



Б.П. Серeda
А.С. Жагров
І.В. Кругляк

ФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ ПРИ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ

Методичні вказівки до лабораторних робіт

*для студентів ЗДІА
спеціальностей 8.05040104 «Обробка металів тиском»*

**Міністерство освіти і науки України
Запорізька державна інженерна академія**

*Затверджено до друку
рішенням науково-методичної ради ЗДІА
протокол № від*

ФІЗИЧНІ ПРОЦЕСИ ПРИ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ

Методичні вказівки до лабораторних робіт

*для студентів ЗДІА
спеціальностей 8.05040104 «Обробка металів тиском»*

*Рекомендовано до видання
на засіданні кафедри ОМТ,
протокол № 9 від 07.12.2010 р.*

Запоріжжя
ЗДІА
2011

*Б.П. Середа, д.т.н., професор
А.С. Жагров, к.т.н., доцент
І.В. Кругляк, к.т.н., доцент*

Відповідальний за випуск: *зав. кафедри ОМТ,
професор Б.П. Середа*

Рецензенти:

*Грицай В.П., к.т.н., професор кафедри металургії кольорових металів
Запорізької державної інженерної академії*

Б.П. Середа, А.С. Жагров, І.В. Кругляк

Фізичні процеси при пластичній деформації: Методичні вказівки до лабораторних робіт для студентів ЗДІА, спеціальності ОМТ / Укладачі: Б.П. Середа, А.С. Жагров, І.В. Кругляк. – Запоріжжя, ЗДІА, 2011. – 85 с.

Методичні вказівки призначені для магістрів спеціальності «Обробка металів тиском», які включають теоретичні відомості щодо процесів пластичної деформації та лабораторні роботи з дисципліни «Фізичні процеси при пластичній деформації».

Фізичні процеси при пластичній деформації. Методичні вказівки до лабораторних робіт для студентів ЗДІА, спеціальності ОМТ / Укладачі: Б.П. Серeda, А.С.Жагров, І.В.Кругляк. – Запоріжжя: ЗДІА, 2011. – 85 с.

Укладачі: Б.П. Серeda, д.т.н., проф.
А.С. Жагров, к.т.н., доц.
І.В. Кругляк, к.т.н., доц.

Відповідальний за випуск: **зав. кафедрою ОМТ**
д.т.н., проф. Б.П. Серeda

ЗМІСТ

Вступ	4
Теоретична частина	5
Техніка безпеки при виконанні лабораторних робіт	45
1. Лабораторна робота № 1. Вивчення механізмів холодної пластичної деформації.....	46
2. Лабораторна робота № 2. Побудова кривої зміцнення.....	53
3. Лабораторна робота № 3. Вивчення принципу найменшого опору	61
4. Лабораторна робота № 4. Вивчення неоднорідності деформації при осадці.....	66
5. Лабораторна робота № 5. Визначення коефіцієнта тертя при пластичній деформації.....	73
6. Лабораторна робота № 6. Дослідження процесу осаджування штаби з затіканням металу у щілини отвору в умовах плоскої деформації.....	78
ЛІТЕРАТУРА.....	83

ВСТУП

Основна задача дисципліни «Фізичні процеси при пластичній деформації» - вивчення принципових закономірностей процесів обробки металів тиском, що забезпечують мінімальні виграє матеріалів і енергії, інтенсифікацію технологічного процесу і поліпшення якості готової продукції.

При рішенні інженерних задач необхідно знати механізми і закони пластичної деформації, уміти застосовувати їх при обробці металів тиском.

У методичних вказівках передбачено проведення шести лабораторних робіт із питань, що стосуються механізмів пластичної деформації (роботи 1 і 2), законів пластичної деформації (роботи 3 і 4), також умов тертя (робота 5) та енергетичного методу аналізу (робота 6).

Теоретична частина

ФІЗИЧНІ ОСНОВИ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

1. Загальні знання про структуру металів

При охолодженні розплавленого металу з'являються стійкі центри кристалізації. Атоми металу, що кристалізується займають цілком певні положення, звані вузлами кристалічної ґрати. Кристал зростає швидше в напрямку площині з максимальною щільністю атомів і з'являються скелетні кристали, що складаються з ряду гілок. Кожна гілка інтенсивніше розвивається в певних кристалографічних напрямках. Поки кристаліки розділені розплавом, їх ґрати досконалі. При зближенні кристалів зростання окремих площин утруднюється форма кристала спотворюється і залишається мало слідів плоских граней. Кристали набувають форму грубо окреслених поліедрів (багатогранників), званих зернами, або кристаллитами.

На кордонах між зернами скупчуються атоми більш легкоплавких елементів, неметалеві включення і порожнечі. Тому властивості металів, наприклад міцність і пластичність, залежать від властивостей кристалітів і кордонів між зернами.

Атоми в твердих тілах притягують або відштовхують один одного в залежності від міжатомної відстані (рис. 1). Стійкого положення атомів в ґраті твердого металу відповідають відстані a_0 , при яких рівнодіюча сила тяжіння і відштовхування дорівнює нулю. Відстань a_0 залежить від напрямку, вздовж якого розглядається взаємодія, і виду атомів. Тому є кілька типів кристалічних ґраток. Кожну з них можна умовно зобразити у вигляді елементарної комірки, багато разів повторюється в просторі. Для металів характерні (рис. 2) три типи осередків (ґраток): кубічна об'ємно - (а) і гранецентрована (б), гексагональна (в) і тетрагональна (г). Кубічна ґратка має один параметр (характерний розмір) a , дорівнює довжині ребра куба, гексагональна і тетрагональна ґрати - два параметри a і c .

Фізичні, хімічні та механічні властивості кристалів визначаються взаємодією їх атомів. Залежність розміру a_0 та інтенсивності взаємодії від

напрямків x_1 , x_2 та ін (рис. 1) є причиною анізотропії, тобто відмінності властивостей кристалів за різними напрямками. Анізотропія властивостей є характерна особливість кристалічної будови речовини. Найбільша анізотропія зустрічається в монокристалі. Наприклад, в залежності від напрямку випробування модуль пружності алюмінію змінюється в 1,2 рази, міді - в 2,85 рази, цинку - в 3,55 рази і т.ін.

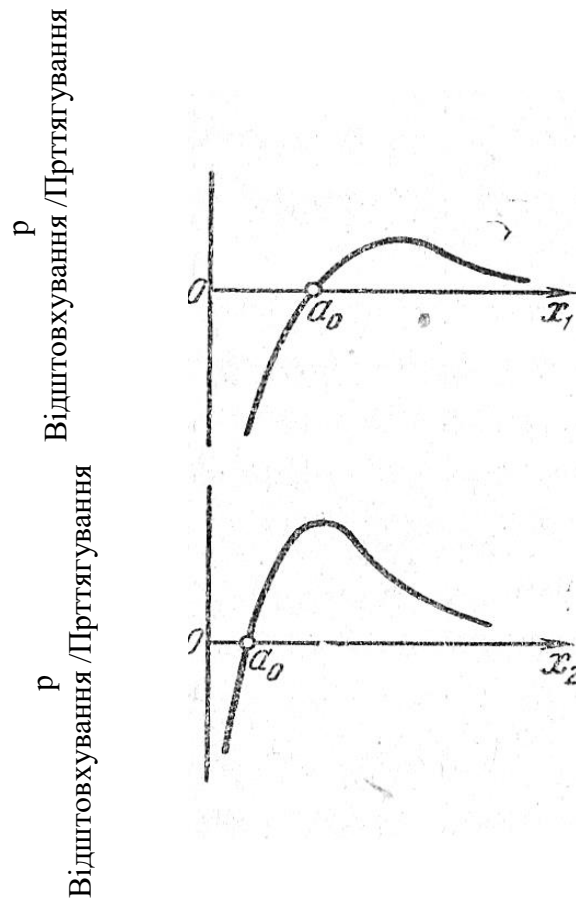


Рисунок 1. Залежність сили взаємодії між атомами P від відстані між ними в напрямках x_1 , x_2

У полікристалічному тілі, що складається з безлічі довільно орієнтованих зерен, властивості практично не залежать від напрямку. Такі тіла називають квазіізотропними (анізотропія властивостей у межах окремого зерна зберігається). При стисненні металу відстані між атомами зменшуються, що призводить до появи сил відштовхування. При розтягуванні, навпаки, з'являються сили притягання. При стисканні і розтягуванні пружну деформацію можна пояснити, якщо відомо рівняння

кривої, представленої на рис. 1. Враховуючи, що при пружній деформації відхилення атомів від положення рівноваги (точка a_0) незначні, можна умовно спрямити криву (рис. 1) в околиці точки a_0 і вважати, що пружна деформація кристалічної ґрати пропорційна діючій силі, тобто виконується закон Гука.

Оскільки обсяг металу при обробці тиском практично не змінюється, а формозмінення значне, то єдиним механізмом формозміни може бути зсув частин ґратки атомів відносно один одного. Залежно від умов деформації та механічних властивостей металу зсув відбувається як на межі зерен, так і по самих зернах. Коли час дії навантаження малий, деформація в основному відбувається по тілу зерна. Деформація по межах зерен можлива при підвищеному вмісті шкідливих домішок (наприклад, сірки), що послаблюють меіжзеренного зв'язку, що призводить до руйнування оброблюваного металу.

Для розуміння процесів пластичної деформації познайомимося з механізмами пластичної течії монокристалів і з особливостями тонкої структури кристалів, які зазвичай не враховують при розгляді пружних властивостей.

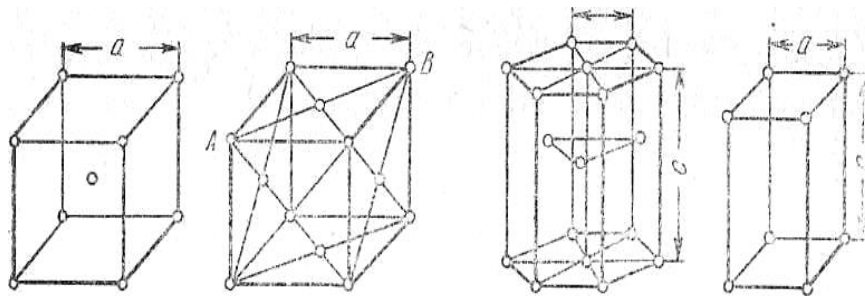


Рисунок 2. Елементарні, кристалічні осередки:

- а - кубічна об'ємноцентрована (V, W, Mo, Nb, Fe α); б - кубічна
гранецентрована (Al, Pb, Ni, Cu, Fe γ);
- в - гексагональна (Zn, Mg, Ti α , Co α) ; г - тетрагональна (Sn, Mn).

2. Деформація монокристалів

Необоротне змішання частин грати монокристалу відбувається шляхом зсуву (ковзання) по поверхням, званим площинами ковзання. Виходи цих площин на поверхню кристала називають смугами ковзання. Смуги ковзання розділені недеформованими шарами товщиною $10^{-5} - 10^{-4}$ м (10-100 мкм) і зазвичай самі складаються з багатьох тонких шарів кристала, між якими відбувається ковзання.

Для початку незворотнього ковзання сусідніх шарів атомів необхідно докласти критичне дотичне напруження τ_s . Численні експерименти показують - чим щільніше упаковка атомів на виділеній в кристалі площині, тим менше потрібна величина напруги τ_s . Наприклад, в гранецентрированій кубічній гратці найбільш щільна упаковка атомів - на чотирьох площинах типу ABC (рис. 2); дещо менша - на гранях куба, ще менша - на інших площинах. Площини з найбільш щільною упаковкою називають площинами найлегшого зсуву. На площині найлегшого зсуву можна виділити напрямок з мінімальними відстанями між атомами, ковзання уздовж якого відбувається при найменшому значенні τ_s .

Цей напрям називають напрямом ковзання. На площині ABC гранецентрированої гратки напрями ковзання - діагоналі граней куба.

Якщо відоме зовнішнє навантаження на кристал (рис. 3, а), то величина дотичного напруження τ_{AB} в довільному перерізі кристала АВ залежить від кута нахилу перерізу:

$$\tau_{AB} = \frac{1}{2} \left(\frac{P}{\text{площадь сечения AC}} \right) \sin 2\alpha ,$$

При $\alpha = 0$ і $\alpha = \frac{\pi}{2}$ дотичні напруження дорівнюють нулю, а максимальним дотичним напруженням відповідає $\sin 2\alpha = 1$, або $\alpha = \frac{\pi}{4}$ (45 °).

З цієї причини несприятливо орієнтовані площини найлегшого зсуву залишаються потенційними площинами ковзання і можливе крихке руйнування кристалу (відривом). Наприклад, в кристалі цинку з

гексагональними ґратами єдиною площиною ковзання є основання (площина базису) елементарної комірки. Якщо з великих монокристалів цинку вирізати серію зразків і випробувати їх на розтягування, то при орієнтуванні площини ковзання паралельно або перпендикулярно осі розтягування (рис. 3, б, в) відбудеться розрив кристалу без попереднього розвитку пластичної деформації.

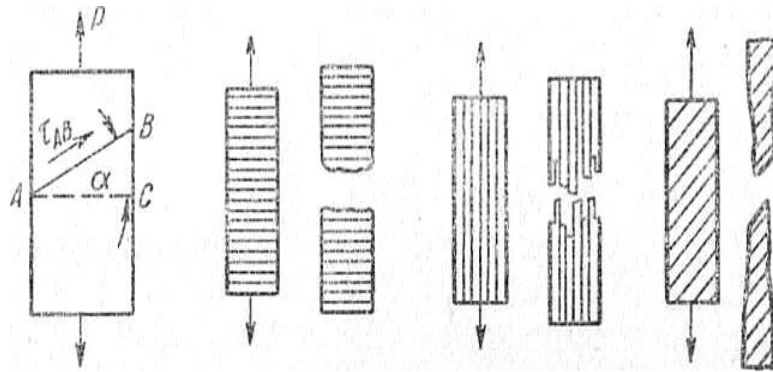


Рисунок 3. Вплив орієнтування площини ковзання на характер деформації монокристалів: а - розрахункова схема;

б, в - крихке руйнування кристала Zn при $\alpha = 0$ і $\frac{\pi}{2}$,

г - в'язке руйнування при $\alpha \neq 0$ і $\frac{\pi}{2}$.

