей певного хімічного складу.

5.2 Загальні відомості

Гартування сталей на мартенсит є, імовірно, найбільш широко використовуваною технологією зміцнення різних деталей машин, а також інструмента. Зміцнення сталей у процесі гартування реалізується за рахунок утворення мартенситу – пересиченого твердого розчину вуглецю в ОЦК гратці заліза.

У рівноважному стані розчинність вуглецю в ОЦК гратці мізерно мала. Так, при кімнатній температурі розчинність становить 0,006 % (мас). Навіть при нагріванні до 727° С, коли розчинність досягає максимуму, вона становить лише 0,02 %. Вміст же вуглецю в промислово використовуваних сталях, як правило, значно вище. Конструкційні сталі містять до 0,50-0,70 % С, а інструментальні – до 1,30 % С (нелеговані) або до 2,20 % С (леговані).

При нагріванні сталей під гартування до температури аустенітизації відбувається перетворення гратки з ОЦК у ГЦК. Оскільки розчинність вуглецю в ГЦК гратці заліза досягає 2,14 %, весь вуглець, що міститься у сталі, може бути переведений у розчин.

Саме гартування сталі відбувається при швидкому охолодженні від температури, при якій весь вуглець перебуває в розчині. У результаті такого швидкого охолодження вуглець не встигає виділитися з розчину, незважаючи на те, що гратка перетерплює

зворотнє перетворення із ГЦК в ОЦК. У результаті такої операції в ОЦК ґратці розчинено набагато більше вуглецю, ніж вона здатна «вмістити» у рівноважному стані. Це приводить до викривлення ОЦК ґратки і, як наслідок, значному підвищенню твердості й міцності (до деякого вмісту вуглецю). Викривлена ОЦК ґратка заліза, яка пересичена вуглецем понад межу рівноважної розчинності, називається мартенситом.

Температура нагрівання під ґартування залежить від хімічного складу сталі. Для доєвтектоїдних сталей необхідно забезпечити перехід в однофазну область, тобто нагріти до температур вище 1 або 2 для сталей з концентрацією вуглецю C_1 і C_2 відповідно (рис. 5.1). Для евтектоїдної сталі C_3 перехід в однофазну область здійснюється при перегріві вище температури 3. Заєвтектоїдні стали в однофазну область не нагрівають, щоб не знижувати твердість після ґартування за рахунок підвищеної кількості залишкового аустеніту, а також для уникнення появи високовуглецевого мартенситу, який володіє низькою міцністю. Так, наприклад, сталь складу C_4 необхідно перегріти вище температури 7 (те ж, що 3, тобто 727°C).

Перегрів вище критичних температур 1, 2, 3, 7 при нагріванні під ґартування необхідний з кількох причин:

- критичні точки є точками рівноваги. Для перебудови ґратки необхідний деякий перегрів;
- положення критичних точок залежить від вмісту вуглецю й інших елементів, які неминуче присутні в сталі. Навіть у сталях однієї марки вміст вуглецю й легувальних елементів коливаються в межах допуску, тому критичні точки в загальному випадку також є змінними;
- температура в процесі термообробки вимірюється з деякою погрішністю.

Зазначені причини приводять до того, що в практиці термічної обробки є прийнятним перегрівати сталі при нагріванні під ґартування на $30\text{--}50^\circ\text{C}$ вище передбачуваних критичних крапок. На рисунку 5.1 це крапки 4, 5, 6, і 8 для сталей відповідного состава.

Однак, перегрів сталей вище критичних точок на 30°C , а тим більше на 50°C , приводить до небажаних явищ. Особливо небезпечним є перегрів для заєвтектоїдних сталей. Наприклад, для сталі складу C_4 ($\approx 1,2\%$ C) перегрів до температури 8 приводить до збільшення вмісту вуглецю в мартенситі після ґартування з $0,8\%$ (при

мінімальному перегріві) до 0,9 % (точка 9, див. рис. 5.1). Це викликає різке падіння міцності деталей і збільшення гартівних деформацій. Таким чином, перегрів необхідно доводити до мінімальних значень, бажано не більше 20° С.

