

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до виконання лабораторної роботи №4
«Вивчення методів зміцнення металевих матеріалів»

з дисципліни «Технологічні процеси та комплекси
зміцнення та відновлення деталей машин»

для студентів спеціальності G9 «Прикладна механіка»
освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості
деталей і конструкцій»
усіх форм навчання

Методичні вказівки до виконання лабораторної роботи №4 «Вивчення методів зміцнення металевих матеріалів» з дисципліни «Технологічні процеси та комплекси зміцнення та відновлення деталей машин» для студентів спеціальності G9 «Прикладна механіка» освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» усіх форм навчання / Укл. М.М. Бриков. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2024 – 19 с.

Укладач: М.М. Бриков, професор, докт. техн. наук

Рецензент: М.Ю. Осіпов, доцент, канд. техн. наук

Відповідальний
за випуск: М.М. Бриков, професор, докт. техн. наук

ЗАТВЕРДЖЕНО:
на засіданні кафедри ІТЗ та МК
Протокол №5 від 29.11.2024 р.

Рекомендовано
до видання НМК ІФФ
Протокол №4
від 17.12.2024 р.

ЗМІСТ

1 Мета роботи	4
2 Загальні відомості.....	4
2.1 Пластична деформація	6
2.2 Фазовий наклеп.....	8
2.3 Подрібнення структури.....	8
2.4 Старіння пересичених твердих розчинів заміщення.....	10
2.5 Фіксування пересичених твердих розчинів впровадження	14
3 Обладнання, прилади та матеріали	16
4 Порядок виконання роботи.....	16
5 Зміст звіту.....	17
6 Контрольні запитання	17
Рекомендована література	18

1 МЕТА РОБОТИ

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

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 кристалогеометричних 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. 2.1). 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.

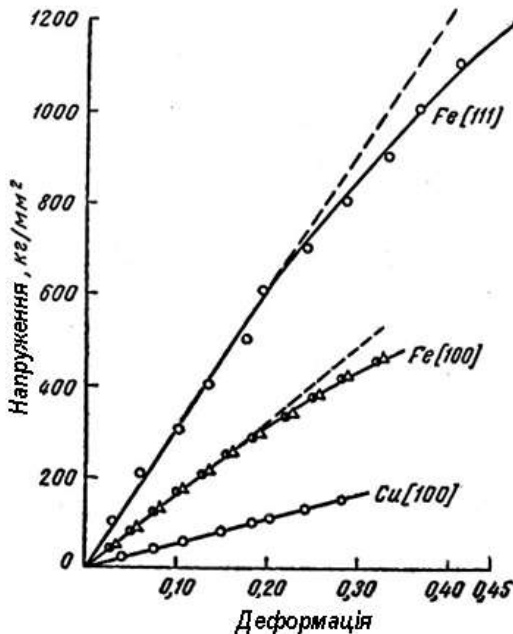


Рисунок 2.1 – Залежність «напруження-деформація» для ниткоподібних кристалів міді і заліза

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.

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.

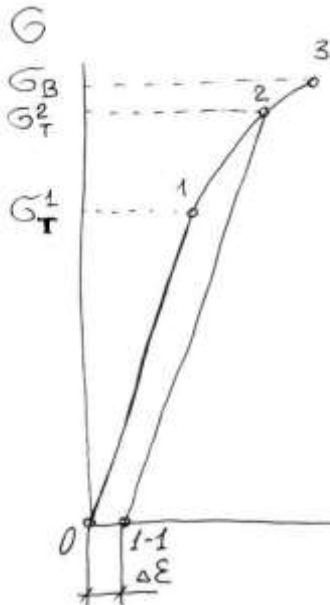


Рисунок 2.2 – Зміна механічних властивостей матеріалу під час пластичній деформації

Це можна схематично показати на рис. 2.2.

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 .

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.

2.2 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 повільному 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 охолодженні (у воді) від температури, при якій стабільною є ГЦК ґратка. Такий експеримент буде зроблено у цій роботі.

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 (2.1):

$$\sigma_T(HV) = \sigma_0(HV_0) + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (2.1)$$

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. 2.3, лінія 1) і температурі утворення нижнього бейніту (рис. 2.3, лінія 2), то твердість і міцність нижнього бейніту при тому ж типі структури (феррит+цементит) будуть значно вищі 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 умови, можливо, меншої температури ізотермічної витримки (рис. 2.4), що, однак, приводить до дуже значного збільшення часу витримки (до десяти діб й більше).

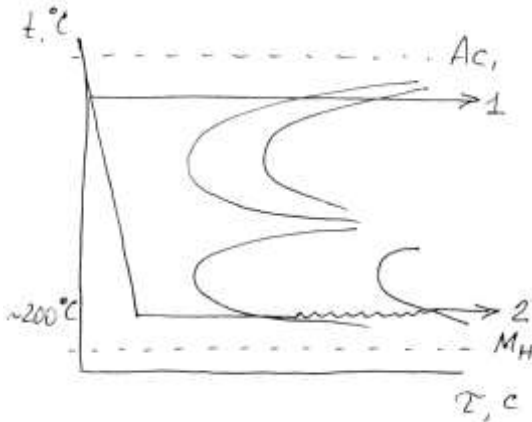


Рисунок 2.3 – Схема технологічного процесу перлітного (1) і бейнітного (2) перетворення аустеніту

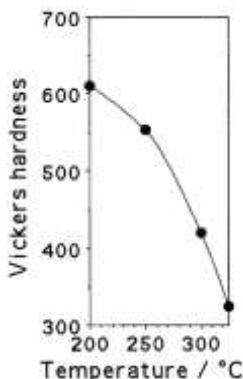


Рисунок 2.4 – Залежність твердості сталі типу 120ГЗ після бейнітного перетворення від температури ізотермічної витримки

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 дисперсійній 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-ті 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 «заклинюють» 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 ускладнюють ковзання при пластичній деформації, викликаючи зміцнення.