Коли орієнтування лежить між описаними крайніми випадками (рис. 3, г), розриву передуює помітна пластична деформація. Чим ближче кут нахилу площини базису до $\frac{\pi}{4}$ (45°), тим менше навантаження P потрібно для початку ковзання і тим більше пластична деформація до руйнування.

У металах з кубічною ґратою та кількома площинами ковзання неможливо орієнтувати зразок так, щоб у всіх площинах ковзання одночасно дотичні напруги τ дорівнювали нулю. Тому метали з кубічними ґратами володіють високою пластичністю.

Найпростіше пояснення появи смуг ковзання на поверхні кристалів полягає в тому, що в площині ковзання один шар атомів ковзає по іншому. Тоді атоми будуть рухатися одночасно і критичне дотичне напруження

можна розрахувати як похідна сили, викликає зсув одного атома на щільність упаковки атомів на площини ковзання. Відмінність теоретичного опору зрізу від велич, що спостерігають τ_s в 100-10 000 разів свідчить про неоднорідність опору зрушенню в різних ділянках поверхні ковзання.

В даний час розроблена теорія, що враховує неоднорідність будови реальних кристалів, її вплив на протікання пластичної деформації та руйнування твердих тіл. У кристалі є дефекти структури, які сильно змінюють його властивості [1, 2]. До них відносяться точкові дефекти (наприклад, атоми домішок, незайняті вузли ґрати - вакансії), поверхневі дефекти, об'ємні (наприклад, тепловий рух), лінійні (дислокації).

Ковзання в кристалі починається на одному або декількох, ділянках площині ковзання і розповсюджується по всій площині з деякою кінцевою швидкістю.

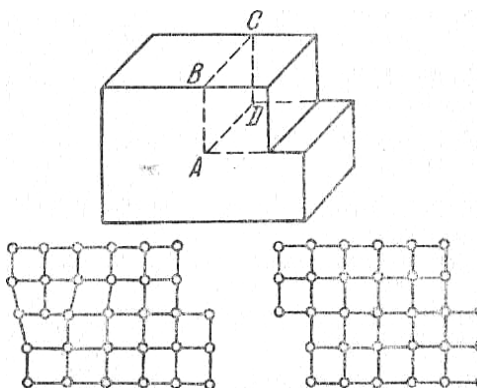


Рисунок 4. Схема деформації зсуву ковзанням дислокації
(послідовні стадії)

На будь-якій стадії ковзання можна окреслити в площині ковзання контур області зсуву. Цю межу можна встановити посередині перехідної області. Назвемо цей кордон дислокацією ковзання, а позначає її лінію-лінією дислокації. Дислокації є дефектами складної геометричної форми. У найпростішому випадку дислокація має вигляд «зайвої» площини атомів ABCD в частині монокристалу (рис. 4). Лінією дислокації в цьому випадку є пряма AD. При додаванні зсувної сили крізь кристал проходить хвиля зсуву і

дислокація оточується полем пружних напружень. Наприклад, область над лінією AD відчуває стиснення, область під лінією AD - розтяг. Причому напруга зменшується обертопропорційно відстані від AD. Встановлено, що при пластичній деформації пружні поля напружень навколо дислокацій взаємодіють між собою, а також з полями напружень навколо інших дефектів кристалічної ґратки.

На схемі деформації (рис. 4) видно, що одночасно в ковзанні бере участь мала частина атомів, що пояснює порівняно малу величину τ_s в реальних кристалах. Поява ліній ковзання на поверхні кристала свідчить про вихід безлічі дислокацій на поверхню. Збільшення кількості смуг ковзання з зростанням деформації відповідає збільшенню щільності дислокацій в кристалі і вказує на можливість збільшення числа дислокацій в ході пластичної деформації.

Поряд з основним механізмом пластичної деформації (ковзанням) в кристалах спостерігається майже миттєвий поворот частини ґратки (рис. 5). Цей поворот складається з однакових зміщень атомів безлічі рядів паралельно деякій площині у вихідній ґратці (площини двійникування АВ). Деформована частина кристала стає дзеркальним відображенням не захопленої двійником області відносно площини АВ. Двійники збільшують величину пластичної деформації до руйнування. Причому частка деформації двійникування більше у металів з гексагональними ґратами, а також при деформації з великою швидкістю, наприклад штампування вибухом.

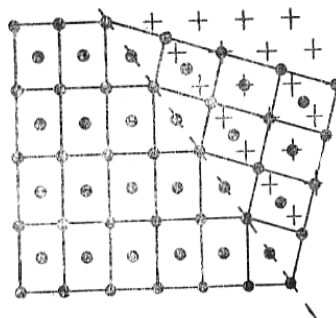


Рисунок 5. Двійникування однорідним зрушенням (знак + означає первинні положення атомів у двійниковій області)

3. Холодна деформація полікристалічних тіл

«Холодною» деформацією називають деформацію при температурі не більше 0,3 від температури плавлення. Її застосовують для виготовлення виробів з малим поперечним перерізом, для підвищення міцності металу, чистоти поверхні і точності розмірів виробу.

У полікристалі зерна відрізняються між собою за формою та розмірами, складом і механічними властивостями, орієнтуванням площин ковзання і т. д. Досліди з розтягуванням зразків, що складаються з 2-3 кристалів, показують, що поблизу кордонів зерна деформуються менше, ніж удалині від них. Отже, холодна деформація повинна відбуватися в основному за рахунок зрушень всередині зерен. При деформації полікристалічних зразків смуги ковзання з'являються спочатку в зернах з орієнтуванням площин зсуву під кутом близько (45°) до напрямку зусилля. У сусідніх зернах при цьому досягається тільки пружна деформація. Нерівномірність деформації між зернами збережеться і при більшому навантаженні, коли всі або майже всі зерна будуть деформовані пластично. Взаємодія між сусідніми неоднаково деформуємими зернами збільшує додатково напруги в зерні з більш високою критичною напругою τ_s чи несприятливим орієнтуванням площини зсуву. З цієї причини пластичність сплавів із зернами різного гатунку (так званих багатофазних сплавів) і сплавів з гексагональними ґратами менше пластичності однофазних металів та їх монокристалів.

Під час холодної деформації безперервно підвищується опір зрушенню τ_s і всі показники міцності: межа пропорційності, межа пружності, межа текучості і межа міцності, твердість. Одночасно знижуються пластичні характеристики: відносне подовження, відносне звуження, ударна в'язкість і ін. Деформація збільшує електричний опір, зменшує теплопровідність і корозійну стійкість, змінює магнітні властивості і т. д. Сукупність цих змін властивостей металу при холодній деформації називають наклепом.

Найбільш глибоке пояснення наклепу дає теорія дислокацій. У реальних металах рух дислокацій не відбувається вільно. Дислокація на

своєму шляху зустрічає перешкоди: впроваджені атоми, виділення других фаз (карбідів і ін.), інші дислокації, границі зерен. Поле напружень навколо дислокації пружно взаємодіє з полем навколо перешкод і ковзання в даній кристалографічній площини гальмується. Для продовження деформації необхідно підвищувати зовнішнє зусилля і ковзання буде відбуватися за менш сприятливо орієнтованих площинах кристала. Взаємодія дефектів ґратки, зокрема дислокацій, призводить до утворення мікротріщин, що знижують пластичність металу.

При наклепу зерна деформуються і ґрата зерна дробиться на частини (блоки), повернені на малі кути по відношенню один до одного. Встановлено, що одночасно зі зміною форми зерен відбувається і поворот площин ковзання, так що напрямок ковзання наближається до напрямку найбільшої деформації. Виникає переважне орієнтування (текстура), і при великих деформаціях полікристал стає анізотропним.

4. Зміна властивостей деформованого металу при нагріванні

Типова зміна механічних властивостей після нагріву металу показано на рис. 6. Тепло, що поглинається металом при нагріванні, витрачається на збільшення енергії теплових коливань атомів і, отже, їх рухливості в кристалічній ґратці. В інтервалі від 0 до 0,2 - 0,3 температури плавлення $T_{пл}$ ($^{\circ}K$) рухливість атомів і можливість зняття спотворень деформованої ґратки кристалів невелика. Однак зміцнення знижується на 20-30% без видимих в оптичний мікроскоп змін структури металу. Це явище називається поверненням, або відпочинком. При температурі приблизно 0,4 $T_{пл}$ для чистих металів і 0,45 - 0,55 $T_{пл}$ - для сплавів починаються більш глибокі зміни властивостей наклепаного металу: зароджуються й виростають нові рівновісні зерна, повністю знімаються спотворення кристалічної ґратки, міцність і пластичність змінюються до рівня, відповідного ненаклепаному стану. Сукупність цих явищ називають рекристалізацією, а початкову

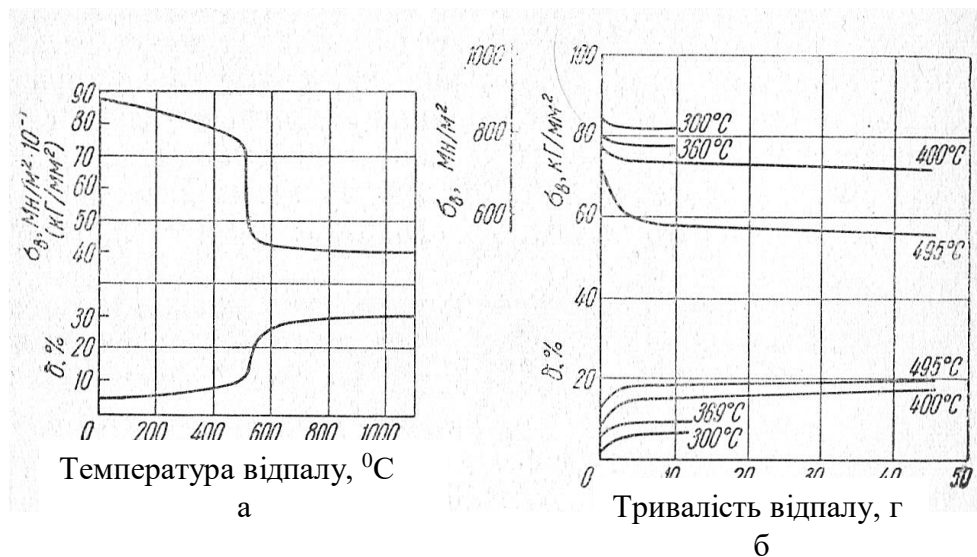


Рисунок 6. Залежність межі міцності σ_B та остаточного повздовження δ сталюї проволочи (0,08% вуглецю) від температури (а) і тривалості відпалу (б)

температуру інтенсивної зміни властивостей - порогом рекристалізації. Для алюмінію поріг рекристалізації дорівнює 100°C , для маловуглецевої сталі – $450 - 500^{\circ}\text{C}$. Необоротні зміщення атомів при рекристалізації відбуваються з кінцевою швидкістю (рис. 6, б). Швидкість рекристалізації збільшується з ростом температури і ступеня попередньої деформації; особливо швидко змінюються властивості на початку рекристалізації.

Розрізняють два етапи рекристалізації. При «рекристалізації обробки», або первинної рекристалізації, зароджуються і зростають нові зерна. При продовженні нагріву починається ріст одних рекристалізованих зерен за рахунок інших - відбувається «збірна рекристалізація». Чим вище температура і триваліше нагрівання, тим крупніше виходить зерно за рахунок збиральної рекристалізації. Особливо швидко зростає зерно після невеликої (7 - 15%) деформації. У деяких металів і сплавів (алюміній, мідь, сталь) відзначена поява дуже крупних зерен після деформації порядку 90 - 95%. Звідси випливає важливий висновок: для отримання дрібнозернистої структури необхідно уникати цих інтервалів деформації. Вміло поєднуючи наклеп і рекристалізацію, можна управляти властивостями металу при

холодній обробці тиском і надавати металу потрібні службові властивості. Для практичних цілей будують так називаються зламні діаграми рекристалізації, що представляють собою зображення залежності розміру рекристалізованого зерна від ступеня деформації і температури (рис. 7).

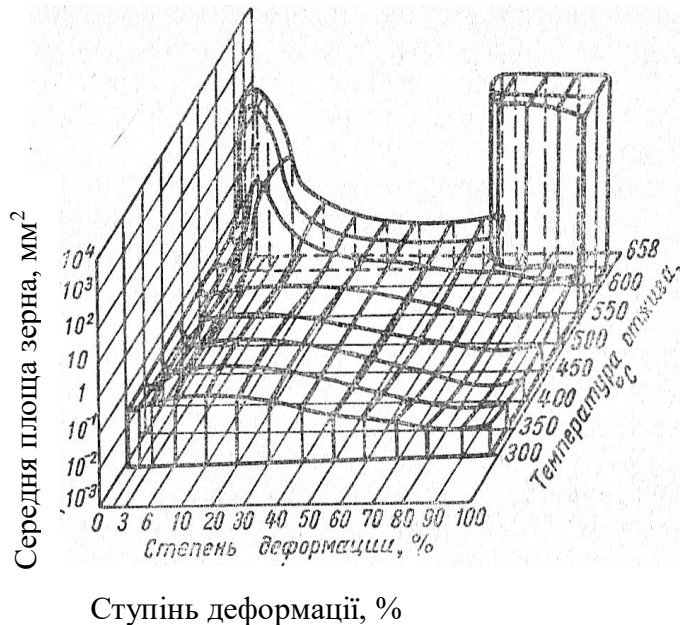


Рисунок 7. Діаграма рекристалізації алюмінію [3]
(діаграма рекристалізації I роду)

5. Залежність опору деформації від умов пластичної обробки

Вплив температури, складу металу, ступеня і швидкості деформації зазвичай досліджують при розтягуванні або стисканні зразків при лінійному напруженому стані і осесиметричній деформації. Напругу, прикладену в таких дослідках до поперечного перерізу зразка, називають опором деформуванню σ_s . Воно є важливою характеристикою і широко використовується в розрахунках процесів обробки металів тиском.

