

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

**Український державний університет
науки і технологій**

Кафедра «МТОМ»

В авторській редакції

**СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ
МАТЕРІАЛІВ**

Навчально-методичні рекомендації
до лабораторних робіт

Електронне видання

ДНПРО
2025

УДК 620.18(076.5)
С 83

Упорядники:
Н. Е. Погребна, Т. В. Котова

Електронне видання

Схвалено Групою забезпечення якості освітньої програми
132 «Матеріалознавство»
Протокол № 2 від 03.09.2025

С 83 Структура та властивості матеріалів : навчально-методичні рекомендації до лабораторних робіт / упоряд. Н. Е. Погребна, Т. В. Котова ; Укр. держ. ун-т науки і технологій. – Електрон. вид. – Дніпро : УДУНТ, 2025. – 31 с.

Навчально-методичні рекомендації призначені для використання студентами безвідривної форми навчання спеціальності 132 «Матеріалознавство» під час виконання лабораторних робіт з дисципліни «Структура та властивості матеріалів».

Навчально-методичні рекомендації містять оцінювання результатів дослідження механічних властивостей матеріалів та їх структури; аналіз механізмів зародження та росту тріщин.

Іл. 17. Табл. 3. Бібліогр.: 8 назв.

© Погребна Н. Е. та ін., упорядкування, 2025

© Укр. держ. ун-т науки і технологій, 2025

	ЗМІСТ	стор.
1	<i>Лабораторна робота № 1</i> Особливості структури залізовуглецевих сплавів в залежності від вмісту вуглецю	4
2	<i>Лабораторна робота № 2</i> Мікрофрактографія ламкого та в'язкого руйнування сталей	11
3	<i>Лабораторна робота № 3</i> Моделі зміцнення при розробці технології виготовлення сучасних металевих виробів	17
4	<i>Лабораторна робота № 4, 5</i> Вплив мікроструктури на опір деформації	21
5	Література	30

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 1

Особливості структури залізовуглецевих сплавів в залежності від вмісту вуглецю

Евтектоїдне перетворення аустеніту

Сумісне виділення з аустеніту двох фаз – фериту і графіту або фериту і цементиту – називають евтектоїдним перетворенням аустеніту. У чистому вигляді евтектоїдне перетворення зручно розглядати в сталях евтектоїдного складу, де воно відбувається без участі надлишкових фаз – фериту і цементиту (рис. 1.1). Охолодження аустеніту евтектоїдного складу в однофазній області аж до точки S' до фазових перетворень не приводить. При $T=T_{S'}$ відбувається трифазна рівновага евтектоїдного типу: $\gamma \leftrightarrow \alpha + \Gamma$. Деяке переохолодження нижче $T=T_{S'}$ до точки T_1 термодинамічно стимулює утворення двох фаз: α -фериту і графіту. Спочатку з'являється одна з них. Це відбувається, як правило, в ділянках з дефектами кристалічної структури – на границях зерен, на дефектах упаковки, біля неметалічних включень, тріщин, скопичень дислокацій, вакансій. Виділення фериту складу c_1'' (рис. 1.1) приводить до локального збагачення аустеніту вуглецем на границі з феритом до складу c_1' і до полегшення зародження графіту на границі α/γ . Після появи двох нових фаз розпад аустеніту відбувається шляхом перерозподілу вуглецю у твердих розчинах – рис. 1.2.

В умовах, коли $c_1'' > c_1'''$ виникає концентраційний градієнт вуглецю в аустенітних зернах. Для його зменшення виникає дифузійний потік – атоми вуглецю спрямовуються до границі γ/Γ , а атоми заліза – до границі γ/α . Ці два дифузійні потоки спричиняють пересичення аустеніту: вуглецем – на межі з графітом, залізом – на межі з α -феритом. Через деякий час включення графіту, як правило, виявляється з усіх боків оточеним феритом ізольованим від материнської фази – аустеніту. У подальшому ріст графіту проходить без прямого контакту з аустенітом – вуглець до нього підводиться через феритну

оболонку. Такий хід евтектоїдного перетворення називають абнормальним. Якщо швидкість охолодження (переохолодження) не збільшується, такий механізм діє до повного зникнення аустеніту. Кінцева структура сталі буде складатися з включень графіту розгалуженої форми і фериту (рис. 1.3).

Якщо сплав переохолодити нижче за лінію PQ, то у цьому випадку утворення графіту унеможлиблюється. Кінетично більш вигідним стає процес росту цементиту. Перетворення починається з зародження однієї з фаз: фериту або цементиту. У будь-якому випадку зародження однієї з фаз полегшує зародження іншої по сусідству з нею. Тому спочатку нові фази виявляються у контакті одна з одною і з аустенітом. Якщо переохолодження (швидкість охолодження) є малим, то перетворення має абнормальний характер – включення цементиту обволікаються феритом. Кінцева структура повільно охолодженої сталі складається з зерен цементиту і феритної матриці (рис. 1.4).

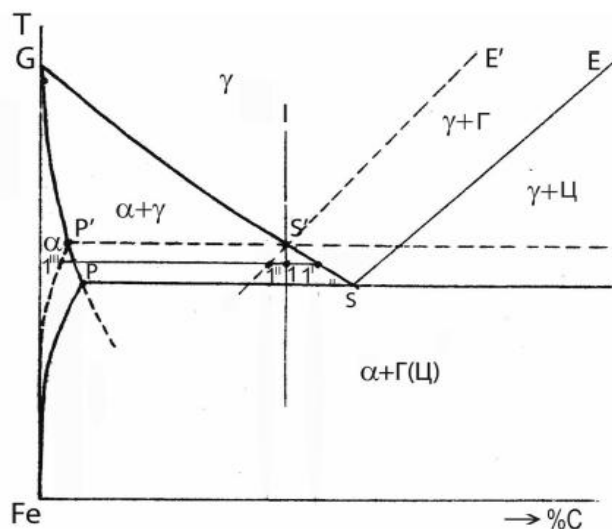


Рис. 1.1. До аналізу евтектоїдного перетворення аустеніту

За умови прискореного охолодження розпад має нормальний характер. Вже на ранньому етапі (рис. 1.5, а, б) формується двофазний пакет, який складається з пластин фериту і цементиту, що перемежаються. Ця структурна складова отримала спеціальну назву «перліт» внаслідок

веселкового перламутрового забарвлення полірованої травленої поверхні евтектоїдної сталі [1].

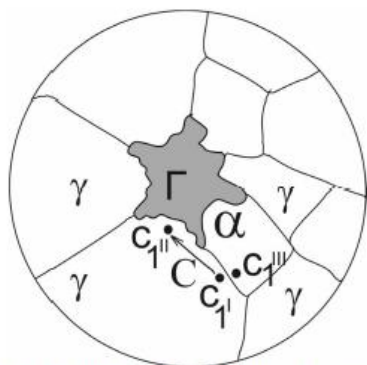


Рис. 1.2. Локальні концентрації фаз на міжфазних границях та локальний дифузійний потік атомів вуглецю як рушійна сила росту кристалів

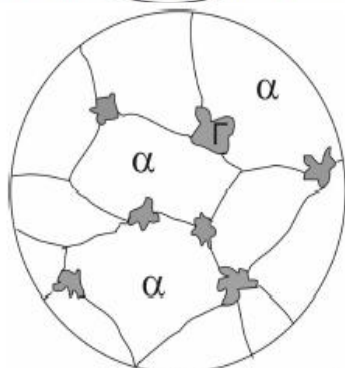


Рис. 1.3. Схема кінцевої структури при абнормальному ході евтектоїдного перетворення