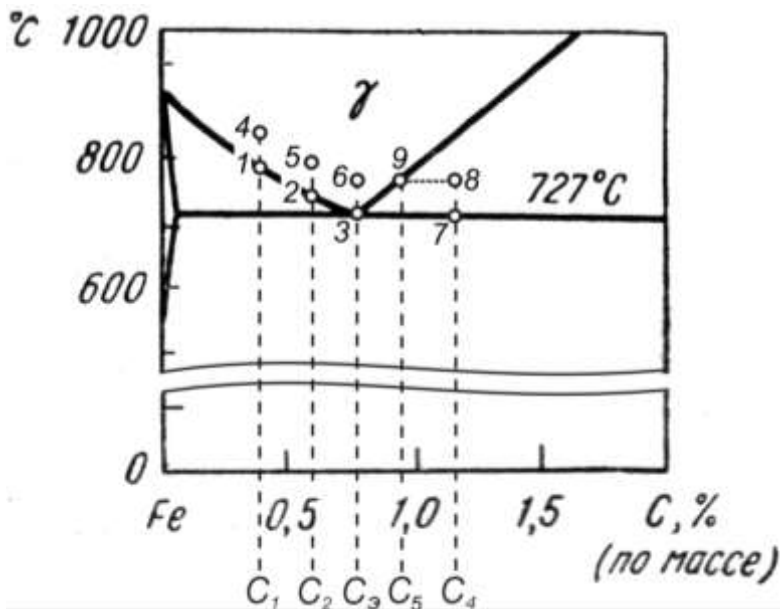


Рисунок 5.1 – Температура нагрівання під гартування сталей різного хімічного складу на діаграмі залізо-вуглець

Для цього необхідно точно визначити критичні точки саме тої сталі (звичайно в межах однієї плавки), вироби з якої надходять на гартування. Роблять це в такий спосіб.

На зразках досліджуваної сталі проводять серію пробних гартувань при зміні температури з малим кроком, наприклад 5° С, у районі передбачуваної критичної точки. Причому, починають гартувати від температури, що свідомо нижче критичної. Після кожного гартування вимірюють твердість зразків. Таким чином, у результаті експерименту одержують деяку залежність твердості від температури нагрівання під гартування.

Гартування від температури, яка є меншою за критичну, не дозволяє одержати необхідну твердість сталі. Але вже перегрів на 5-10° С вище критичної точки дозволить після гартування одержати високу твердість. Тут на залежності буде спостерігатися різкий

стрибок твердості, що і буде індикатором того, що критичну точку пройдено.

Визначена в такий спосіб критична температура, як правило, відрізняється від температури, звісної за довідковим даними. Для надійності процесу термообробки можна додати до визначеної критичної температури приблизно 10°C . Така температура нагрівання під гартування й буде оптимальною для даної сталі.

Наведений спосіб визначення критичних точок дозволяє використати навіть неповірені термопари й вимірювальні пристрої, важливо лише, щоб вони не вносили значних випадкових погіршень, тобто давали стабільні показання при підтримці температури на одному рівні.

Аналогічним способом можна визначити й критичні точки при гартуванні евтектоїдних і доевтектоїдних сталей. Природно, що вигляд залежностей твердості від температури тут буде дещо іншим.

5.3 Контрольні запитання для самоперевірки і контролю підготовленості студентів до роботи

1. У чому складається фізична сутність процесу гартування сталей на мартенсит?
2. Чому при нагріванні сталей під гартування необхідний перегрів вище критичних точок?
3. Яка температура перегріву є загальноприйнятою в практиці термообробки?
4. Чому такий перегрів є небезпечним для заевтектоїдних сталей?
5. Чому критичні точки змінюються в межах однієї марки сталі?
6. Подайте схематично залежності твердості від температури нагрівання під гартування для доевтектоїдної і евтектоїдної сталі.

5.4 Матеріали, інструмент, прилади, обладнання

1. Зразки сталі У12.
2. Електрична піч опору.

3. Термопара ХА в комплекті з вимірювальним приладом.
4. Твердомер Вікерса.
5. Абразивна полотнина різної зернистості для підготовки зразків до виміру твердості.

5.5 Порядок проведення лабораторної роботи

1. Провести гартування зразків досліджуваної сталі при нагріванні до різних температур у діапазоні 710-740° С.
2. Виміряти твердість зразків.
3. Побудувати залежність твердості від температури нагрівання під гартування.
4. Визначити критичну точку для даної сталі.
5. Визначити оптимальну температуру нагрівання під гартування для даної сталі.

5.6 Зміст звіту

Звіт по роботі повинен містити опис способу визначення критичних точок сталей методом пробних гартувань, залежність твердості від температури гартування досліджуваної сталі, значення критичної точки досліджуваної сталі, а також температуру, що є рекомендованою для нагрівання під гартування.

5.7 Рекомендована література

[10, 11].

ВКАЗІВКИ З ТЕХНІКИ БЕЗПЕКИ

1. До лабораторних робіт допускаються студенти після інструктажу з охорони праці і пожежної безпеки.

2. Забороняється включати електричні прилади без дозволу завідувача лабораторією чи викладача.