У сучасних процесах обробки тиском температура заготовок зазвичай знаходиться в інтервалі 200 - 1800°C. Прокатка при мінусових температурах використовується для отримання високоміцних листів хромоникельової сталі. Підвищення міцності та опору деформуванню аустенітних сталей при холодній прокатці пов'язано з розпадом аустеніту. Утворення мартенситу при деформації відбувається тим повніше, чим нижче температура металу.

Наприклад, для сталі з 18% хрому і 8% нікелю при деформації 50% вміст мартенситу складає 18 % при 22° С, 70 % при 0° і 85 % при мінус 188° С.

При збільшенні температури від кімнатної до 200 - 300° С пластичні характеристики багатьох легованих сталей не знижуються, а опір деформуванню зменшується на 20 – 35 %. Деформацію в цих умовах називають теплою. Впровадження теплої прокатки дозволило підвищити продуктивність станів холодної прокатки труб в 1,5 - 2 рази, скоротити виробничий цикл і кількість операцій, зменшити витрату металу і електроенергії.

В останні роки розвивається термомеханічна обробка. При високотемпературній термомеханічній обробці сталь нагрівають трохи вище точки Ас₃, пластично деформують і негайно гартують, щоб уникнути рекристалізації аустеніту. При низькотемпературній термомеханічній обробці пластично деформують при 400 - 500° С переохолоджений аустеніт. У результаті підвищується міцність і особливо пластичність, так як з деформованих зерен аустеніту утворюються дрібніші пластинки мартенситу.

При підвищенні температури зв'язок між атомами послаблюється і опір деформуванню σ_s знижується приблизно за експоненціальним законом, вперше встановленому Н. С. Курнаковим:

$$\sigma_{si} = \sigma_{s0} e^{n(T_0 - T_i)},$$

де σ_{si} і σ_{s0} - значення опору деформуванню при температурах T_i і T_0 ,

причому $T_i > T_0$;

n - експериментальний коефіцієнт;

e - основа натуральних логарифмів.

Ця закономірність справедлива для деформації металу з постійним фазовим складом. При температурі фазового перетворення гратка металу сильно спотворюється і можливо стрибкоподібна зміна σ_s .

Домішки та легуючі елементи, що знаходяться в складі твердого розчину або у вигляді дрібнодисперсних включень, звичайно підвищують опір деформації. Це пояснюється наявністю пружних спотворень гратки

поблизу впроваджених атомів або виділень другої фази, які гальмують рух дислокацій. Спільний вплив температури і складу на σ_s ілюструє рис. 8. При підвищеній температурі одночасно з процесом зміцнення (наклепу) відбувається знеміцнення металу внаслідок відпочинку і рекристалізації. Обидва процеси пов'язані з необоротними переміщеннями атомів і протікають з кінцевою швидкістю. Опір металу деформуванню залежить від співвідношення швидкостей цих протилежних процесів. При заданому ступені деформації швидкість знеміцнення визначається температурою металу, а швидкість деформування - швидкістю руху інструменту, яка може змінюватися від нуля до декількох тисяч м/сек. У діапазоні температур 0 - 0,2 $T_{пл}$ швидкість знеміцнення незмірно менше швидкості деформації при обробці металів тиском і впливом знеміцнення можна зневажати. Наприклад, σ_s технічно чистого заліза при переході від статичного до ударного напруження збільшується на 15 - 20%, слідів рекристалізації за рахунок тепловиділення в ході деформації не виявляється.

При одночасному протіканні деформації і рекристалізації вплив швидкості деформації на σ_s велике (рис. 9).

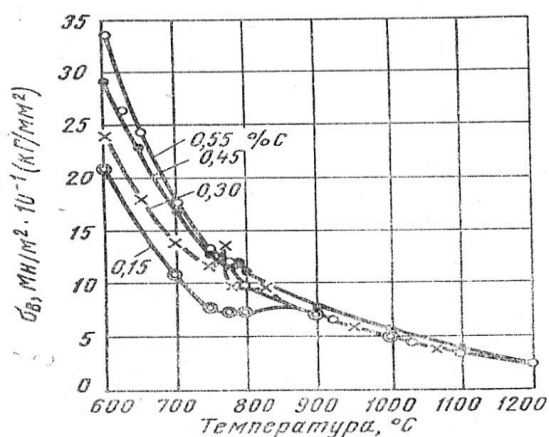


Рисунок 8. Залежність межі міцності сталі від змісту вуглецю і температури

Швидкість деформації під час кування на молотах і безперервній прокатці досягає 200 - 300 сек⁻¹, при прокатці на обтискних і великосортних станах - 0,5 - 5 сек⁻¹, а деформація за одне обтиснення - 80%. При прокатці

сталі в цьому діапазоні швидкостей, деформацій і температурі 1000-1200°C σ_s змінюється в широких межах (рис. 9). Помилки у визначенні впливу швидкості деформації на σ_s призводять до заниження або завищення запасу міцності проектного устаткування.

Причиною зростання σ_s при збільшенні швидкості деформування є скорочення часу для здійснення рекристалізації в ході пластичної обробки. У сучасних швидкісних процесах обробки наклеп металу знімається лише частково.

В аналітичній формі залежність σ_s від швидкості деформування задовільно описується рівняннями:

$$\sigma_{si} = \sigma_{s0} + k \ln \frac{\xi_i}{\xi_0},$$

або

$$\sigma_{si} = \sigma_{s0} \left(\frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_0} \right)^a,$$

де ξ_0 і ξ_i - швидкості деформування при статичному та дінанаміческом випробуваннях;

σ_{s0} і σ_{si} - опору деформуванню в цих випробуваннях;

k і a - коефіцієнти, які залежать від складу сплаву, температури і ступеня деформації;

σ_{s0} і k легко визначається з досвідчених даних:

$$\sigma_{s0} = \sigma_{si} \Big|_{\xi_i = \xi_0} \text{ і } k = \frac{\sigma_{si} - \sigma_{s0}}{\ln \frac{\xi_i}{\xi_0}}.$$

При гарячій деформації руйнується первинна лита структура, а що проходить рекристалізація дозволяє отримувати равноосная зерна бажаного розміру. Порожнечі й тріщини на межі зерен заварюються; цьому сприяє об'ємніше стиснення. Поліпшення властивостей особливо помітно при 4 - 6 кратної витяжці злитка.

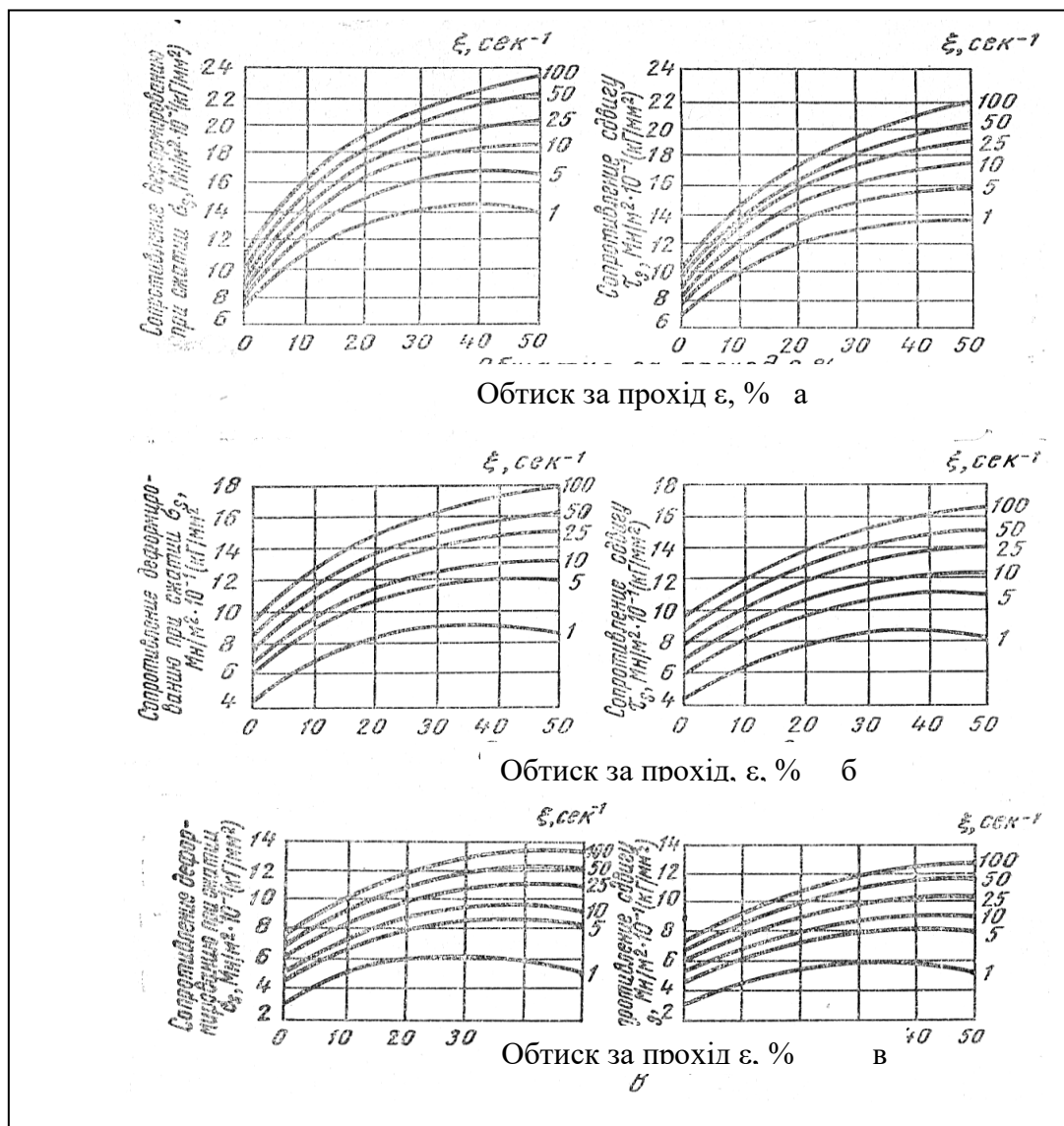


Рисунок 9. Залежність опору деформування сталі (0,17% вуглецю) від ступеня деформації ϵ і швидкості деформації ξ при температурі 1000°C (а), 1100°C (б), 1200 °C (в)

Властивості і структура металу після гарячої обробки залежать від температури, швидкості і ступеня деформації, режиму охолодження. Залежність величини зерна від ступеня деформації і температури ілюструє діаграма рекристалізації II роду (рис. 10), на якій видно зона критичної деформації (5 - 10%) - зона великих зерен. При підвищенні швидкості критична ступінь деформації зменшується.

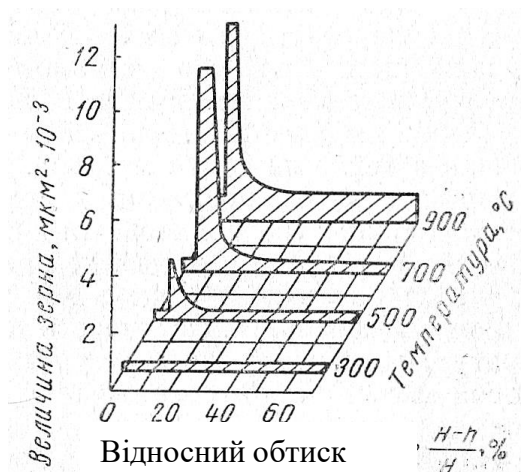


Рисунок 10. Діаграма рекристалізації II роду для міді [4]

Для отримання дрібнозернистого металу деформацію закінчують поблизу температури фазового перетворення або проводять наступну термічну обробку. Якщо на межі зерен розташовані нерозчинні домішки, зокрема неметалеві включення, то під час гарячої деформації вони витягуються разом із зернами. Їх осколки надають макроструктурі волокнисту будову і викликають появу анізотропії механічних властивостей.

7. Пластичність при обробці металів тиском

Пластичність, або здатність деформуватися без руйнування, залежить від структурного стану металу, температури, ступеня, швидкості деформації і напруженого стану у вогнищі деформації. Тому важко створити єдиний критерій, який точно характеризує пластичність металу у всіх процесах обробки тиском. Для оцінки пластичності зазвичай визначають відносне подовження і звуження площі перетинного перерізу зразка при розриві, відносну деформацію до появи першої тріщини, кут закручування зразка до руйнування, ударну в'язкість та ін

Перші два критерії краще відповідають процесам обробки з розтягуючими напруженнями (наприклад, волочіння), третій краще підходить до процесів з переважним всебічним стисненням (осаджування, прокатка, пресування). При крученні зразок відчуває чистий зсув, а середня напруга

дорівнює нулю. Тому кут закручування є кращою характеристикою матеріалу зразка [6]. При використанні цих оцінок слід звертати увагу на можливість появи неоднорідного напруженого стану у вогнищі деформації.

Вплив структури металу на пластичність має велике значення для обробки металів тиском. Несприятливе орієнтування площин зсуву, нерівномірність властивостей зерен, поява виділень другої фази прискорюють утворення мікротріщин в металі, що деформується.

Підвищення температури сприятливо впливає на пластичність більшості сплавів, тому що при високій температурі легше і швидше зникають дефекти ґратки в об'ємі та по границях зерен. Однак треба звертати увагу на можливість немонотонної зміни пластичності в деяких інтервалах температур, відповідних фазовим перетворенням, виділенням другої фази, різкого зниження міцності міжзерених прошарків і т. ін.

Наприклад, пластичність вуглецевої сталі знижується при температурі близько 300° С через виділення по площинах ковзання дисперсних частинок карбідів і нітридів (явище сінеломкості), а також в інтервалі 900 - 950° С через розплавлення на межах зерен евтектики Fe + FeS (явище краснеломкості). При нагріванні до температур, близьких до температури плавлення, відбувається зростання великих зерен (явище перегріву) і за рахунок дифузії кисню окислюються границі зерен (перепал). Це призводить до зниження пластичності.