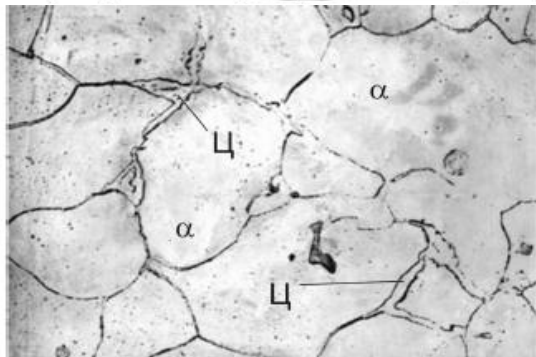


Рис. 1.4. Мікроструктура повільно охолодженої сталі, $\times 400$

Кооперативний ріст двофазного перлітного пакету починається від міжзеренних границь, де щільність дефектів кристалічної структури найбільша, та де швидкість дифузії атомів вуглецю та інших компонентів максимальна. Частіше всього це може відбуватися на тонких пластинах цементиту, що зародилися на границях зерен аустеніту. Прискорене охолодження сталі приводить до поступового зменшення зерен материнської аустенітної фази і кінцева структура буде складатися з колоній перліту – рис. 1.5. Зміна швидкості охолодження сталі в інтервалі температур евтектоїдного

перетворення ефективно впливає на важливі геометричні характеристики мікроструктури перліту, а разом з тим на рівень механічних властивостей сталі. Співвідношення між товщинами феритної та цементитної пластин не змінюється і дорівнює 7-8 [2].

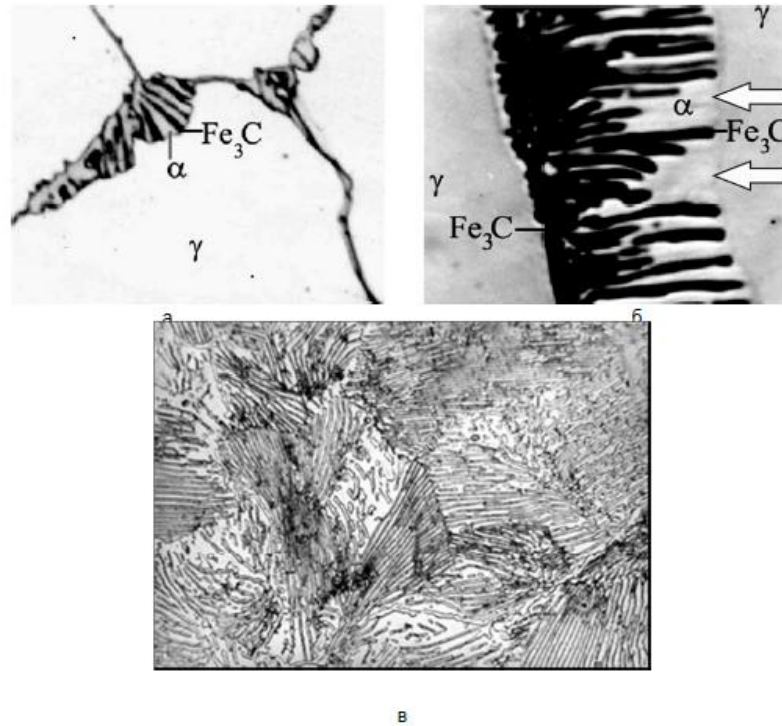


Рис. 1.5. Початок евтектоїдного перетворення (а - $\times 3000$, б - $\times 5000$) та кінцева структура сталі (в - $\times 1000$) при нормальному (кооперативному) рості евтектоїдного пакету. Стрілками показано границю розподілу α/γ

За умови проміжних швидкостей охолодження (при середньому переохолодженні) розпад аустеніту проходить спочатку за абнормальним, а потім за нормальним механізмом: після утворення феритної оболонки навколо цементиту формуються евтектоїдні колонії перліту, які і займають увесь об'єм, що залишився (рис. 1.6). В доевтектоїдних сталях евтектоїдний розпад аустеніту відбувається за умови наявності надлишкового фериту, що попередньо виділився (рис. 1.7, а).

В низьковуглецевих доевтектоїдних сталях після виділення надлишкового фериту залишається небагато аустеніту евтектоїдного складу. За цих умов на границі γ/α аустеніт виявляється пересиченим залізом на

величину $c_1 \dots - c_s$ а на границі $\gamma/\text{Ц}$ – вуглецем на величину $c_s - c_1 \dots$. Тому термодинамічно можливим виявляється розпад аустеніту одночасно на дві фази – ферит і цементит. Але оскільки об'ємна частка аустеніту в сталі дуже мала, то евтектоїдний розпад аустеніту при $T=T_1$, як правило, відбувається без утворення перліту (рис. 1.7, б). Евтектоїдний ферит складу c_1' виділяється на надлишковому, а евтектоїдний цементит на міжфазній γ/α поверхні. Якщо при цьому зберігається контакт між трьома фазами, то евтектоїдне перетворення завершується без повторного зародження цементиту і структура сталі буде складатися з феритної матриці і включень цементиту (рис. 1.7, в). У цьому випадку доевтектоїдну сталь структурно важко відрізнити від технічного заліза, що містить третинний цементит (рис. 1.7, г).

У високовуглецевих доевтектоїдних сталях, склад яких наближається до складу евтектоїдних, перлітне перетворення аустеніту є можливим без попереднього виділення надлишкового фериту. За умови прискореного охолодження до T_1 виділення надлишкового фериту гальмується і аустеніт пересичується залізом (на границі з феритом), і вуглецем (на границі з цементитом).

З'являється термодинамічний стимул для одночасного і сумісного виділення з аустеніту фериту і цементиту. При цьому формуються структури, що є морфологічно подібними до перлітних, але з більшою долею фериту, ніж у перліті евтектоїдних сталей. Такі структури називають квазіевтектоїдними. Проаналізуємо вплив концентрації вуглецю на мікроструктуру доевтектоїдних сталей. У високовуглецевих доевтектоїдних сталях зерна структурно вільного фериту зароджуються та зростають вздовж границь зерен аустеніту. В залежності від вмісту вуглецю структура доевтектоїдних сталей за умови нормального перетворення складається з надлишкового фериту і перліту. При цьому доля перліту в структурі сталі визначається за допомогою правила важеля. Так для сталі складу I (рис. 1.8) відношення частки перліту до частки фериту є пропорційним до відношення

відрізків коноди PS, тобто при збільшенні вмісту вуглецю частка перліту збільшується від 0 до 100 % (рис. 1.9).

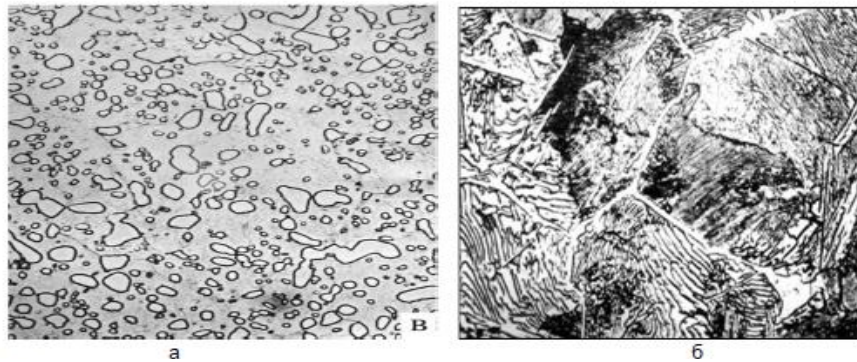


Рис. 1.6. Кінцева структура сталі, що утворилась при абнормальному (а - $\times 600$) та нормальному (а - $\times 400$) ході евтектоїдного перетворення