3. У випадку пожежі чи поразки електричним струмом студенти повинні діяти у відповідності із затвердженими інструкціями з охорони праці і пожежної безпеки.

4. При виконанні робіт необхідно одягнути халат, рукавиці і захисні окуляри.

5. У випадку виявлення ушкоджень обладнання студент мусить негайно повідомити викладачу чи завідувачу лабораторією.

6. При роботі необхідно дотримуватись правил електробезпеки. Пристрій повинен бути заземлений, провідники надійно ізольовані, штепсельні роз'єкти забезпечувати надійний контакт.

7. Не дозволяється проводити огляд, вивчення і ремонт пристрою, коли він знаходиться під напругою.

РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Металлы: Метод испытания на растяжение: ГОСТ 1497-84. – М.: Изд-во стандартов, 1971. – 26 с.
2. Металлы: Метод испытаний на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах: ГОСТ 9454-78. – М.: Изд-во стандартов, 1971. – 13 с.
3. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении: Методы механических испытаний металлов: Методы испытаний на усталость: ГОСТ 25.502-79. – М. : Изд-во стандартов, 1971. – 28 с.
4. Расчеты и испытания на прочность : Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении: ГОСТ 25.506-85. – М.: Изд-во стандартов, 1971. – 49 с.
5. РД 50–345–82. Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик вязкости разрушения (трещиностойкости) при циклическом нагружении, – М.: Изд-во стандартов, 1982. – 46 с.
6. Котречко С.А. Физическая интерпретация характеристик разрушения, определяемых при испытаниях на ударный изгиб образцов типа «Шарпи» / С. А. Котречко, Ю. Я. Мешков // Проблемы прочности. – 2004. - №4. – С.79-86.
7. Миркин Л.И. Физические основы прочности и пластичности (введение в теорию дислокаций) / Москва: МГУ, 1968. — 542 с.
8. Физические основы прочности [Текст] : учеб. пособие / Д. А. Мирзаев. - Челябинск : Южно-Уральский гос. ун-т., 2000. - 142 с.
9. Холявко В.В. Фізичні основи міцності та руйнування / К. – Вид-во НТУУ КПІ. – 2015. – 100 с.
10. Блантер М. Е. Теория термической обработки. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.
11. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
12. Хиббард У.Р. Обзор механизмов упрочнения / В кн.: Механизмы упрочнения твердых тел. - М., 1965. - С.9-24.
13. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels.Transformations,

microstructure and properties (Second edition). - IOM Communications Ltd., 2001. - 478 p.

ДОДАТОК А ВИЗНАЧЕННЯ КРИТИЧНОГО НОМІНАЛЬНОГО НАПРУЖЕННЯ ТА КРИТИЧНОЇ ДОВЖИНИ ТРІЩИНИ

Визначення критичного номінального напруження σ_c у перетині із тріщиною заданої довжини l

$$Y = 1 \quad \sigma_c = \frac{K_{IC}}{Y\sqrt{\pi \cdot l}}$$

	σ_c МПа, за різних значень K_{IC} , МПа*м ^{1/2}									
l , м	0,2	1	3	5	10	20	40	50	75	100
0,01	1,13	5,64	16,93	28,22	56,43	112,87	225,73	282,17	423,25	564,33
0,1	0,36	1,78	5,35	8,92	17,85	35,69	71,38	89,23	133,84	178,46
1	0,11	0,56	1,69	2,82	5,64	11,29	22,57	28,22	42,32	56,43

Розрахунок критичної довжини тріщини l_c при заданому номінальному напруженню σ

$$l_c = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{IC}}{\sigma \cdot Y} \right)^2$$

	l , м, за різних значень K_{IC} , МПа*м ^{1/2}									
σ , МПа	0,2	1	3	5	10	20	40	50	75	100
1	0,01274	0,31847	2,86624	7,96178	31,84713	127,38864	509,55414	796,17834	1791,40127	3184,71338
10	0,00013	0,00318	0,02866	0,07962	0,31847	1,27389	5,09554	7,96178	17,91401	31,84713
20	0,00003	0,00080	0,00717	0,01990	0,07962	0,31847	1,27389	1,99045	4,47850	7,96178
40	0,00001	0,00020	0,00179	0,00498	0,01990	0,07962	0,31847	0,49761	1,11963	1,99045
50	0,00000	0,00009	0,00080	0,00221	0,00885	0,03539	0,14154	0,22116	0,49761	0,88464
80	0,00000	0,00005	0,00045	0,00124	0,00498	0,01990	0,07962	0,12440	0,27991	0,49761
100	0,00000	0,00003	0,00029	0,00080	0,00318	0,01274	0,05096	0,07962	0,17914	0,31847