Вплив швидкості деформування на пластичність неоднозначний. Зазвичай з підвищенням швидкості пластичність знижується, однак при вибуховій обробці тиском відзначене поліпшення деформованості багатьох малопластичних сплавів.

Найбільш сприятливим для пластичної обробки видом напруженого стану є всебічне стиснення. При достатньому середньому напруженні навіть матеріали, які вважаються завідомо крихкими (чавун, мармур, кам'яна сіль тощо), допускають деформацію до 80 - 90%. Накладення всебічного

стиснення перешкоджає розкриттю мікротріщин і сприяє заварюванню дефектів (явище схоплювання).

Визначення механічних властивостей стосовно до обробки металів тиском

Найбільш надійні значення σ_s отримують експериментальним шляхом при розтягуванні або осаді зразків малого розміру [3-5, 7-9].

Найбільші труднощі при випробуванні викликає забезпечення лінійного напруженого стану зразка в широкому діапазоні деформацій. При розтягуванні зразків ця вимога порушується в момент утворення шийки. При осадженні контактні сили тертя створюють об'ємне стиснення і для зниження похибки застосовують мастила, м'які прокладки, збільшують висоту зразків.

При гарячих випробуваннях необхідно також відтворити закон розвитку деформації в часі. Пояснимо це за допомогою рис. 10. Нехай за час t_A зразок отримає деформацію ε_A . Цю деформацію можна розподілити в часі, наприклад згідно, кривим 1 і 2. На ділянці ОВ кривої 1 швидкість деформації велика, на ВА - незначна. На ділянці ВА рекристалізація встигне значно знеміцнити метал. Навпаки, крива 2 закінчується ділянкою СА з великою швидкістю деформації і метал приходить в точку А зміцненим. Значення σ_s після шляхів 1 і 2 будуть істотно різні. Отже, σ_s не є функцією двох незалежних змінних ε і ξ , а визначається залежністю $\varepsilon(t)$.

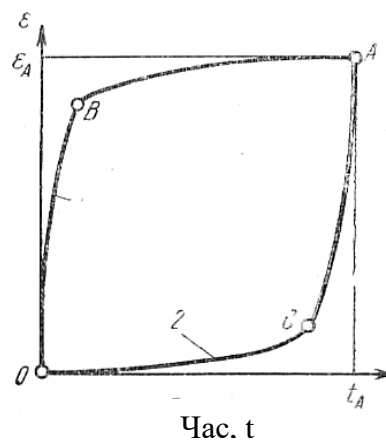


Рисунок 11. Різні варіанти навантаження зразка при випробуваннях

Для відтворення залежності $\varepsilon(t)$ застосовують спеціальні випробувальні машини - пластометри з кулачковим механізмом [10].

Ідеалізація механічних властивостей металів стосовно до обробки тиском

У математичній теорії пластичності залежність опору деформуванню σ_s від численних фізичних факторів висловлюють рівняннями стану деформованого середовища або рівняннями зв'язку деформованого і напруженого станів.

Для спрощення розрахунків і наближення до досвідчених даними використовують кілька моделей середовищ і відповідно кілька рівнянь стану.

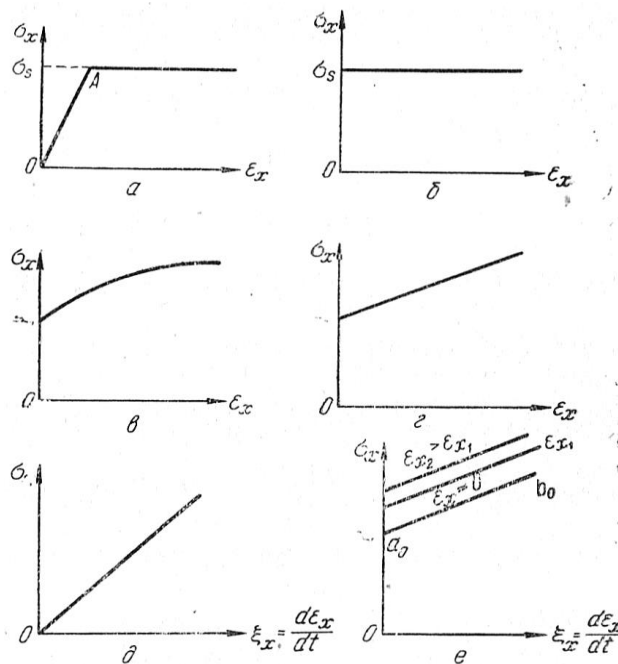


Рисунок 12. Діаграми стану ідеально-пластичної (а), жорстко-пластичної (б), нестисливої зміцнюючої (в), лінійно-зміцнюючої (г), ідеально-в'язкої (д), жорстко-пластичної з в'язким і статечним зміцненням (е) середовищ

Кожна модель і рівняння враховують найбільш характерні сторони поведінки металу в конкретних умовах деформування.

Розглянемо найважливіші з цих моделей, вважаючи для простоти, що деформація відбувається при лінійному напруженому стані. Ідеально пластичне середовище (рис. 12, а) деформується необоротно при досягненні

деякої напруги σ_t , яку називають межею текучості. При подальшій деформації зміцнення не відбувається, тобто $\sigma_s = \sigma_t = \text{const}$. Залишкової деформації передуює пружна (ділянка ОА).

Жорстко-пластичне середовище, або середовище Сен-Венана - Мізеса (рис. 12, б) виходить з попередньої моделі, її зневажити ділянкою ОА пружної деформації. Модель веде себе як абсолютно жорстке тіло, поки напруга не досягне $\sigma_s = \sigma_t$. Рівняння стану середовища має вигляд:

$$\sigma_x = \sigma_s = \text{const} ,$$

тобто напруга в пластичній області не залежить від деформації ε .

Нестисливе зміцнююче середовище (рис. 12, в, г) починає деформуватися при $\sigma_x = \sigma_t$. Для продовження деформування треба підвищувати напругу. Важливим окремим випадком такого середовища є лінійно-зміцнююче середовище (рис. 12, г). Рівняння для неї використовують у вигляді:

$$\sigma_x = \sigma_T + E\varepsilon_x .$$

Параметр $E = \frac{\partial \sigma_x}{\partial \varepsilon_x}$ називають модулем зміцнення.

У трьох розглянутих моделях опір деформуванню σ_x передбачається незалежним від швидкості деформації.

Ідеально-в'язке середовище (середовище Ньютона) деформується при будь-якій напрузі, відмінній від нуля (рис. 12, д). Швидкість деформації $\dot{\varepsilon}_x$ в такому середовищі прямо пропорційне напрузі σ_x , деформація завжди необоротна, зміни об'єму не відбувається.

Рівняння її стану записується:

$$\sigma_x = \eta \dot{\varepsilon}_x .$$

Параметр $\eta = \frac{\partial \sigma_x}{\partial \dot{\varepsilon}_x}$ називають коефіцієнтом в'язкості. Жорстко-

пластичне середовище з властивостями зміцнення і в'язкості (рис. 12, е) конструюється з розглянутих вище простих середовищ. Вона вдало описує поведінку металу при гарячій деформації. Залишкове формозмінення

з'являється при напрузі σ_x , яка дорівнює межі плинності σ_T . При продовженні деформації середу зміцнюється. При збільшенні швидкості опір деформуванню також зростає.

Наочна механічна модель такого середовища представлена на рис. 13. При досягненні навантаження P , що відповідає моменту плинності, почнеться рух вантажу Q по шорсткій поверхні. Продовження деформації супроводжується статичним (пружина) і в'язким (поршень у посудині з в'язкою рідиною) зміцненням.

Рівняння стану має вигляд:

$$\sigma_x = \sigma_T + \eta \frac{\partial \varepsilon_x}{\partial t} + E \varepsilon_x.$$

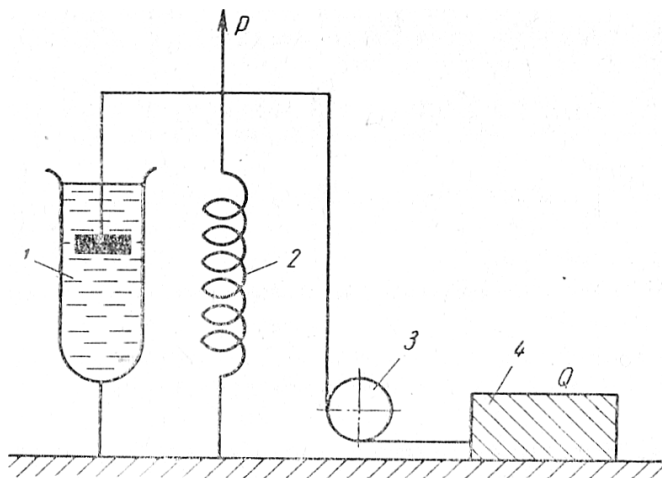


Рисунок 13. Модель жорстко - пластичного середовища з властивостями зміцнення і в'язкості: 1 - поршень в посудині з в'язкою рідиною; 2 - пружина, 3 - блок; 4 - вантаж Q на шорсткій поверхні.

При малій деформації ε_x можна знехтувати статичним зміцненням. Напруга деформації залежить тільки від швидкості деформації $\xi_x = \frac{d\varepsilon_x}{dt}$. Таку середу називається в'язко-пластичною та її рівняння стану зображається прямою $a_0 b_0$, (рис. 12, e).

Для в'язко-пластичної середовища А. А. Ільюшиним [11] запропоновано спрощення рівняння стану:

$$\sigma_x = \sigma'_s + \eta^\varepsilon,$$

$$\sigma'_s = \sigma_{s0} - k.$$

Теорія пластичності. Задач теорії пластичності

Теорія пластичності впритул примикає до теорії пружності і використовує більшу частину її уявлень. Однак формулювання фізичних залежностей, що описують поведінку пластичних матеріалів у процесі навантаження (рівняння зв'язку) в теорії пластичності є досить складним завданням. У теорії пластичності немає основного закону, яким є узагальнений закон Гука для теорії пружності. Закони теорії пластичності застосовують тільки в тих межах, в яких вони експериментально підтверджені. При цьому фізичні рівняння в теорії пластичності мають нелінійний характер, що пов'язано головним чином із зміною в процесі навантаження коефіцієнтів пропорційності, подібних константам пружності.

Іншим значним ускладненням є необхідність визначення граничного стану, при якому до пружних деформацій додаються пластичні, тобто кордону межі дії законів пружності і пластичності.

2. ПЛАСТИЧНА ДЕФОРМАЦІЯ ПРИ РОЗТЯГУВАННІ ЗРАЗКА

Розглянемо пластичну деформацію при одновісьному розтягуванні зразка. Відкладаючи на осі ординат напругу: $\sigma = \frac{P}{S_0}$ (P - зусилля, S_0 - початкова площа поперечного перерізу робочої частини зразка), а по осі абсцис - відносне подовження $\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$ отримаємо діаграму розтягування (рис. 14). Процес розтягування зразка можна розділити на кілька стадій, які відрізняються за характером деформації.

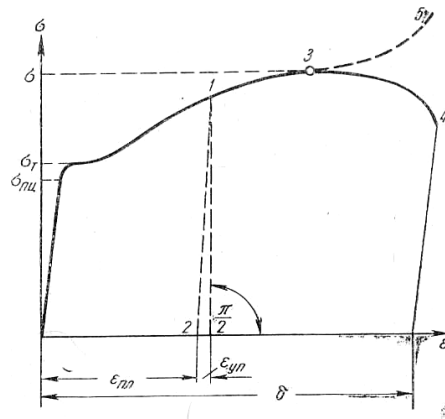


Рисунок 14. Діаграма розтягування

Для початкової ділянки діаграми характерна пряма пропорційність між напругою і деформацією (пружне розтягнення). Граничне напруження, вище якого діаграма відхиляється від прямої лінії, називається межею пропорційності - $\sigma_{пл}$. На практиці дуже важко вловити цей момент, і фактично величина межі пропорційності залежить від точності вимірювальної апаратури. У зв'язку з цим в якості граничної величини використовують напругу, при якій залишкова деформація (подовження) не перевищує умовної наперед заданої малої величини ($1 \cdot 10^{-5}$ - $5 \cdot 10^{-5}$). Така напруга називають межею пружності.

При досягненні певної величини σ_t зростання деформації вже не супроводжується зростанням напруги. Пряма ділянка, паралельна осі абсцис, називається *площадкою плинності*. Ця стадія деформації характеризується пластичною течією по всьому об'єму, про що свідчать смуги ковзання, що з'являються в цей момент на поверхні зразка. Величина напруги, *при якій утворюється площадка плинності*, називається *межею плинності* σ_t . У тих випадках, коли матеріал (наприклад, відпалена мідь, алюміній і ін.) не має явно вираженої площадки плинності, за межу текучості беруть напругу, при якій залишкова деформація не перевищує 0,2 %. Таку напругу називають умовною межею плинності і позначають $\sigma_{0,2}$.

Починаючи з точки 1 діаграми (рис. 14) напруги зростають, що свідчить про зміцнення матеріалу. Ділянка 1-3 називається зоною зміцнення.

Якщо в цей момент провести розвантаження зразка [лінія розвантаження являє собою пряму (1-2)], то пружна деформація зникає і залишається тільки пластична. Повторне навантажування на діаграмі зображується прямою лінією, що збігається з лінією розвантаження і, починаючи з точки 1,- знову по кривій 1-3. До досягнення точки 3 на діаграмі деформація зразка відбувається рівномірно; зразок подовжується, його поперечні розміри по всій довжині зменшуються. Починаючи з точки 3 діаграми на зразку з'являється місцеве звуження (шийка). Деформація стає нерівномірною і зосереджується в шийці, перетин якої в середній частині швидко зменшується; навантаження P падає. Напруга, яка відчуває зразок у точці 3 діаграми, називається межею міцності σ_B (тимчасовий опір).

Напруга σ_B - величина умовна, оскільки навантаження P відноситься до початкової площі S_0 зразка, а не до площі перетину шийки. У дійсності напруга у зразку продовжує зростати (крива 3-5, рис. 14), але переважає ефект зменшення перетину шийки.