Ці передбачення блискуче виправдалися. У 1935 р. німецькі дослідники Вассерман і Вірте на стадії максимального зміцнення сплавів $\text{Al} - \text{Cu}$ 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 $\text{Al} - \text{Cu}$ 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-ті 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 наростає 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 матеріалознавства і металознавства. Важливий приклад – мартенситостаріючі сталі.

Мартенситостаріючі сталі характеризуються високими значеннями міцності (до 2000 МПа) у комбінації з високою в'язкістю й пластичністю ($\psi = 50\%$, $KCU = 0,5 \text{ МДж/м}^2$). 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 мартенситостаріючих 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 %Co, 4 – 6 %Mo, 0,5 %Ti. 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. Мартенситостаріючі сталі застосовують у тих галузях, у яких важлива питома міцність – літакобудуванні, ракетобудуванні.

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. гратки. Замість кубічної Fe_α гратка стає тетрагональною, у якій атоми заліза зберігають свої позиції у вершинах елементарного кристалічного гнізда й у центрі його. При цьому вісь куба c подовжується (рис. 2.5). Відношення c/a називають ступенем тетрагональності, який збільшується зі збільшенням змісту вуглецю в мартенситі (рис. 2.6). У загальному випадку твердість мартенситу зростає при збільшенні вмісту вуглецю, що пов'язане зі збільшенням ступеню тетрагональності.

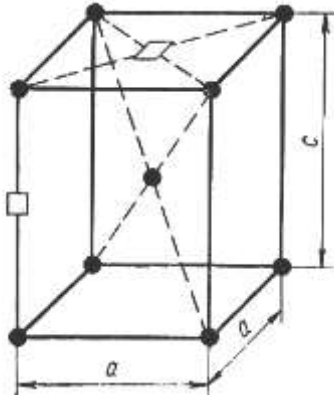


Рисунок 2.5 – Тетрагональна гратка мартенситу. Квадрати показують можливе положення атомів вуглецю

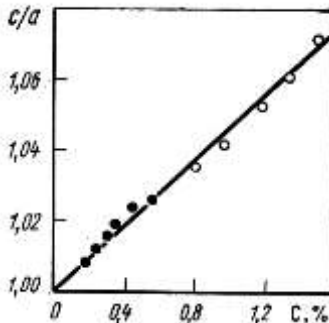


Рис. 6 – Залежність ступеню тетрагональності c/a від концентрації вуглецю в мартенситі

Високий рівень пружних спотворень призводить до того, що мартенсит є найбільш жорсткою структурною складовою металевої основи сталі.

3 ОБЛАДНАННЯ, ПРИЛАДИ ТА МАТЕРІАЛИ

Відеоматеріали з механізмів руху дислокацій, джерелам дислокацій, методам зміцнення.

Зразки:

- армко-заліза у відпаленому стані;
- конструкційної низьковуглецевої сталі;
- дуралюміна;
- сталей Ст3, 40, У7, У8 і У12 у відпаленому стані;
- сталі 120Г3 після гартування й ізотермічної витримки впродовж різного часу;
- мартенситостаріючої сталі після гартування і старіння.

Прилад для вимірювання твердості, наприклад ТВП 5012 (Вікерс).

Піч для термообробки зразків СУОЛ 0,25.1.1/12МР-НЗ, термopара ХА, потенціометр А-565-003-02.

Оптичний мікроскоп зі збільшенням до $\times 500$.

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

З конструкційної вуглецевої сталі виготовити чотири розривні зразки для випробувань на розтяг. Два зразки випробувати на розтяг до руйнування із записом діаграми «навантаження-деформація». Визначити й записати значення границь плинності σ_T й міцності σ_B .

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 σ_T й міцності σ_B . 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 вимірювання твердості мартенситостаріючої 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 впродовж 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.

5 ЗМІСТ ЗВІТУ

Звітом по роботі є протокол випробувань, проведених відповідно до вказівок п.4. з висновками за кожним етапом експериментів.

6 КОНТРОЛЬНІ ЗАПИТАННЯ

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?

РЕКОМЕНДОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. Transformations, microstructure and properties (Second edition). – IOM Communications Ltd., 2001. – 478 p.

2. Матеріалознавство. Навчальний посібник: навчально-методичний комплекс для студентів денної і заочної форм навчання / А.В. Галико, О.В. Кузик, В.М. Кропивний, А.В. Кропивна, Л.А. Молокост. – Кіровоград: КОД, 2015.

3. Brykov, M.; Mierzwiński, D.; Efremenko, V.; Girzhon, V.; Shalomeev, V.; Shyrokov, O. V.; Petryshynets, I.; Klymov, O.; Kapustyan, O. Increasing the Strength and Impact Toughness of Carbon Steel Using a Nanosized Eutectoid Resulting from Time-Controlled Quenching. *Materials* 2024, 17 (15), 3696. <https://doi.org/10.3390/ma17153696>.

4. Zurnadzhy, V. I.; Efremenko, V. G.; Wu, K. M.; Petryshynets, I.; Shimizu, K.; Zusin, A. M.; Brykov, M. N.; Andilakhai, V. A. Tailoring Strength / Ductility Combination in 2.5 Wt% Si-Alloyed Middle Carbon Steel Produced by the Two-Step Q-P Treatment with a Prolonged Partitioning Stage. *Materials Science and Engineering: A* 2020, 791, 139721. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139721>.