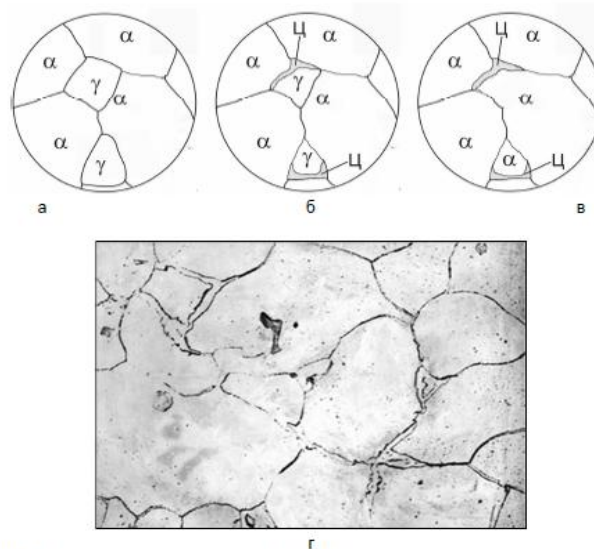


Рис. 1.7. Схема розпаду аустеніту на Ф+Ц (а-в) та мікроструктура доевтектоїної сталі (г)

При зменшенні вмісту вуглецю доля фериту збільшується, а доля перліту зменшується (рис. 1.9). Структура набуває вигляду феритної матриці з острівцями перліту. Ферит може виділятися не тільки у вигляді сітки і рівновісних зерен. Якщо вихідні зерна аустеніту є достатньо великими, а швидкість охолодження є підвищеною зерна фериту можуть формуватися не тільки як рівновісні зерна, а і у вигляді пластин, які закономірно розташовуються в напрямках найщільнішого пакування атомів в ґратці

аустеніту. Така структура називається відманштеттовою. Третинний цементит в доевтектоїдних сталях не утворює самостійних включень, а відкладається на евтектоїдному цементиті, що вже присутній. Промислові сталі, як правило, не мають в структурі графіту. Присутність включень графіту є, як правило, небажаною, оскільки вони знижують механічні властивості сталі, сприяють зародженню і розвитку тріщин. У деяких випадках, однак, в промисловості використовуються і сталі, що містять графіт (їх називають графітизованими). Такі сталі використовуються як антифрикційні матеріали [2].

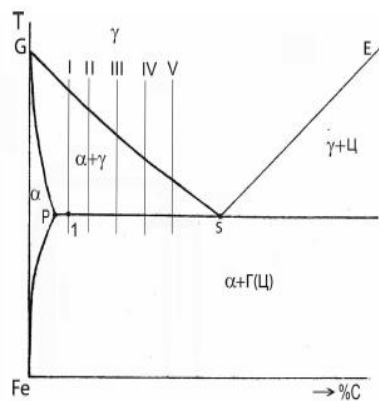


Рис. 1.8. Розміщення на діаграмі стану Fe-C сплавів з різним вмістом вуглецю

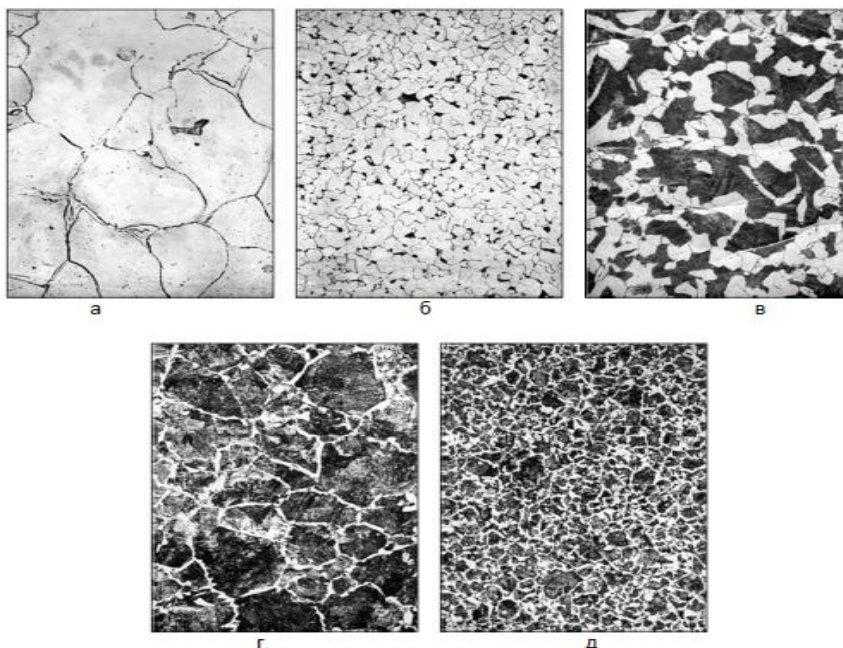


Рис. 1.9. Кінцеві мікроструктури доевтектоїдних сталей з вмістом вуглецю (рис. 1.8):
а – I, б- II, в – III, г – IV, д – V ($\times 100$)

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 2

Мікрофрактографія ламкого та в'язкого руйнування сталей

Крихке та в'язке руйнування

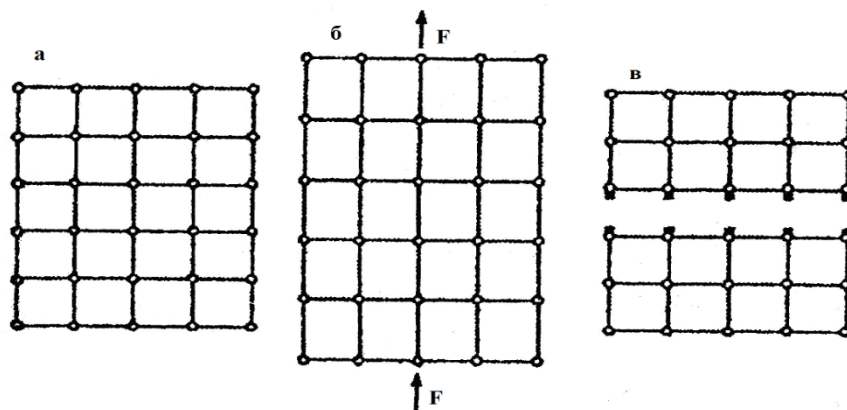
Заключна стадія деформування матеріалів – стадія руйнування – стала об'єктом дослідження порівняно недавно, тому що раніше вважали, що після появи тріщин у матеріалі виріб не можна використовувати. Руйнування розглядалося як заключна, миттєва стадія навантаження, що не може бути зупинена. У теперішній час виявлено, що стадія руйнування з моменту появи ушкодження може становити до 90 % довговічності конструкції.

Поштовхом до систематичного вивчення механіки руйнування з'явилися випадки катастрофічних аварій суден, мостів, резервуарів, літальних апаратів й інших конструкцій, що стали частішими, у свою чергу обумовлені застосуванням високоміцних матеріалів та ускладненням умов їхньої роботи.

Руйнуванням твердого тіла є процес поділу його на частини під дією навантаження, який також може супроводжуватися термічними, радіаційними, корозійними та іншими впливами. На атомному рівні руйнування – це розрив міжатомних зв'язків з утворенням нових поверхонь. Якщо розрив міжатомних зв'язків відбувається перпендикулярно площині руйнування, то відбувається руйнування відколом або відривом. Якщо розрив зв'язків іде під дією сили, прикладеної паралельно площині руйнування, то відбувається руйнування зсувом або ковзанням. У металах може мати місце і той, і інший вид руйнування, що визначається головним чином їх кристалічною будовою. Крім того, характер руйнування залежить від температури, швидкості деформування, напруженого стану, чистоти металу тощо.