Іншою важливою характеристикою матеріалу є величина відносного подовження зразка в момент руйнування (точка 4 діаграми). Відносне подовження δ характеризує пластичність матеріалу. Чим більше відносне подовження, тим пластичніше матеріал.

На рис. 14 наведена діаграма розтягування пластичної сталі. У залежності від властивостей матеріалу діаграма має деякі особливості. Наприклад, при розтягуванні алюмінію відсутня площадка плинності. У крихких матеріалів, наприклад чавун, на діаграмі практично відсутня ділянка пластичної деформації, шийка при розтягуванні не утворюється, крива не має перегину (рис. 15).

При випробуваннях на стиск діаграми аналогічні діаграмам розтягування, за винятком ділянки, на якій напруга зменшується після досягнення межі міцності (рис. 15, 16).

У індекси граничних напруг, отриманих при стисненні, додається літера «с». Наприклад, межа міцності при стисненні - σ_{BC} .

Досліди з чистим зрушенням (кручення труби) дозволяють побудувати залежність між дотичною напругою і відносним зрушенням (рис. 17). Як видно, на діаграмі є ділянка, де дотримується закон Гука ($\tau = G\gamma$), майданчик плинності АВ і зона зміцнення НД. Величина γ_t називається граничним зрушенням плинності.

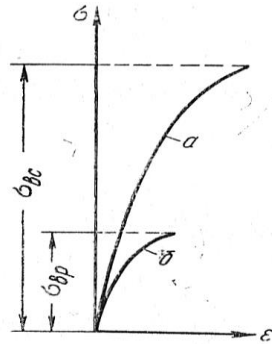


Рисунок 15. Діаграми стиснення (а) та розтягування (б) чавуну

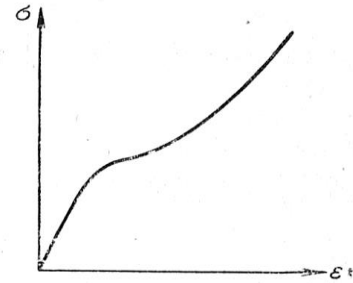


Рисунок 16. Діаграма стиснення пластичного матеріалу

Розглянуті діаграми розтягування, стиснення і зсуву в певній мірі умовні, так як поперечний переріз зразка в процесі деформації змінюється. Якщо зусилля розтягування в кожен момент часу відносити не до початкової, а до фактичної (поточної) площі поперечного перерізу, то залежність $\sigma_t = f(\epsilon)$ стає точною і називається істинною діаграмою розтягування. Справжня діаграма проходить зазвичай вище умовної (рис. 18) і руйнування відбувається при найбільшій величині напруги.

Справжня діаграма може бути побудована в координатах $\sigma - \varphi$, де φ - величина відносного звуження. Відносна звуження є мірою відносного зменшення поперечного перерізу:

$$\varphi = \frac{S_0 - S}{S_0},$$

де S_0 і S - відповідно початкова і поточна площа поперечного перерізу зразка в місці розриву.

Величина відносного звуження φ у % на практиці часто вживається для характеристики пластичних властивостей матеріалів. При рівномірній деформації (до початку утворення шийки) відносне звуження пов'язано з

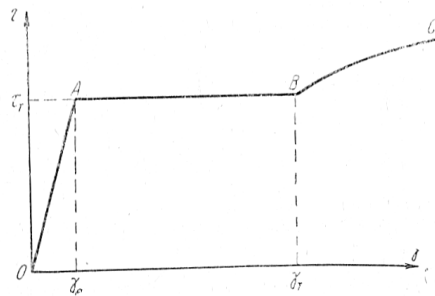


Рисунок 17. Залежність між деформацією зсуву та дотичні напруження при чистому зсуві

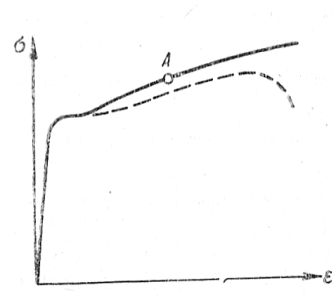


Рисунок 18. Істина діаграма розтягування (умовна діаграма показана пунктиром)

відносним подовженням залежністю:

$$\psi = \frac{\varepsilon}{1 + \varepsilon} . \quad (1)$$

У процесі розтягування витрачається певна питома робота A . Повна питома робота при зміні деформації від нуля до проміжного значення ε_k визначиться:

$$A = \int_0^{\varepsilon_k} \sigma d\varepsilon , \quad (2)$$

де $d\varepsilon$ - нескінченно мале збільшення відносного подовження ε . Інтеграл (2) чисельно дорівнює площі, укладеної між діаграмою розтягу, віссю абсцис і ординатою σ_k в точці ε_k (рис.19).

Повна питома робота A може бути представлена як сума питомої роботи пружної деформації $A_{упр}$ і пластичної деформації $A_{пл}$:

$$A = A_{упр} + A_{пл} .$$

Робота пружної деформації, накопичується у зразку у вигляді потенційної енергії, яка після зняття зовнішнього навантаження відновлює розміри і форму зразка в межах пружних змін.

Питома робота, витрачена на розтягування зразка аж до його руйнування характеризує запас працездатності матеріалу. У цьому сенсі велике значення мають пластичні властивості матеріалів. Розрив зразка

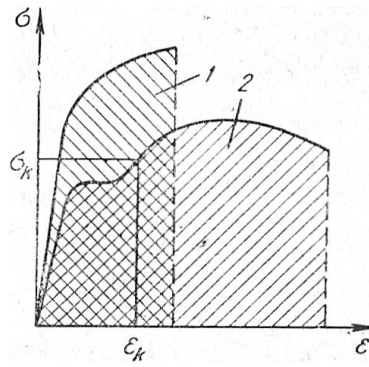


Рисунок 19. Графічне співвідношення між роботою, необхідною для руйнування малопластична (1) і пластичної сталі (2)

з пластичної сталі вимагає значно більшої роботи, ніж розрив більш міцною, але менш пластичної сталі (рис. 19).

3. РІВНЯННЯ ЗВ'ЯЗКУ ПРИ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ

Результати випробування зразка на розтягування показують складність залежності між напругою і деформацією навіть при простому напруженому стані.

Для практичних цілей використовують безпосередньо результати дослідів на розтягування або підбирають формули, наближено описують діаграми розтягування.

Більш складно уявити у вигляді емпіричних співвідношень залежність між напруженнями і деформаціями в разі складного напруженого стану. Тому в теорії пластичності використовують деякі гіпотези для отримання математичного формулювання зв'язку напруг і деформацій. Подальша експериментальна перевірка дозволяє визначити область їх застосування.

Найпростіша гіпотеза припускає, що напруження і деформації пов'язані між собою однозначною залежністю, формально збігається з законом Гука. Однак замість коефіцієнтів пропорційності E , G і ν в ці рівняння входять модуль пластичності E' , модуль пластичного зсуву G' , а коефіцієнт Пуассона $\nu = 0,5$, так як зміна обсягу зневажливо мало. У результаті рівняння зв'язку для пружного середовища у разі пластичної деформації приймають вигляд:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{2G'}(\sigma_x - \sigma_c); & \gamma_{xy} &= \frac{1}{G'}\tau_{xy}; \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{2G'}(\sigma_y - \sigma_c); & \gamma_{yz} &= \frac{1}{G'}\tau_{yz}; \\ \varepsilon_z &= \frac{1}{2G'}(\sigma_z - \sigma_c); & \gamma_{zx} &= \frac{1}{G'}\tau_{zx}; \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

Нагадаємо, що при пластичній деформації $\varepsilon_c = 0$.

Таким чином, при пластичній деформації зберігається пропорційна залежність між компонентами девіатора деформації і девіатора напруг:

$$D_\varepsilon = \frac{1}{2G'} D_\sigma.$$

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x - \sigma_c &= 2(\sigma_x - \sigma_c); & \gamma_{xy} &= \frac{1}{2}\tau_{xy}; \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{2G'}(\sigma_y - \sigma_c); & \gamma_{yz} &= \frac{1}{G'}\tau_{yz}; \\ \varepsilon_z &= \frac{1}{2G'}(\sigma_z - \sigma_c); & \gamma_{zx} &= \frac{1}{G'}\tau_{zx}; \end{aligned} \right\} \sigma \quad \text{і} \quad (3)$$

полягає в тому, що коефіцієнт G' для одного матеріалу є змінною величиною, яка від величини напружень (часу деформації) і координат даної точки, об'єму, що деформується.

Запишемо рівняння (3) у головних напругах:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{1}{2G'}(\sigma_1 - \sigma_s); \\ \varepsilon_2 &= \frac{1}{2G'}(\sigma_2 - \sigma_s); \\ \varepsilon_3 &= \frac{1}{2G'}(\sigma_3 - \sigma_s); \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

Якщо виразити середню напругу σ_c через головні напруги:

$$\sigma_c = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3),$$

то різниці між головними напруженнями і середньою напругою можна перетворити:

$$\sigma_1 - \sigma_c = \frac{3\sigma_1 - \sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3}{3} = \frac{2\sigma_1 - \sigma_2 - \sigma_3}{3} = \frac{2}{3}\left(\sigma_1 - \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2}\right).$$

Аналогічно,

$$\sigma_2 - \sigma_3 = \frac{2}{3} \left(\sigma_2 - \frac{\sigma_1 + \sigma}{2} \right);$$

$$\sigma_3 - \sigma_1 = \frac{2}{3} \left(\sigma_3 - \frac{\sigma_2 + \sigma}{2} \right).$$

Підставляючи отримані вирази маємо:

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{1}{3G'} \left(\sigma_1 - \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2} \right); \\ \varepsilon_2 &= \frac{1}{3G'} \left(\sigma_2 - \frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} \right); \\ \varepsilon_3 &= \frac{1}{3G'} \left(\sigma_3 - \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \right). \end{aligned} \right\} \quad (5)$$

Рівняння за формою точно відповідають узагальненому закону Гука. Відому залежність можна перетворити підставляючи $\nu = 0,5$. Тоді для пластичної деформації отримаємо:

$$G' = \frac{E'}{3}. \quad (6)$$

У рівняннях коефіцієнт G' можна замінити модулем пластичності E' .

Для швидкостей деформації можна отримати рівняння, подібні рівнянню (5):

$$\left. \begin{aligned} \xi_1 &= \frac{H}{3\tau_s} \left(\sigma_1 - \frac{\sigma_2 + \sigma_3}{2} \right); \\ \xi_2 &= \frac{H}{3\tau_s} \left(\sigma_2 - \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2} \right); \\ \xi_3 &= \frac{H}{3\tau_s} \left(\sigma_3 - \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \right). \end{aligned} \right\} \quad (7)$$

Експериментальна перевірка рівнянь показала, що вони (особливо останні) задовільно описують реальний процес простого навантаження, поняття якого введено А. А. Ільюшиним [12]. При простому навантаженні зусилля, докладені до деформованого тіла, ростуть від нуля по одному параметру, наприклад часі. Таким чином, якщо в процесі деформації в системі прикладаються сили одна з них або кілька припиняють свою дію, а інші будуть продовжувати навантаження, то це буде вже складне навантаження. Для багатьох процесів обробки металів тиском характерне просте навантаження і рівняння можуть бути використані для розрахунків

напруженого і деформованого стану. Однак попередньо експериментально слід визначити модулі пластичності G' і E' . В умовах складного напруженого стану зробити це складно.

У зв'язку з цим звернемося до рівняння, що пов'язує дотичні октаедричні напруги з відповідними зсувними деформаціями. За аналогією з рівняннями (3) в умовах пластичної деформації:

$$\tau_{окт} = G' \gamma_{окт} . \quad (8)$$

Правомірність співвідношення (8) доведена в роботі [13]. Величини дотичної октаедричної напруги $\tau_{окт}$ і відносного зсуву на октаедричній площадці $\gamma_{окт}$ можуть бути за допомогою співвідношень $\sigma_i = \frac{3}{\sqrt{2}} \tau_{окт}$ і $\Gamma = \varepsilon_i \sqrt{3}$ замінені узагальненою напругою σ_i і узагальненої деформацією ε_i . В результаті, беручи до уваги (6), отримаємо:

$$\sigma_i = E' \varepsilon_i , \quad (9)$$

Аналогічно можна отримати співвідношення, що зв'язує інтенсивність деформації зсуву Γ з інтенсивністю дотичних напружень T :

$$T = G' \Gamma . \quad (10)$$

Рівняння (9) описує основну гіпотезу теорії пластичності. Її сенс полягає в тому, що при складному напруженому стані зв'язок інтенсивності напружень з інтенсивністю деформацій для кожної точки тіла приймається такий же, як зв'язок напруги з подовженням при простому навантаженні того ж тіла.

Важливість рівняння (9) очевидна. Отримуючи в дослідях при простому розтягуванні будь-якого матеріалу величини коефіцієнтів пропорційності G' і E' або залежності, що встановлюють їх зв'язок з параметрами процесу, можна використовувати ці дані для розрахунків пластичного течії за рівнянням (4-10).

4. УМОВИ ПЛИННОСТІ

В розрахунках напруженого і деформованого стану при обробці металів тиском дуже важливо визначити умови, необхідні для виникнення пластичної деформації.

Для матеріалу, що деформується в умовах одновісного розтягування або стиснення, такою умовою буде досягнення напруги, рівного межі течії:

$$|\sigma| = \sigma_T.$$

При складному напруженому стані початок пластичного течії пов'язане зі значенням не однієї напруги, а залежить від напружень по інших напрямках.

Французький вчений Тріска після серії експериментальних робіт у 1864 році прийшов до висновку, що пластичне протягом починається при досягненні дотичним напругою величини τ_s . Сен-Відень уточнив цю гіпотезу, вважаючи, що початок пластичної деформації пов'язано з досягненням максимальним дотичним напругою граничного значення, рівного τ_s :

$$\tau_{\max} = \tau_s.$$

Величина τ_s - опір деформації при зсуві. Оскільки максимальне дотичне напруження одне напіввізниця головних нормальних напруг

$$\tau_{12} = \pm \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2}, \quad \tau_{23} = \pm \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{2}, \quad \tau_{31} = \pm \frac{\sigma_3 - \sigma_1}{2}, \quad \text{то:}$$

$$\frac{\sigma_1 - \sigma_3}{2} = \tau_s. \quad (11)$$

При одновісному розтягу, коли $\sigma_3 = 0$, а $\sigma_1 = \sigma_s$, отримаємо:

$$\frac{\sigma_s}{2} = \tau_s. \quad (12)$$

Підставляючи (12) в рівняння (11), можна записати умови плинності Тріска - Сен-Венана:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_s. \quad (13)$$

Гіпотеза Тріска - Сен-Венана відображає сдвиговий характер процесу пластичного течії і задовільно відповідає експериментальним даним. Тим не

менш досліді показують систематичне відхилення відносини $\frac{\tau_s}{\sigma_s}$ від $\frac{1}{2}$ межах 10 - 15% [11]. Істотний недолік умови Тріска - Сен-Венана полягає в тому, що воно не враховує впливу середньої напруги σ_2 , хоча вплив останнього доведено експериментальним шляхом. В деяких випадках, коли відомо напрямки головних вісей, але невідомо, яка з них максимальна, дуже важко використовувати рівняння (13). Перелічені недоліки викликали появу нової гіпотези, яку запропонували Губер (1904), Мізес (1913) і Генки (1921). Умова Мізеса припускає, що матеріал пластично деформується, коли інтенсивність дотичних напружень T досягає певної величини.

Умова текучості для лінійної схеми напруженого стану отримаємо, підставляючи в формулу інтенсивності дотичних напружень $T = \frac{1}{\sqrt{6}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_i$ значення $\sigma_x = \sigma_s$ (решта напруги дорівнюють нулю):

$$T = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_s. \quad (14)$$

При чистому зсуві ($\tau_{xy} = \tau_s$, решта напруги дорівнює нулю) умова течії:

$$T = \tau_s.$$

Таким чином, опір деформації зсуву та розтягування пов'язані співвідношенням:

$$\tau_s = \frac{1}{\sqrt{3}} \sigma_s \approx 0,577 \sigma_s$$

Ставлення $\frac{\tau_s}{\sigma_s} = 0,577$ краще узгоджується з дослідними даними, ніж ставлення, що отримується з умови Тріска - Сен-Венана (12).

Підставляючи (14) у формулу $\sigma_i = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)}$, отримаємо рівняння, математично формулює умову Мізеса:,

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)} = \sigma_s \quad (15)$$

або в головних напругах:

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 (\sigma_2 - \sigma_3)^2 (\sigma_3 - \sigma_1)^2} = \sigma_s. \quad (16)$$

Останнє рівняння частіше використовують у вигляді:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 (\sigma_2 - \sigma_3)^2 (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2\sigma_s^2. \quad (17)$$

Умова Мізеса має енергетичне тлумачення. При лінійній схемі напруженого стану, коли $\sigma_1 = \sigma_s$, енергія зміни форми в момент початку пластичної течії досягне величини:

$$A_\phi = \frac{\sigma_s^2}{3E} (1 + \nu). \quad (18)$$

Підставляючи (18) у вираз (10), отримаємо рівняння (15) і (17), тобто умова Мізеса. Звідси випливає висновок, що пластична деформація тіла настає, коли потенційна енергія пружної деформації, спрямована на зміну форми, досягне певного значення незалежно від схеми напруженого стану.

Умова Мізеса, що враховує вплив середнього напруги σ_2 , задовільно узгоджується з дослідними даними і тому знайшло більш широке застосування, ніж умова Тріска - Сен-Венана.

Звернемо увагу на те, що перша і друга умови плинності записані як різниця нормальних напружень. Отже, зміна абсолютного значення нормальних напружень на однакову величину не призведе до пластичної течії.

ПРИВАТНІ ВИПАДКИ УМОВИ ПЛИННОСТІ

Рівняння, що виражають умови плинності матеріалу, використовуються при вирішенні інженерних задач теорії обробки металів тиском. Багато з цих завдань відносяться до процесів, що протікають в умовах плоскої схеми напруженого стану або плоскої схеми деформованого стану. Деякі технологічні процеси, наприклад волочіння дроту або труби, відносяться до осесиметричних завдань теорії обробки металів тиском. В зв'язку з цим умови текучості для названих приватних випадків знаходять широке застосування.

Розглянемо плоский деформований стан. Співвідношення між компонентами напружень при плоскій пластичній деформації отримаємо, якщо в рівняння $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ підставимо значення:

$$\nu = \frac{1}{2},$$

при цьому $\tau_{xy} = \tau_{yz} = 0$.

Підставляючи це співвідношення в рівняння, що виражає умову Мізеса (15), отримаємо:

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{\left(\sigma_x - \frac{\sigma_x + \sigma_z}{2}\right)^2 \left(\frac{\sigma_x + \sigma_z}{2} - \sigma_z\right)^2 (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6\tau_{xz}^2} = \sigma_s$$

Після перетворень:

$$\sqrt{(\sigma_x - \sigma_z)^2 + 4\tau_{xz}^2} = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s. \quad (19)$$

Порівнюючи вираз (19) з формулами головних напруг $\sigma_1 = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} + \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau^2}$ і $\sigma_3 = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} - \frac{1}{2} \sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4\tau^2}$ для плоскої задачі, маємо:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_s \approx 1,155 \sigma_s. \quad (20)$$

Рівняння (20) є рівнянням пластичності при плоскому деформованому стані.

Певне значення, яке приймає середня напруга σ_2 при плоскій $\sigma_2 = \frac{\sigma_1 + \sigma_3}{2}$ деформації, є окремим випадком. Середня напруга може приймати різні значення в межах нерівності:

$$\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3.$$

Крайнімі з них будуть $\sigma_2 = \sigma_3$ або $\sigma_2 = \sigma_1$.

Підставляючи ці значення σ_2 в (16), отримаємо:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_3. \quad (21)$$

При довільному співвідношенні між головними напруженнями, рівняння пластичності можна представити у вигляді:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta \sigma_s. \quad (22)$$

Коефіцієнт β залежить від величини середньої напруги (рис. 20) і при плоскому деформованому стані (20) знаходиться в межах:

$$1,15 \geq \beta \geq 1. \quad (23)$$

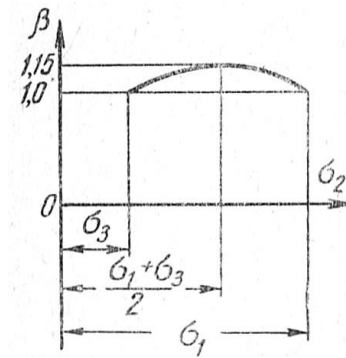


Рисунок 20. Залежність коефіцієнта β від середнього напруження

Умова (23) показує, що величина середньої напруги σ_2 незначно впливає на умови плинності. Разом з тим легко помітити, що приватний випадок рівняння пластичності (21) формально висловлює умова Тріска - Сен-Венана (13). Звідси впливає можливість теоретичного порівняння цих двох умов, з якого випливає, що різниця між ними незначна.

Розглянемо умови плинності при плоскому напруженому стані $\sigma_2 = 0$, $\tau_{xy} = \tau_{yz} = 0$. Підставляючи ці значення в рівняння (16), після простих перетворень одержимо:

$$\sqrt{\sigma_1^2 + \sigma_3^2 + \sigma_1 \sigma_3} = \sigma_s \quad (24)$$

Умова текучості для плоскої задачі (24) може бути представлене і в більш загальному вигляді. Для цього необхідно знати, яке з трьох напружень є середнім; σ_2 також слід брати до уваги, хоча воно дорівнює нулю. Наприклад, якщо напруження σ_1 і σ_3 мають негативні значення, причому $\sigma_1 > \sigma_3$ за абсолютною величиною, то $\sigma_2 = 0$ буде максимальним, а σ_3 - мінімальним, σ_1 - середнім і рівняння пластичності запишеться:

$$\sigma_2 - \sigma_3 = \beta \sigma_s,$$

або, оскільки $\sigma_2 = 0$,

$$-\sigma_3 = \beta\sigma_s.$$

Міркуючи таким чином, можна встановити, що якщо σ_1 і σ_3 позитивні числа і $\sigma_1 > \sigma_3$, то σ_2 буде мінімальним напруженням і рівняння пластичності прийме вигляд:

$$\sigma_1 - \sigma_2 = \beta\sigma_s,$$

або

$$\sigma_1 = \beta\sigma_s.$$

Нарешті, якщо σ_1 і σ_3 мають різні знаки, допустимо $\sigma_1 > 0$, а $\sigma_3 < 0$, то середнім напруженням буде $\sigma_2 = 0$ і рівняння пластичності має вигляд:

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta\sigma_s.$$

Для осесиметричної задачі (циліндричні координати z, r, θ) умови плинності можна перетворити, підставляючи $\tau_{xy} = \tau_{r\theta} = 0$ і $\tau_{zy} = \tau_{z\theta} = 0$ і замінивши індекси x на r і y на θ :

$$\frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_r - \sigma_\theta)^2 + (\sigma_\theta - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_r)^2 + \tau_{rz}^2} = \sigma_s. \quad (25)$$

В свою чергу, з умови (25) можна отримати рівняння для плоскої задачі ($\sigma_z = 0, \tau_{rz} = 0$):

$$\sigma_r^2 - \sigma_r\sigma_\theta + \sigma_\theta^2 = \sigma_s^2.$$

Рівняння пластичності для плоскої деформації:

$$\left(\varepsilon_z = 0, \sigma_z = \frac{\sigma_r - \sigma_\theta}{2}, \tau_{rz} = 0 \right)$$

$$\sigma_\theta - \sigma_r = 1,15\sigma_s$$

Рівняння пластичності (22) дозволяє з'ясувати вплив схеми напруженого стану на зусилля деформування.

З цієї причини кування металу в штампах вимагає великих зусиль, а значить і більш потужного устаткування, ніж вільна кування в плоских бойках.

ПОТУЖНІСТЬ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Пластична деформація відбувається зовнішніми силами, доданими з боку інструменту.

Розглянемо нескінченно малий елемент об'єму, на гранях якого діють напруги p_x , p_y і p_z , що характеризують дію зовнішніх сил.

Приріст роботи кожної складової поверхневої сили виразиться впливом сили на відповідне нескінченно мале переміщення dU . Для кожної елементарної площадки $dS = dx \cdot dy$ прирощення роботи виразиться твором:

$$(p_x dU_x + p_y dU_y + p_z dU_z) dx dy.$$

Для всього тіла прирощення роботи визначається межею цієї суми, тобто подвійним інтегралом за площею S :

$$dA = \iint_S (p_x dU_x + p_y dU_y + p_z dU_z) dS^*,$$

де S - поверхня програми напруг p . Підставляючи замість p_x , p_y і p_z вираз (5), маємо:

$$\begin{aligned} dA = \iint_S [& (\sigma_x dU_x + \tau_{xy} dU_y + \tau_{xz} dU_z) l + \\ & + (\tau_{yx} dU_x + \sigma_y dU_y + \tau_{yz} dU_z) m + \\ & + (\tau_{zx} dU_x + \tau_{zy} dU_y + \sigma_z dU_z) n] dS \end{aligned} \quad (26)$$

Рівняння відображає відомий принцип механіки, що робота, що здійснюються зовнішніми силами A_p , дорівнює роботі внутрішніх сил A_v , тобто $A_p = A_v$.

Багато задач теорії обробки металів тиском зручно вирішувати, визначаючи потужність деформації.

Потужність пластичної деформації характеризує роботу в одиницю часу $N = \frac{dA}{dt}$. Тому, якщо розділимо рівняння (26) на dt , то, враховуючи

$$v = \frac{\partial U}{\partial t} \quad \text{і} \quad \left. \begin{aligned} \xi_x &= \frac{\partial v_x}{\partial x}; \eta_{xy} = \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x}; \\ \xi_y &= \frac{\partial v_y}{\partial y}; \eta_{yz} = \frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y}; \\ \xi_z &= \frac{\partial v_z}{\partial z}; \eta_{zx} = \frac{\partial v_z}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial z}. \end{aligned} \right\}, \text{ отримаємо вираз для потужності внутрішніх}$$

сил в обсязі:

$$N_v = \iiint_V (\sigma_x \xi_x + \sigma_y \xi_y + \sigma_z \xi_z + \tau_{xy} \eta_{xy} + \tau_{yz} \eta_{yz} + \tau_{zx} \eta_{zx}) dV. \quad (27)$$

Перетворимо рівняння (27), висловивши напруги через відповідні швидкості деформації. Для цього наведемо рівняння зв'язку (3) до вигляду:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= 2G' \varepsilon_x - \sigma_c, & \tau_{xy} &= G' \gamma_{xy}; \\ \sigma_y &= 2G' \varepsilon_y - \sigma_c, & \tau_{yz} &= G' \gamma_{yz}; \\ \sigma_z &= 2G' \varepsilon_z - \sigma_c, & \tau_{zx} &= G' \gamma_{zx}; \end{aligned} \right\}$$

Зі співвідношення (10) випливає, що $G' = \frac{T}{\Gamma}$. Приймаючи умова Мізеса

($T = \tau_s$), запишемо:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= 2 \frac{\tau_s}{\Gamma} \varepsilon_x - \sigma_c, & \tau_{xy} &= \frac{\tau_s}{\Gamma} \gamma_{xy}; \\ \sigma_y &= 2 \frac{\tau_s}{\Gamma} \varepsilon_y - \sigma_c, & \tau_{yz} &= \frac{\tau_s}{\Gamma} \gamma_{yz}; \\ \sigma_z &= 2 \frac{\tau_s}{\Gamma} \varepsilon_z - \sigma_c, & \tau_{zx} &= \frac{\tau_s}{\Gamma} \gamma_{zx}; \end{aligned} \right\}$$