Залежно від ступеня пластичного деформування перед руйнуванням розрізняють два основних види руйнувань: крихке та в'язке. При в'язкому руйнуванні метал зазнає перед руйнуванням не лише пружне, але й значне пластичне деформування. При відсутності пластичного деформування або при його незначному розвитку відбувається крихке руйнування.

Крихке руйнування відбувається шляхом відриву або відколу, коли площина руйнування перпендикулярна нормальним напруженням (рис.2.1). Під дією нормальних напружень відбувається пружне деформування кристалічної ґратки, а після досягнення граничного ступеня його спотворення відбувається послідовний розрив міжатомних зв'язків з відривом однієї атомної площини від іншої, тобто руйнування металу. Руйнування починається від якого-небудь дефекту, поблизу якого розвивається концентрація напружень, які перевищують теоретичну міцність металу [3, 4].



а – вихідний стан; б – пружне деформування;
в – крихке руйнування (відрив)

Рисунок 2.1 – Схема руйнування шляхом відриву

Концентрація напружень K пропорційна гостроті дефекту та його довжині: $K = 2\sqrt{l/r}$, де l – довжина дефекту; r – радіус закруглення в його вершині. Концентрації напружень сприяє утворення як внутрішніх, так і зовнішніх дефектів – надрізів різної гостроти та довжини (рис.2.2).

У досить пластичних металів, які характеризуються релаксацією напружень, місцевої концентрації напружень поблизу несучільностей виявляється недостатньо, і розвиток тріщин сколювання не відбувається.

В'язке руйнування відбувається шляхом зсуву під дією дотичних напружень. Площина ковзання розташована під кутом 45° до напрямку головних нормальних напружень.



а – тріщина; б – гострий надріз; в – закруглений надріз;
 $r_1 < r_2 < r_3$; $\sigma_{сер}$ – середній рівень напружень

Рисунок 2.2 – Концентрація напружень у вістрі дефекту

Чисто зсувне в'язке руйнування характерне для таких аморфних матеріалів, як глина; чисто крихке руйнування властиве ідеально пружним матеріалам, наприклад, алмазу. Однак більшості реальних матеріалів одночасно притаманне і в'язке, і крихке руйнування, а розподіл на окремі види руйнування умовно проводять за перевагою того або іншого типу.

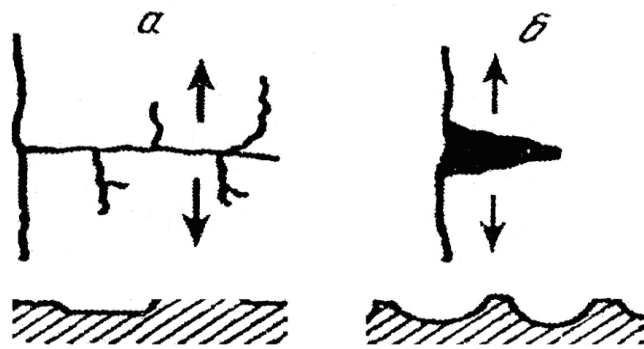
Характерними ознаками в'язкого та крихкого руйнування є енергоємність, тобто величина роботи руйнування, вид тріщини та поверхні зламу, швидкість поширення тріщини.

При руйнуванні за крихким механізмом витрачається значно менша робота на процес самого руйнування, ніж за в'язким. Крихке руйнування є самодовільним процесом. Воно відбувається за рахунок вивільнення накопиченої в системі пружної енергії і тому для поширення тріщини не потрібно підведення енергії ззовні.

При крихкому руйнуванні витрата енергії на утворення нових поверхонь у результаті розкриття тріщини менше, ніж вивільнювана при цьому накопичена пружна енергія. При в'язкому руйнуванні витрачається значно більша робота. Для розвитку в'язкого руйнування необхідне безперервне зовнішнє підведення енергії, яка витрачається на пластичне деформування металу перед зростаючою тріщиною та на подолання

виникаючого при цьому зміцнення. Робота, яка витрачається на пластичне деформування, значно перевищує роботу власне руйнування [5-6].

При крихкому руйнуванні магістральна тріщина, яка перетинає тіло, має малий кут розкриття (гостра тріщина), пластична деформація поблизу поверхні руйнування майже повністю відсутня (рис.2.3). При в'язкому руйнуванні тріщина має великий кут розкриття (тупа тріщина), поверхня руйнування характеризується значним ступенем пластичної деформації.

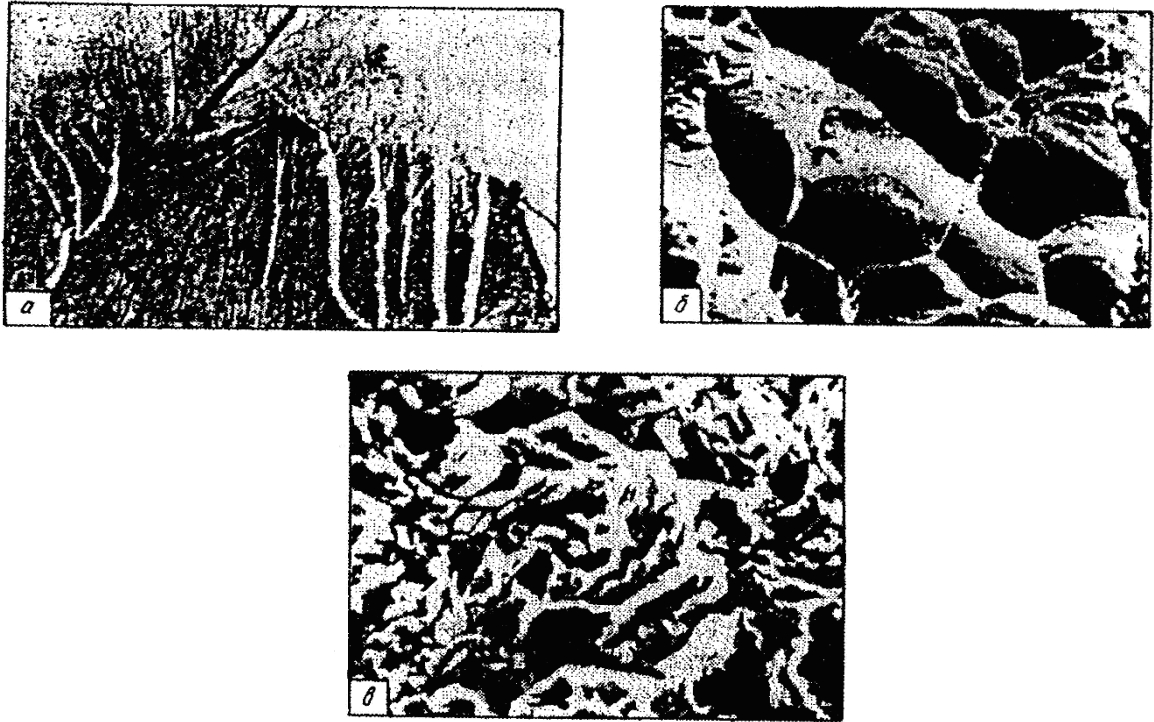


а – крихке руйнування; б – в'язке руйнування

Рисунок 2.3 – Вид тріщини та схема руйнування (перетин перпендикулярно поверхні зламу)

При низьких температурах міжзеренні межі більш міцні, ніж зерна, тому в більшості металів при низьких температурах руйнування має транскристалітний характер і проходить по зернах, а не по межах між ними. При підвищених температурах міжзеренні межі більш слабкі, ніж зерна, тому руйнування при підвищених температурах має, як правило, міжкристалітний характер (рис.2.4).