Розділивши і помноживши праву частину рівнянь на d_t і враховуючи

$$\left. \begin{aligned} \xi_x &= \frac{\partial v_x}{\partial x}; \eta_{xy} = \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x}; \\ \xi_y &= \frac{\partial v_y}{\partial y}; \eta_{yz} = \frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y}; \\ \xi_z &= \frac{\partial v_z}{\partial z}; \eta_{zx} = \frac{\partial v_z}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial z}. \end{aligned} \right\}, \text{ отримаємо:}$$

$$\left. \begin{aligned} \sigma_x &= 2 \frac{\tau_s}{H} \xi_x - \sigma_s, & \tau_{xy} &= \frac{\tau_s}{H} \eta_{xy}; \\ \sigma_y &= 2 \frac{\tau_s}{H} \xi_y - \sigma_s, & \tau_{yz} &= \frac{\tau_s}{H} \eta_{yz}; \\ \sigma_z &= 2 \frac{\tau_s}{H} \xi_z - \sigma_s, & \tau_{zx} &= \frac{\tau_s}{H} \eta_{zx}; \end{aligned} \right\}. \quad (28)$$

Підставляючи (28) в (27), маємо:

$$N_B = \iiint_V \left[\sigma_c (\xi_x + \xi_y + \xi_z) + \frac{2\tau_s}{H} \left(\xi_x^2 + \xi_y^2 + \xi_z^2 + \frac{\eta_{xy}^2}{2} + \frac{\eta_{yz}^2}{2} + \frac{\eta_{zx}^2}{2} \right) \right] dV. \quad (29)$$

Враховуючи, і, отже перетворимо рівняння (29):

$$N_B = \iiint_V \frac{\tau_s}{H} (4\xi_x^2 + 4\xi_y^2 + 4\xi_z^2 + \eta_{xy}^2 + \eta_{yz}^2 + \eta_{zx}^2) dV.$$

Вираз в круглих дужках представляє собою квадрат інтенсивності швидкостей деформації зсуву. Це дозволяє записати:

$$N_B = \iiint_V \tau_s H dV . \quad (30)$$

Значить, потужність внутрішніх сил може бути обчислена, якщо відомі механічні властивості матеріала (τ_s) та компоненти тензора швидкостей деформації в кожній точці вогнища деформації (H).

На поверхні контакту з інструментом діють напруження тертя τ_k . Напрямок τ_k протилежно напрямку століття тора швидкості ковзання v_k (рис. 21).

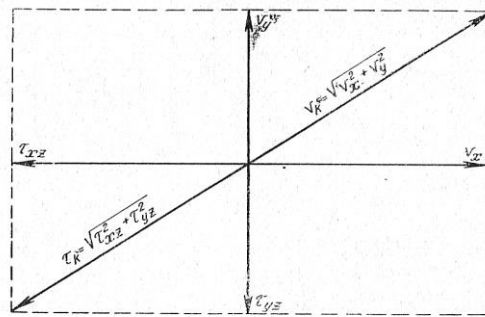


Рисунок 21. Напрямок сил тертя та швидкостей переміщення на контактній поверхні

Запишемо потужність напружень тертя τ_k на поверхні S:

$$N_T = \iint_S \tau_k v_k dS . \quad (31)$$

В процесі обробки металу тиском деформація в обсязі тіла, як правило, розподіляється нерівномірно. В деяких випадках велика різниця у величині деформації поруч розташованих зон викликає на кордоні між ними значні зсувні напруження. Наприклад, при вдавлюванні вузького бойка (рис. 49) в довгу смугу, зона I, що знаходиться під бойком, піддається значним деформаціям. Зовнішня зона II деформується тільки під впливом зони I. Тому швидкості течії металу в цій зоні значно менше, ніж у зоні I:

$$(v_z^{II} < v_z^I).$$

В заштрихованій області утворюється різкий перепад величини швидкості течії. Наслідком цього є виникнення великих зсувних напружень в околицях кордону S. В зв'язку з цим умовно вважають, що на кордоні S

відбувається зріз. При цьому дотичні компоненти швидкості змінюються стрибком, тобто є розрив швидкостей в напрямі y .

Незважаючи на умовність такого підходу, розривні рішення спрощують вирішення завдань теорії обробки тиском за рахунок можливості описувати деформований стан у кожній зоні більш простими схемами.

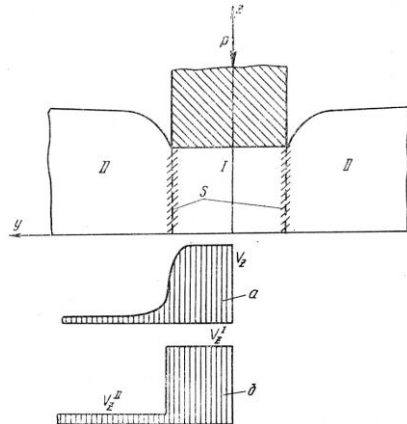


Рисунок 22. Схема до визначення потужності зрізу: а – реальна епюра розподілу швидкостей; б – розривна епюра швидкості

Визначимо потужність зрізу N_{cp} на кордоні S . Для того щоб відбувся чистий зсув (але не розрив), напруга зрізу τ_{cp} має сягати величини межі плинності на зрушення: $\tau_{cp} = \tau_c$.

Швидкість зрізу N_{cp} є відносною швидкістю переміщення однієї зони щодо іншої: $|v_{cp}| = v_1 - v_2$.

В нашому прикладі. Відповідно, потужність зрізу:

$$N_{cp} = \iint_S \tau_s v_{cp} dS. \quad (32)$$

Враховуючи, що поверхонь зрізу в одному деформується обсязі може бути кілька, потужність зрізу визначається як сума потужностей на кожній з них. Таким чином, потужність N_0 , що розвивається зовнішнім зусиллям P при швидкості руху інструменту V_i :

$$N_0 = P v_i$$

витрачається на подолання потужності сил тертя $N_{тр}$, потужності внутрішніх сил N_b та потужності на поверхнях зрізу N_{cp} .

ТЕХНІКА БЕЗПЕКИ ПРИ ВИКОНАННІ ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ

Студенти повинні проходити інструктаж з техніки безпеки на початку кожного семестру. Інструктаж проводить викладач, проведення його реєструється в журналі і підтверджується підписами студентів і викладачів.

Студенти, що не пройшли інструктаж з техніки безпеки, до виконання робіт не допускаються.

Включати обладнання і працювати на ньому студенти повинні тільки з дозволу та під наглядом викладача. При виконанні роботи групою (не більше 4-6 студентів) на пресі повинна працювати тільки одна людина, останні повинні знаходитись не ближче 1 - 2 м від преса. В усіх випадках, коли студенту щось незрозуміло, він повинен звертатися до викладача чи завідуючого лабораторією. При виконанні роботи студент не повинен відволікатися сам та відволікати інших студентів. Пересуватися по лабораторії повільно і обережно. Не торкатися проводів та електричних приладів.

Лабораторні роботи з курсу «Фізичні процеси при пластичній деформації» виконуються на гідравлічному пресі.

При роботі на гідравлічному пресі:

1. Включення преса виконує викладач, або лаборант.
2. Студентам суворо забороняється наближатися до робочої зони преса ближче ніж на 1,5 м.
3. Студентам категорично забороняється використовувати прилади управління пресом (окрім надзвичайних випадків).

Лабораторна робота № 1

ВИВЧЕННЯ МЕХАНІЗМІВ ХОЛОДНОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Мета роботи. Виявлення смуг ковзання і ліній текучості при розтягуванні і стиску сталевих зразків.

Загальні відомості. Численними дослідженнями встановлено, що пластична деформація моно- і полікристалічних тіл в основному здійснюється ковзанням, двійникуванням і зсувом (трансляцією). Переважним механізмом пластичної деформації для металів із кубічною і гексагональною ґраткою є ковзання. Процес ковзання являє собою рівнобіжний зсув тонких прошарків монокристалів щодо сусідніх. На рис. 23 приведена схема ковзання при розтягу монокристалу з гексагональною ґраткою на дерев'яній моделі: *а* - модель до розтягу; *б* - модель, зрізана по площині базису; *в* і *г* - розтягнута модель, вид попереду і збоку. З рисунка очевидно, що при розтягу монокристалу з гексагональною ґраткою кут між нормаллю до площини ковзання і напрямком осі розтягу збільшується і напрямок ковзання наближається до осі розтягу.

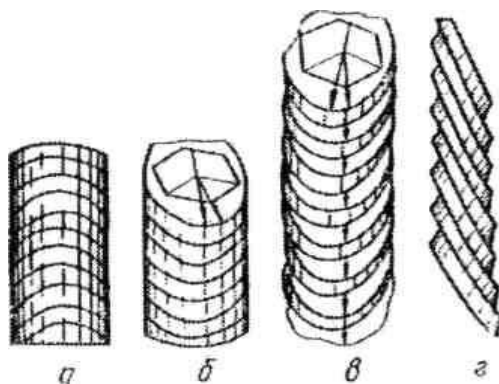


Рисунок 23. Схема ковзання

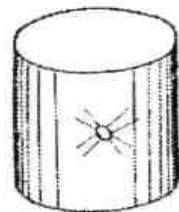


Рисунок 24. Смуги ковзання

У результаті ковзання на поверхні зразка утворюються уступи (*г*) і він приймає форму стрічки шириною, приблизно рівної своєму вихідному діаметру. Зсув поширюється на ряд найтонших прошарків монокристалу,

названих смугами ковзання. У проміжку між смугами ковзання відсутні елементи деформації.

На підставі експериментальних даних встановлено, що товщина смуг ковзання складає в середньому 1 мкм, а відстань між сусідніми атомними площинами - порядку 10^{-4} мкм.

Кристалографічні площини розміщення атомів із найбільшою щільністю монокристалу, по яких відбувається ковзання, називаються площинами ковзання. Ковзання протікає по тим напрямкам, де міжатомні відстані мінімальні.

При навантаженні полікристалічного тіла системою зовнішніх сил, наприклад при розтягу або стиску, пластична деформація спочатку виникає в невеличкій кількості зерен, що мають найбільше сприятливе орієнтування площин ковзання, тобто таку, при котрій останні збігаються з площадками дії найбільших дотичних напруг. Частіше усього такими є найбільш значні і нерівновісні зерна. В міру збільшення ступеня деформації смуги ковзання з'являються на усе більшій кількості зерен, поки не охоплять усі.

Утворення смуг ковзання при навантаженні добре спостерігається на мікросліфах - плоских відполірованих поверхнях кристалів (зерен). Експериментально встановлено, що ясно виражені смуги ковзання при деформуванні виявляються тільки у випадках невеличких деформацій, тому що при великих ступенях деформації відбувається перетинання і затемнення одних смуг ковзання іншими.



Рисунок 25. Смуги ковзання

Зерна, у яких виникає деформація, змінюють контур, що викликає початок зсуву в сусідніх зернах; у результаті утвориться ряд зерен із смугами ковзання.

Напрямок смуг ковзання в зернах змінюється в межах від 45 до 90 до напрямку зовнішнього навантаження. В міру збільшення ступеня деформації смуги ковзання з'являються на усе більшій кількості зерен, а при перевищенні критичного ступеня деформації смуги ковзання утворюються в більшості зерен. Під критичним ступенем деформації припускається максимальна стрибкоподібна деформація в межах площадки текучості.

Зовнішній прояв групових смуг ковзання в найбільше сприятливо розташованих зернах можна виявити на поверхні сталевих зразків при їхній осадці (рис. 24) або розтягу (рис. 25) у виді поглибленні на поверхні, пластичних зсувів металу, називаних лініями текучості (лінії Чернова - Людерса). Вони розташовані під рогом до напрямку що прикладається навантаження. Лінії Чернова - Людерса утворюються в металів, при деформації яких з'являються площадки текучості на кривій розтяги. До таких металів ставиться маловуглицева сталь, кадмій, латунь, молібден, цинк та ін.

Існують різноманітні теорії утворення площадки текучості. Відповідно до однієї з них, площадки текучості утворюються внаслідок міжзереного переміщення її пружної деформації зерна. По іншій теорії, поява площадки текучості пояснюється наявністю значного скелета по межах зерен. Найбільше обґрунтована теорія дислокацій, відповідно до якої утворення площадки текучості обумовлюється дефектами кристалічної ґратки і дислокаціями, що поступово поширюються уздовж зразка внутризереної сдвигової деформації.

Лінії текучості є грубим дефектом для ряду сталевих листових виробів. Особливо це відноситься до холодноштампованих лицювальних деталей.

Для запобігання утворення ліній текучості в маловуглицевій сталі при її штампуванні найбільше ефективно холодне прокатування стали з малим обтисненням (0,8...1,5 %) - дресирування.

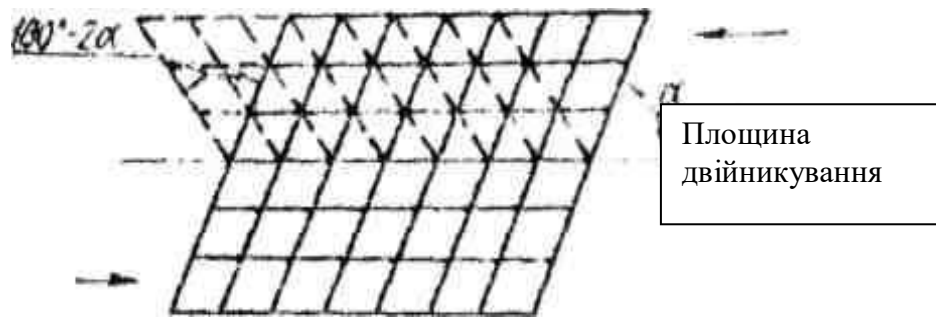


Рисунок 26. Схема двійникування

Крім основного механізму пластичної деформації металевих кристалів - ковзання - деформація може протікати шляхом двійникування.

Двійникування - це переміщення ґратки однієї частини кристала щодо іншої у нове положення, унаслідок чого обидві частини кристала розташовуються симетрично щодо деякої площини, називаною площиною двійникування. Двійникування відбувається головним чином при ударному навантаженні і тільки при досягненні критичних дотичних напруг.