Мікрозлам при крихкому руйнуванні має блискучу гладку поверхню. Плоскі грані розколотих кристалічних зерен надають металевий блиск крихкому зламу. Електронно-мікроскопічне дослідження виявляє “річкові візерунки” або “рівчакову” будову зламу, що є наслідком взаємодії тріщини, що рухається, з дефектами кристала, а також наявність кращих кристалографічних орієнтувань фасеток відколу. Злам при в'язкому руйнуванні має матовий волокнистий характер без металевого блиску. Електронно-мікроскопічне дослідження виявляє характерну “чашкову” будову зламу [8].



а – крихкий ривчаків злам; б – в'язкий чашковий злам;
в – квазікрихкий злам литої сталі при 77 К

Рисунок 2.4 – Мікроструктура зламів

Для крихкого руйнування характерна висока швидкість розповсюдження тріщини, яка досягає приблизно 0,4 швидкості поширення звуку в металі. Звідси швидкість поширення крихкої тріщини для сталі повинна становити близько $2 \cdot 10^3$ м/с. Швидкість поширення в'язкої тріщини значно нижча та визначається швидкістю нарощування напруження.

За допомогою розглянутих ознак можна визначити характер руйнування деталі або конструкції (в'язкий або крихкий механізм). Необхідність кваліфікації характеру руйнування в кожному окремому випадку обумовлена тим, що заходи боротьби із в'язким і крихким руйнуванням принципово різні. У випадку в'язкого руйнування необхідно підвищувати міцність матеріалу. При крихкому руйнуванні треба, навпаки, збільшувати в'язкість і пластичність, якщо необхідно, навіть знижуючи міцність. Найбільш небезпечним є крихке руйнування.

Руйнування сколюванням можна поділити на три фази: зародження мікротріщини, її підростання до критичного розміру та поширення через сусідні зерна. Рівень руйнівних напружень визначається найбільш енергоємною фазою. У відносно чистих металах – це зародження та початкове підростання тріщини. У металах, що містять включення, перші дві

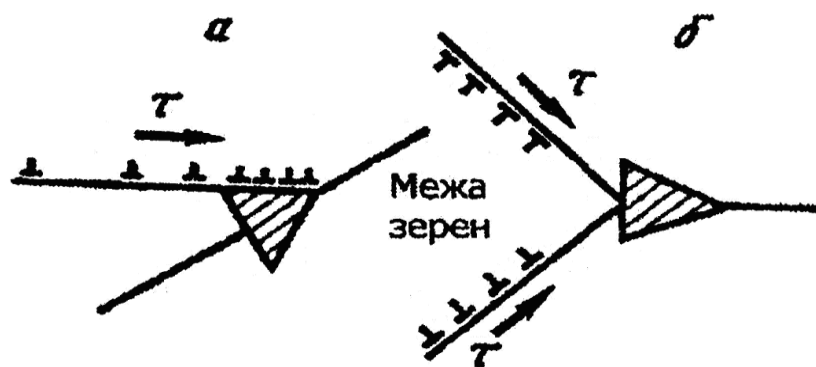
стадії відбуваються порівняно легко, але потім тріщина стримується межами зерен. З цієї причини в таких металах часто спостерігають зародження та гальмування безлічі тріщин до моменту нестійкого поширення однієї з них.

Існує низка моделей дислокаційного механізму зародження тріщини (рис.2.5). У відповідності до загальної моделі Зінера крайові дислокації рухаються по площині ковзання до перешкоди, наприклад, до межі зерна, двійника, міжфазної межі тощо. Якщо при підході вони не можуть подолати цей “непрозорий” бар’єр, то утворюється накопичення дислокацій, і в цьому місці виникає концентрація напружень. Напруження в локальній зоні може в багато разів перевищувати прикладене напруження. Після того, як напруження перевищать сили міжатомного зв’язку матеріалу, виникає мікротріщина [6].

Наступною стадією руйнування є підростання зародкової мікротріщини до тріщини критичного розміру, коли буде досягнуте критичне співвідношення між діючим напруженням і довжиною тріщини.

Існує кілька моделей докритичного підростання тріщини. Тріщина може зростати за рахунок того, що при своєму русі поглинає інші дислокаційні мікротріщини. Зростанню тріщини сприяє взаємодія полів напружень біля її вершини. Таким чином, стадії зародження мікротріщини та її підростання до критичного розміру є наслідком руху дислокацій, тобто пластичного деформування металу.

Критичний розмір тріщини характеризується концентрацією напружень її вістря, що досягає рівня міцності металу. При досягненні тріщиною критичної довжини її подальше поширення відбувається лавинно без помітної пластичної деформації та без підведення енергії ззовні.



а – модель Зінера-Стро; б – модель Коттрелла

Рисунок 2.5 – Дислокаційні моделі зародження мікротріщини

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 3

Моделі зміцнення при розробці технології виготовлення сучасних металевих виробів

Сучасна концепція високоміцного стану

Міцністю називають здатність матеріалів надавати опір пластичному деформуванню та руйнуванню під дією зовнішнього навантаження. Поняття про мінімальний рівень міцності високоміцних сплавів умовно та не регламентовано нормативними документами. Високоміцний стан залежить від призначення виробів, умов і вимог їх експлуатації.

До високоміцних машинобудівних належать сталі з границею плинності $\sigma_{0,2} \geq 1200$ МПа. Виходячи з цих значень характеристик міцності, до високоміцних варто відносити конструкційні загартовані та низьковідпущені сталі, мартенситно-старіючі, дисперсійнотвердіючі тощо.

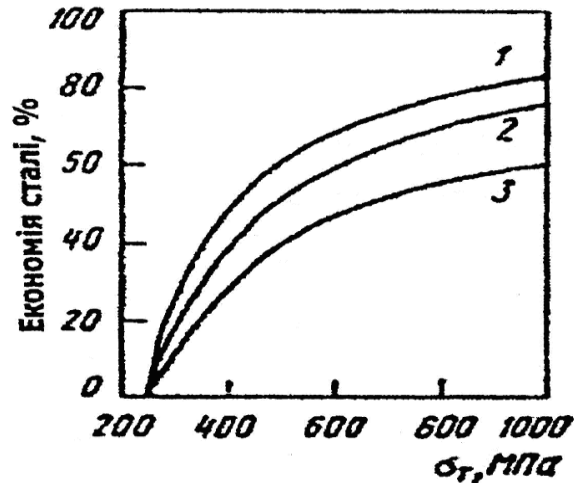
Підвищення міцності сплавів при задовільній пластичності дозволяє не лише підвищити робочий ресурс деталей і конструкцій, але також зменшити їхній переріз, витрати металу та знизити їхню масу. Заміна для будівельних металоконструкцій зазвичай вживаної вуглецевої сталі Ст.3 з границею плинності $\sigma_T \geq 250$ МПа на міцніші сталі типу 16Г2АФ дозволяє зменшити витрати металу на 30–50 % (рис.3.1).

Однак тільки висока міцність без необхідного комплексу таких механічних властивостей, як в'язкість, пластичність і тріщиностійкість, не забезпечує надійності конструкцій. Досить часто високоміцний стан металу навіть може справляти негативну дію.

Відомо, що втома відповідальна більш, ніж за половину випадків усіх аварійних руйнувань, які зустрічаються в інженерній практиці. Границя витривалості R жорстко пов'язана з тимчасовим опором.

Для більшості сталей σ_R становить 0,4–0,6 від σ_B , для мідних сплавів $\sigma_R = (0,3 - 0,5)\sigma_B$, для алюмінієвих сплавів $\sigma_R = (0,25 - 0,40)\sigma_B$. Однак однобічний підхід до підвищення міцності може приводити до зниження границі витривалості. Підвищення міцності з одного боку утруднює

утворення втомних тріщин, але з іншого, знижуючи пластичність, призводить до прискорення поширення тріщин у крихкому матеріалі. Зростання тимчасового опору понад певні значення може привести до зниження відношення σ_R / σ_B (рис.3.2). Тому високоміцні конструкційні сталі можуть мати навіть гірші значення границі витривалості у порівнянні зі звичайними сталями.



1 – прогінні будови; 2 – розтягнуті елементи конструкцій;
3 – поперечники промислових будівель

Рис. 3.1 – Зниження маси сталевих металоконструкцій при підвищенні границі плинності сталі

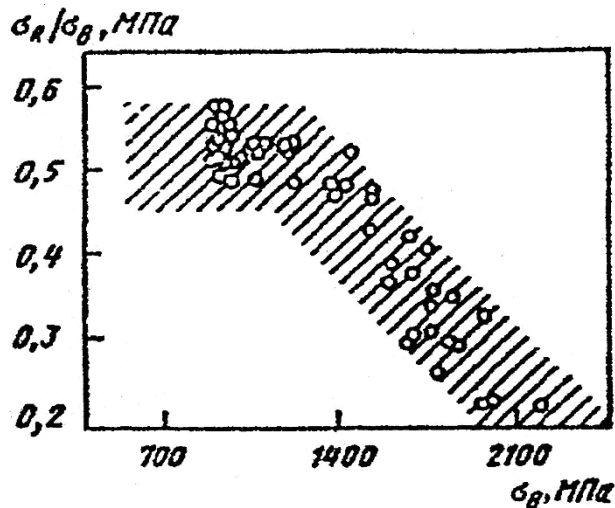


Рисунок 3.2 – Залежність відношення σ_p / σ_B від тимчасового опору для різних конструкційних сталей

Аналіз роботи конструкційних матеріалів показує, що вони повинні, поряд з високою міцністю та пластичністю, мати добрий опір ударним навантаженням, маючи запас в'язкості. При знакозмінних навантаженнях

конструкційні матеріали повинні мати високий опір утомі, а при терті – опір зношуванню, у багатьох випадках – необхідний опір корозії. Враховуючи те, що в деталях завжди є дефекти, які є концентраторами напружень, конструкційні матеріали повинні мати високий опір крихкому руйнуванню та поширенню тріщин. Тому надійність матеріалу в конструкції прийнято характеризувати конструктивною міцністю, під якою розуміють не окремо взяті характеристики міцності, а комплекс механічних властивостей, які визначають експлуатаційні можливості виробу. У цьому полягає особливість вимог до конструкційних матеріалів.

Крім високої конструктивної міцності, конструкційні матеріали повинні мати високі технологічні властивості – гарні ливарні властивості, оброблюваність тиском, різанням, зварюваність. Конструкційні матеріали повинні бути дешевими та не містити дефіцитних легуючих елементів.

В усіх конструкційних матеріалів, які застосовують у сучасний час і прогнозуються в майбутньому, цим, часто суперечливим, вимогам найбільшою мірою відповідають сталі. Тільки сталі забезпечують сполучення високих значень механічних характеристик і достатню технологічність при порівняно невисокій вартості. Тому сталь є і залишається основним і найрозповсюдженим конструкційним матеріалом.

Для більшості конструкційних сталей найважливішими (але не єдиними) параметрами конструкційної міцності є границя плинності σ_T , поріг холодноламкості або температура в'язко-крихкого переходу $T_{кр}$, рівень ударної в'язкості КСU, КСV, КСТ і коефіцієнт інтенсивності напружень K_{1C} .

Механізми та процеси зміцнення

Відомо, що вуглець утворює з залізом тверді розчини проникнення та є ефективним зміцнювачем. Однак його розчинність у фериті невелика, що призводить до зниження зміцнювального ефекту. Висока міцність мартенситу гартування супроводжується зниженням пластичності і в'язкості та необхідністю проведення відпускання. При відпусканні утворюються карбіди, мартенсит збіднюється вуглецем і знижується дія твердорозчинного механізму зміцнення. Досить великі частинки цементитного типу, що утворюються при відпусканні у феритній матриці, більш тверді та крихкі, ніж

матриця. Тому при навантаженні на поверхні поділу створюється об'ємнонапружений стан, який може призводити до утворення мікротріщин.

У відповідності до сучасних уявлень деформування визначається рухом дислокацій. Отже, підвищення опору деформування і, як наслідок, високоміцний стан можуть бути досягнуті створенням ланцюга перепон руху дислокацій.

До основних механізмів зміцнення сталей відносять: подрібнювання зерна, утворення твердих розчинів, виділення частинок другої фази, перетворення при термообробленні та збільшення щільності дислокацій. Експериментальні дослідження показали, що для більшості сталей діє принцип лінійної адитивності окремих механізмів зміцнення, тобто внесок окремих механізмів у загальне зміцнення підсумовується:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \Delta\sigma_{T,p} + \Delta\sigma_D + \Delta\sigma_{D,z} + \Delta\sigma_3,$$

де σ_0 – опір кристалічної ґратки руху дислокацій (напруження тертя ґратки або напруження Пайерлса-Набарро);

$\Delta\sigma_{T,p}$ – зміцнення твердого розчину розчиненими легуючими елементами або твердорозчинне зміцнення;

$\Delta\sigma_D$ – зміцнення опором переміщенню дислокацій за рахунок інших дислокацій або дислокаційне зміцнення;

$\Delta\sigma_{D,z}$ – зміцнення дисперсними частинками другої фази, що утворилися при розпаді пересиченого твердого розчину, або дисперсійне зміцнення;

$\Delta\sigma_3$ – зміцнення межами зерен і субзерен або зерномежове зміцнення.

У випадку феритно-перлітних сталей додається зміцнення за рахунок присутності перліту в структурі.

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА № 4, 5

Вплив мікроструктури на опір деформації

Вимір твердості

Під твердістю розуміють опір, який одне тіло робить проникненню в нього іншого, твердішого тіла. З усіх видів механічних випробувань металів випробування на твердість проводиться - найчастіше. Це пояснюється тим, що випробування на твердість не призводить до руйнування виробів, відрізняється простотою, швидкістю і портативністю вживаних приладів. Методи визначення твердості можуть бути статичними і динамічними. Динамічні методи застосовують порівняно рідко, і вони не регламентовані стандартами.

Вимір твердості втисканням сталеві кульки (метод Бринелля)

Випробування по Бринеллю регламентовані ДСТУ 9012-59. Сталева загартована кулька діаметром D (10; 5 або 2,5 мм) вдавлюється у випробовуваний зразок силою P (3000; 1000 або 750 кгс). В результаті на поверхні зразка залишається відбиток у формі кульового сегменту діаметром d (рис. 4.1, а). Діаметр відбитку буде тим менше, чим твердіше матеріал. Число твердості по Бринеллю (кгс/мм²) обчислюють за формулою $HB=P/F$, де P - навантаження, що діє на кульку, кгс; F - площа поверхні відбитку, мм².

Якщо площу поверхні відбитку виразити через діаметр кульки і діаметр відбитку, то формула для визначення твердості по Бринеллю набере вигляду (3.19):

$$HB = \frac{2P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (4.1)$$

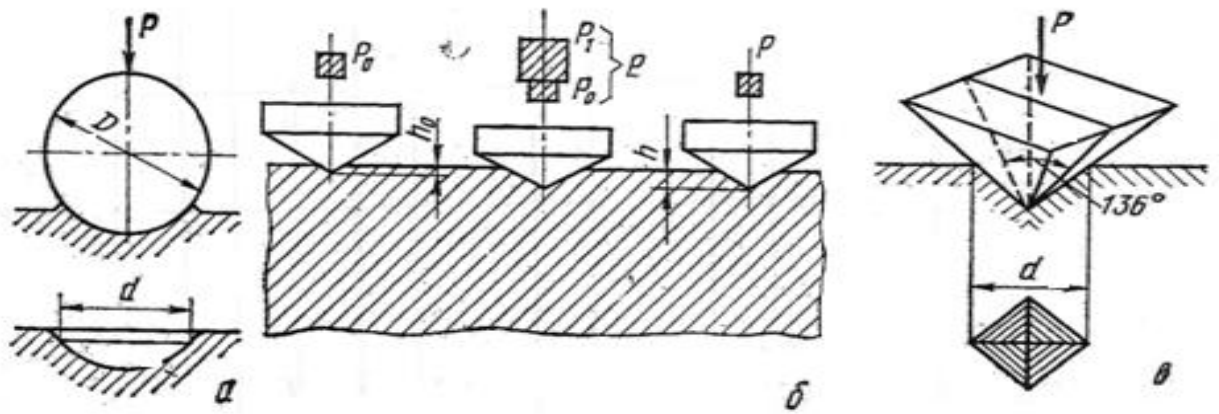


Рис. 4.1 - Схеми виміру твердості : а - за Бринеллем; б - за Роквеллом;
в - за Віккерсом

Діаметр відбитку d , вимірний за допомогою вимірювальної лупи або відлікового мікроскопа, служить мірою твердості. Погрішність вимірювального приладу не повинна перевищувати $\pm 0,01$ мм на одне найменше ділення шкали $\pm 0,02$ мм на всю довжину шкали. У деяких випробувальних приладах кульовий відбиток проектується на матове скло з масштабом, щоб діаметр відбитку був швидко вимірний. Його вимірюють в двох взаємно перпендикулярних напрямках і визначають як середнє арифметичне з двох вимірів.

Для того, щоб не прибгати до тривалих і складних обчислень твердості за приведеною формулою, на практиці користуються таблицею, по якій відповідно до умов випробування і по діаметру відбитку визначають число твердості за Бринеллем. В тій таблиці показано також співвідношення між числами твердості, певними різними методами [2].

При вимірі твердості за Бринеллем діаметр кульки D , величину навантаження P , тривалість витримки під навантаженням і мінімальну товщину H випробовуваного зразка вибирають згідно із таблицею 4.1.

Твердість випробовуваних матеріалів не повинна перевищувати HB450; при більшій твердості випробовуваного матеріалу сталева кулька при втискуванні деформуватиметься і результат вийде неправильним.

Таблиця 4.1 - Рекомендовані параметри для виміру твердості за Бринеллем

НВ	H, мм	P/D ²	D, мм	P, кгс	τ , с
Чорні метали					
140-	6-3	30	10	3000	10
150	4-2	30	5	750	10
	<2	30	2,5	187,5	10
	>6	10	10	1000	10
<	6-3	10	5	250	10
140	<3	10	2,5	62,5	10
Кольорові метали					
<	6-3	30	10	3000	30
130	4-2	30	5	750	30
	<2	30	2,5	187,5	30
	9-3	10	10	1000	30
35-	6-3	10	5	250	30
130	<3	10	2,5	62,5	30
	>6	2,5	10	250	60
8-35	6-3	2,5	5	62,5	60
	<3	2,5	2,5	15,5	60

Відстань від центру відбитку до краю зразка має бути не менше чим 2,5 d, а відстань між центрами двох сусідніх відбитків має бути не менше 4d. При вимірі твердості на зразках або деталях з криволінійною поверхнею довжина і ширина підготовленої плоскої поверхні має бути не менше чим в два рази більше діаметру вживаної кульки.

Діаметри відбитків d повинні знаходитися в межах $0,2D < d < 0,6D$.

При вимірі твердості кулькою діаметром D=10 мм під навантаженням P=3000 кгс з витримкою $\tau = 10$ с перед числом твердості за Бринеллем пишуть символ НВ, наприклад НВ400. За інших умов виміру позначення НВ

доповнюється індексом, що вказує умови виміру в наступному порядку: діаметр кульки, навантаження і тривалість витримки. Наприклад НВ 5/250/30-200 означає число твердості за Бринеллем 200 при випробуванні кулькою діаметром 5 мм під навантаженням 250 кгс впродовж 30 с.

Вимір твердості за Роквеллом

Виміри твердості по Роквеллу регламентовані ДСТУ 9013-59. По цьому методу випробування на твердість роблять шляхом втискання в зразок сталевій кульки діаметром $D=1,58$ мм($1/16''$) або алмазного конуса з кутом 120° . Величина твердості визначається різницею між глибиною западин, що отримуються на випробовуваному предметі від втискання алмазного конуса або сталевій кульки під двома навантаженнями певної величини : більшою P_1 - основною і меншою P_0 – попередньою (рис. 4.1, б). Попереднє навантаження складає 10 кгс, а загальна (попередня плюс основна) - при втисканні сталевій кульки складає 100 кгс (шкала В), а при втисканні алмазного конусу - 150 (шкала С) або 60 кгс (шкала А).

Твердість за Роквеллом вимірюється в умовних одиницях. За одиницю твердості прийнята величина, що відповідає осьовому переміщенню наконечника на 0,002 мм. Числа твердості за Роквеллом виражаються наступними формулами: $HR = 100 - e$ (при вимірі по шкалах А і С); $HR = 130 - e$ (при вимірі за шкалою В).

Величина e визначається по наступній формулі:

$$e = (h - h_0) / 0,002 \quad (4.2)$$

де h_0 - глибина впровадження наконечника у випробовуваний зразок під дією попереднього навантаження P_0 ;

h - глибина впровадження наконечника у випробовуваний зразок під дією загального навантаження P , виміряна після зняття основного навантаження P , із залишенням попереднього навантаження P_0 .

Сталеву кульку (шкала В) використовують для визначення твердості не загартованої сталі, латуні, бронзи і інших не твердих матеріалів, алмазний конус - для визначення твердості термічно обробленої у тому числі загартованої сталі (шкала С) і твердих сплавів (шкала А). До чисел твердості, отриманих в результаті виміру по цих шкалах, додають позначення шкали (наприклад, HRC60, HRB90, HRA70). Величина навантаження, межі виміру в одиницях твердості по Роквеллу і відповідні наближені значення твердості по Віккерсу для шкал А, В і С представлені в таблиці 4.2.

Мінімальна товщина випробовуваного зразка залежно від очікуваної твердості за Роквеллом наведена в таблиці 4.3.

Таблиця 4.2 - Шкали твердості, тип індентору, межі вимірів і співвідношення між числами твердості за Роквеллом та Віккерсом

Позначення		Тип індентора	Навантаження, кгс	Границі вимірювання в одиницях твердості по Роквеллу	Відповідні наближені значення чисел твердості за Віккерсом
Шкали	Чисел твердості				
А	HRA	Алмазний конус	$P_0 = 10; P_1 = 50; P = 60$	70-85	390-900
С	HRC	Алмазний конус	$P_0 = 10; P_1 = 140;$ $P = 150$	20-67	240-900
В	HRB	Сталева кулька діаметром 1,588 мм.	$P_0 = 10; P_1 = 90; P = 100$	25-100	60-240

Таблиця 4.3 - Мінімально допустима товщина зразків при визначенні твердості за Роквеллом

Назва шкали	Число твердості по Роквеллу	Мінімальна товщина зразку, мм
А	70	0,7
	80	0,5
	90	0,4
В	25	2,0
	30	1,9
	40	1,7
	50	1,5
	60	1,3
	70	1,2
	80	1,0
	90	0,8
	100	0,7
С	20	1,5
	30	1,3
	40	1,2
	50	1,0
	60	0,8
	67	0,7

Відстань між центрами сусідніх відбитків або відстань від центру відбитку до краю зразка має бути не менше 3 мм.

Вимір твердості алмазною пірамідою (метод Віккерса)

Вимір твердості по методу Віккерса регламентований ДСТУ 2999-75. Метод Віккерса дозволяє вимірювати твердість як м'яких, так і дуже твердих, металів і сплавів; він придатний і для визначення твердості тонких поверхневих шарів (наприклад, при хіміко-термічній обробці). Для визначення твердості цим методом в зразок вдавлюють чотиригранну

алмазну піраміду з кутом при вершині 136° (рис. 4.1, в). Після зняття навантаження за допомогою оптичного пристрою вимірюють діагоналі відбитку і визначають число твердості за Віккерсом. Тривалість витримки під навантаженням для сталі і чавуну повинна складати 10-15 с, а для кольорових металів 30 с і в позначенні твердості вона опускається. У тому випадку, якщо тривалість прикладення навантаження відрізняється від вказаної, то її величина вказується в позначенні твердості за Віккерсом. Так HV 10/30-500 означає число твердості за Віккерсом 500, отримане під навантаженням $P=10$ кгс, прикладеною впродовж 30 с.

Число твердості HV(кгс/мм²) визначають за формулою:

$$HV=P/F \text{ або } HV = 2P \sin \frac{\alpha}{2} / d^2 \quad (4.3)$$

У цих співвідношеннях P - навантаження, кгс; F - площа пірамідального відбитку, мм², $\alpha = 136^\circ$ - кут між протилежними гранями при вершині піраміди; d - середнє арифметичне розмірів обох діагоналей відбитку після зняття навантаження, мм.

Практично величину HV залежно від навантаження і діаметру відбитку вибирають з таблиць, наведених в ДСТУ 2999- 75. Навантаження вибирають з ряду 5; 10; 20; 30; 50; 100 кгс. За наявності відповідних приладів допускається робити вимір твердості і при менших навантаженнях (1 і 3 кгс). Вибір навантаження при вимірі твердості HV цементованих і інших виробів з твердістю поверхневого шару, не рівної твердості серцевини, роблять таким чином (якщо товщина шару невідома) : вимірюють твердість при декількох навантаженнях, наприклад 5; 10; 20; 30 кгс. Якщо числа твердості HV при збільшенні навантаження змінюються, то застосовують менші навантаження до тих пір, поки два суміжні навантаження не дадуть співпадаючих або близьких один одному [2].

Мінімальна товщина випробовуваного зразка або шару має бути більше діагоналі відбитку для сталевих виробів в 1,2 рази, а для кольорових металів в 1,5 рази. Відстань між центром відбитку і краєм зразка або сусіднього відбитку має бути не менше 2,5 довжини діагоналі відбитку. Методом Віккерса можна вимірювати твердість зразків завтовшки 0,3- 0,5 мм або поверхневих шарів завтовшки до 0,03-0,05 мм.

Числа твердості за Бринеллем та Віккерсом мають однакову розмірність і для матеріалів з твердістю до НВ450 практично співпадають.

При більш високій твердості величина НV перевищує величину НВ; це перевищення тим більше, чим вище твердість. Метод Віккерса досконаліший, ніж інші методи визначення твердості. Він дає для усіх матеріалів наскрізну однозначну, шкалу твердості.

Вимір мікротвердості

Вимір мікротвердості регламентований ДСТУ 9450-76. Випробування роблять шляхом вдавлювання алмазної піраміди з кутом при вершині 136° під дією навантаження P , прикладеного впродовж певного часу; після зняття навантаження вимірюють діагоналі d квадратного відбитку, що залишився на поверхні зразка. При випробуванні на мікротвердість застосовують одне з наступних навантажень: 0,005; 0,01; 0,02; Д05; 0,1; 0,2; 0,5 кгс. Число твердості обчислюють за тією ж формулою, що і при визначенні твердості методом Віккерса. При позначенні перед числом твердості пишуть символ Н з індексом, що вказує величину навантаження в грам - силах, наприклад - H_{50} - 300 кгс/мм². Розмірність твердості не вказують в тих випадках, коли це не викликає неясності.

Цим методом можна визначити не лише твердість тонких поверхневих шарів, але і твердість окремих структурних складових і фаз сплавів. Зазвичай мікротвердість визначають на приладі ПМТ- 3. Зразки для виміру мікротвердості готують так само, як і для мікродосліджування (шліфування,

полірування, а в необхідних випадках і травлення). Щоб уникнути наклепу тонкого поверхневого шару рекомендується проводити електролітичне полірування.

Величину навантаження при однорідному випробовуваному матеріалі вибирають, виходячи з його товщини: мінімальна товщина зразка або шару має бути більше довжини діагоналі відбитку в 1,5 разу. На протилежній стороні зразка після випробування не повинно бути помітних слідів деформації. Відстань від центру відбитку до краю зразка має бути не менше подвійної довжини, діагоналі відбитку більшого розміру.

Величину навантаження при неоднорідному випробовуваному матеріалі вибирають залежно від завдання випробування. Якщо необхідно оцінити середню твердість матеріалу, то величина діагоналі відбитку має бути значно більше розмірів структурних складових матеріалу. Випробування в різних ділянках такого матеріалу повинні давати однакові результати. Якщо завданням випробування є оцінка твердості окремих структурних складових сплаву, то розмір діагоналі відбитку має бути досить малий в порівнянні з випробовуваним кристалітом; при цьому кристаліт може розглядатися як зразок.

ЛІТЕРАТУРА

1. Погребна Н.Е., Куцова В.З., Котова Т.В. Механічна стабільність матеріалів: Навчальний посібник. Дніпро: НМетАУ, 2021. 111 с.
2. Погребна Н. Е., Котова Т. В., Ковзель М. А. Механічні випробування металів (частина I): Навчальний посібник. Дніпро: Український державний університет науки і технологій, 2023. 67 с.
3. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: навч. посібник / О.М. Долгов, Д.Л. Колосов: МОНУ, Національний технічний університет «Дніпровська політехніка». – Дніпро: НТУ «Дніпровська політехніка», 2022. 70 с.
4. Рябічева Л.О. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: Навч. посібник / Л.О. Рябічева: МОНУ, Східноукраїнський національний університет ім. В. Даля. – Луганськ: [Видавництво СНУ ім. В. Даля], 2013, 355 с.
5. Основи механіки руйнування: навч. посіб. Для студ. Вищих навч. закладів, які навч. за напр. підготовки «Інженерне матеріалознавство» / В.С. Майборода [та ін.], МОНУ НТТЦ «КПІ»: Київ НТТУ «КПІ», 2010. 124 с.
6. Пчелінцев В.О. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів. Нвч. посібник / В.О. Пчелінцев, А.І. Дегула. – Суми. СумДУ, 2012, 247 с. – ISBN978-966-657-449-0.
7. Бялік О.М., Кондратюк С.Є., Кіндрачук М.В., Черненко В.С. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія: Підручник. – К.: ВПК «Політехніка», 2006, 328 с.: іл. 129.
8. ДСТУ 3715-98. Метали. Види поверхонь руйнування (зломів). Терміни та визначення.

Навчально-методичне видання

Погребна Наталія Емілівна,
Котова Тетяна Володимирівна

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ МАТЕРІАЛІВ

Навчально-методичні рекомендації до лабораторних робіт

Електронне видання

Зареєстровано НМВ УДУНТ (№ 75 від 08.10.2025)

В авторській редакції

Комп'ютерна верстка Н. Е. Погребна

Формат 60x84 1/16. Ум. друк. арк. 1,79. Обл.-вид. арк. 1,82.
Зам. № 115.

Видавець: Український державний університет науки і технологій
вул. Лазаряна, 2, ауд. 2216, м. Дніпро, 49010.

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 7709 від 14.12.2022

Адреса видавця та дільниці оперативної поліграфії:
вул. Лазаряна, 2, Дніпро, 49010