При двійникуванні кожний прошарок кристала зміщується на пропорційну відстань. У результаті такої деформації змінений кристал являє собою дзеркальний відбиток (рис. 26) початкового кристала. При цьому, як очевидно з рис. 25, ребра кристалічної ґратки, спочатку нахилені до площини двійникування під кутом $\alpha < 90^\circ$, повертаються на кут, рівний $180^\circ - 2\alpha$. Двійникуванням забезпечується дуже незначний ступінь деформації.

При обробці металів тиском пластична деформація здійснюється головним чином за рахунок ковзання, а двійникування супроводжує цьому основному механізму. Смуги ковзання чітко виявляються під мікроскопом на добре відполірованій поверхні сталевих зразків, підданих холодній пластичній деформації.

Лінії текучості легко виявляються простим оком у виді чорних ліній на відполірованій поверхні зразків після їхньої деформації декілька вище межі текучості з наступним нагріванням до температури $200... 300^\circ\text{C}$ і травленням реактивом Фрея.

Матеріали, інструменти, устаткування

1. Зразки з низько вуглецевої сталі, що піддаються попередньому відпалу при температурі $900...1000^{\circ}\text{C}$ і наступному ретельному поліруванню;
2. Універсальна іспитова машина (УІМ);
3. Нагрівальна піч;
4. Мікроскоп;
5. Напилок,
6. Наждаковий папір,
7. Фільтрувальний папір,
8. Вата,
9. Спирт;
10. Реактив Фрея.

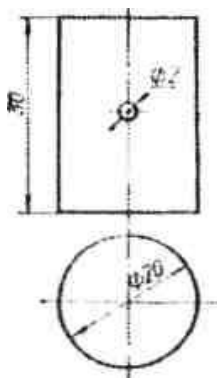


Рисунок 27. Зразок



Рисунок 28. Зразок



Рисунок 29. Зразок

соляна кислота концентрована - 120 см^3 ;

кристалічна сіль хлорної міді - 90 см^3 ;

вода - 100 см^3 ;

п'ятипроцентний розчин пікринової кислоти.

Порядок проведення роботи

Лінії текучості виявляються на циліндричних зразках із просвердленими отворами (рис. 27) при їхньому стиску і на циліндричних розривних зразках (рис. 28) при їхньому розтягу.

Смуги ковзання досліджуються під мікроскопом на неконтактних з інструментом, що давить, поверхнях зразків прямокутної форми (рис. 29) після їхніх осадки.

1. Вивчення внутрикристалітних смуг ковзання на мікрошліфах зразків

Одну з поверхонь циліндричного і прямокутного зразків шліфувати на наждаковому папері, а потім полірувати на полірувальному колі до зникнення рисок і появи дзеркального блиску.

Відполіровану поверхню шліфа промити спиртом, а потім протравити 3...5 %-м розчином азотної або пикринової кислоти, промити спиртом і просушити фільтрувальним папером. Протравлений шліф досліджувати під мікроскопом. При цьому в шліфі повинні спостерігатися значні зерна ферита з чистою поверхнею без яких-небудь смуг ковзання (рис. 30, а). Потім на пресі зразки піддавати деформації, що не повинна перевищувати 5...7 %.

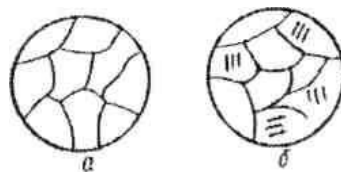


Рисунок 30. Смуги ковзання

Після деформування шліфовану неконтактну з інструментом, що давить, поверхню зразка повторно досліджувати під мікроскопом. При цьому в шліфі повинні бути виявлені зерна, у яких значний ряд смуг ковзання, рівнобіжних друг другу або пересічних відповідно кристалографічним напрямкам у кожному зерні (рис. 30, б).

2. Вивчення ліній текучості

Поява ліній текучості може бути виявлене на полірованих бічних поверхнях зразків при стиску або розтягу в осьовому напрямку.

Циліндричні зразки з полірованої до дзеркального блиску циліндричною поверхнею осаджувати під пресом. Торцеву поверхню зразків

зачистити напилком, щоб збільшити коефіцієнт контактного тертя між плитою і торцем зразка.

Відполірований зразок установити на пресі й осаджувати. При цьому ступінь деформації не повинна перевищувати 10%. На поверхні деформованого зразка виявляються лінії текучості у виді тонких матових смужок, що розташовуються в отвору.

При розтягу застосовуються стандартні циліндричні розривні зразки з полірованої до дзеркального блиску поверхнею. Зразок установити на розривній машині і піддавати розтягу зі швидкістю 5 мм/хв. Розтяг продовжувати доти, поки не буде перевищена (незначно) межа текучості.

На поверхні деформованого зразка лінії текучості виявляються у виді пересічних матових ліній, спрямованих до осі зразка приблизно під кутом 45 (рис. 1.8). З метою більш чіткого виявлення ліній текучості треба перед деформацією нагріти зразки до температури 200...300 °С, а потім після деформації бічну поверхню зразків злегка пошліфувати дрібнозернистим наждаковим папером.

Зміст звіту

1. Описати необхідне устаткування, інструмент, пристосування й апаратуру для проведеної роботи.
2. Визначити ступінь деформації зразків.
3. Записати діаграму розтягу при деформації зразків на УІМе.
4. Замалювати мікроструктуру зразків до і після деформації.

Контрольні питання

1. І До таке смуги ковзання?
2. Що таке лінії текучості (ковзання)?
3. Як протікає пластична деформація іолікристалічних тіл у залежності від умов деформування?

Література: [12-14].

Лабораторна робота № 2

ПОБУДОВА КРИВОЇ ЗМІЦНЕННЯ

Мета роботи. Ознайомлення з характеристикою зміни опору деформуванню в процесі холодної деформації.

Загальні відомості. При холодній пластичній деформації полі кристалічних тіл істотно змінюються їх механічні і фізико-хімічні властивості, унаслідок чого відбувається зміцнення металевих тел. Існують такі основні гіпотези механізму зміцнення металів і сплавів.

1. *Гальмування дислокацій при їхньому перетинанні і пружній взаємодії.* Сутність цієї гіпотези в тому, що дислокації, що лежать у різноманітних площинах ковзання, при пластичній деформації перетинаються і вступають у взаємодію, у результаті чого виникають пороги на дислокаціях. Пороги, що утворилися, перешкоджають прямуюванню дислокацій і закріплюють їх. Таким чином, унаслідок взаємодії дислокацій зменшується кількість ковзних і збільшується кількість закріплених дислокацій, що знижує пластичність металу. Підвищення щільності дислокацій є однією з причин зміцнення металів і сплавів.

2. *Гальмування дислокацій атомами розчинених хімічних елементів.* Атоми хімічних елементів (вуглецю, азоту, бора, водню), що утворюють тверді розчини впровадження, а також ряд легуючих елементів, що утворюють розчини заміщення і мають атомний діаметр більше, ніж в основного металу, розташовуються біля дислокацій у розтягнутих зонах кристалічного штахету, у той час як елементи з меншим атомним діаметром - у стиснутих зонах. У результаті навколо дислокацій утворюються скупчення розчинених атомів - «хмара Котрела». Оскільки «хмара Котрела» відстає при пластичній деформації від ядра ковзної дислокації, виникає взаємне тяжіння між

«хмарою Котрела» і дислокаціями, що гальмує переміщення дислокації і веде до зміцнення сплаву (деформаційне старіння).

3. *Гальмування дислокацій дисперсними частками.* У процесі пластичної деформації внаслідок збільшення щільності дислокацій і внутрішніх напруг створюються умови для виділення дисперсних часток у виді різноманітних з'єднань. Ці частки, виділяючись на площинах ковзання, перешкоджають переміщенню дислокацій і сприяють додатковому зміцненню.

З розглянутих чинників, що впливають на зміцнення металу, найбільше істотний вплив робить явище гальмування дислокацій при їхньому перетинанні і пружній взаємодії між собою.

Для характеристики збільшення опору деформуванню а підвищенням ступеня холодної деформації при лінійному напруженому стані застосовуються криві зміцнення. Тому що фізико-механічні властивості металу залежать від його хімічного складу й умов деформації, у тому числі від температури і швидкості деформації, то криві зміцнення для різноманітних металів і сплавів визначаються для кожного конкретного випадку умов деформування. Найбільше простими методами побудови кривих зміцнення є методи розтягу або осадки зразків.

У залежності від прийшого розрахункового виду деформації розрізняють криві зміцнення двох видів: перший установлює залежність напруги текучості σ_s від відносного подовження ε , другий - від відносного звуження ψ .

У межах рівномірного подовження зразка, тобто до утворення шейки, залежність між двома видами деформації (ε і ψ) легко встановити на підставі закону постійності об'єму таким співвідношенням:

$$\psi = \frac{\varepsilon}{1 + \varepsilon} \quad (33)$$

Криві зміцнення мають характерні риси, що дозволяють приблизно їх побудувати за даними стандартного іспиту зразка на розтяг.

Роздивимося деякі важливі особливості кривої зміцнення першого виду (роду). Ісінна напруга для будь-якого моменту деформації до початку утворення шийки:

$$\sigma_{исп} = \sigma_{усл} \frac{F_0}{F} \quad (34)$$

У момент утворення шийки при іспиті на розтяг умовна напруга $\sigma_{усл}$ дорівнює тимчасовому опорові (межі міцності) σ_B . При цьому істина напруга:

$$\sigma_{исп} = \sigma_{иш} = \sigma_B \frac{F_0}{F_{иш}} \quad (35)$$

де $F_{иш}$ - площа перетинного перетину зразка в момент початку утворення шийки.

Зусилля деформацій в кожний даний момент:

$$P = \sigma_s F \quad (36)$$

Диференціюючи це вираження, получимо:

$$dP_{иш} = \sigma_s dF + F d\sigma_s \quad (37)$$

Зусилля деформації в момент утворення шийки:

$$dP_{иш} = d\sigma_{иш} F_{иш} + dF_{иш} \sigma_{иш} = 0 \quad (38)$$

Підставимо в це рівняння значення $F_{иш}$ й $dF_{иш}$ у момент утворення шийки з рівняння:

$$F_{иш} = \frac{F_0}{1 + \varepsilon_{иш}} \quad dF_{иш} = -\frac{F_0 d\varepsilon_{иш}}{(1 + \varepsilon_{иш})^2} \quad (39)$$

Після перетворень отримаємо:

$$dP_{иш} = \left(d\sigma_{иш} - \frac{\sigma_{иш} d\varepsilon_{иш}}{1 + \varepsilon_{иш}} \right) \frac{F_0}{1 + \varepsilon_{иш}} = 0 \quad (40)$$

Звідси випливає, що при зміцненні першого виду (подовження):

$$\frac{d\sigma_u}{d\varepsilon_u} = \frac{\sigma_u}{1 + \varepsilon_u} = \operatorname{tg} \alpha, \quad (41)$$

при зміцненні другого виду (звуження):

$$\frac{d\sigma_u}{d\psi_u} = \frac{\sigma_u}{1 - \psi_u} = \operatorname{tg} \alpha, \quad (42)$$

де α - кут нахилу дотичної до кривої зміцнення в точці, що відповідає початку утворення шийки (рис. 31, а).

З трикутників ABC і ADE (рис. 31, а) визначаються що відтинаються дотичної відріки на осях координат.

З трикутника ABC

$$AE + \varepsilon_u = \frac{\sigma_u}{\operatorname{tg} \alpha} = 1 + \varepsilon_u, \quad (43)$$

Звідси випливає, що $AC = 1$.

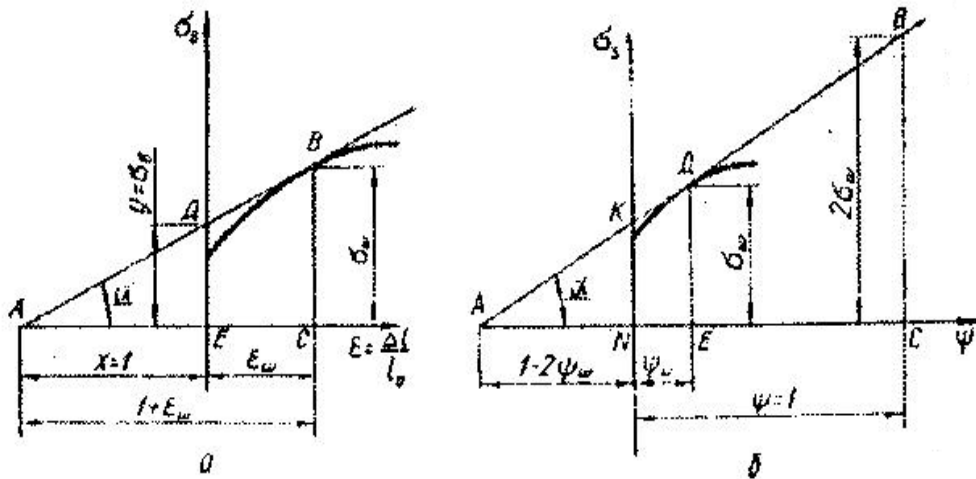


Рисунок 31. Криві зміцнення

З подоби трикутників ABC і ADE находимо:

$$\frac{BC}{\sigma_u} = \frac{1}{1 + \varepsilon_u}; \quad (44)$$

при цьому

$$BC = \frac{\sigma_u}{1 + \varepsilon_u}. \quad (45)$$

Використовуючи співвідношення $\sigma_{ш} = \sigma_B \frac{F_0}{F_{ш}}$ і $F = \frac{F_0}{1 + \varepsilon}$, знаходимо $BC = \sigma_B$.

Дотична, проведена до кривої зміцнення першого виду в точці D (рис. 31, а), що відповідає початку утворення шейки, відганяє на негативній осі деформації відрізок, чисельно рівний одиниці, а на осі напруги текучості - відрізок, чисельно рівний межі тривкості.

Дотична, проведена до кривої зміцнення другого виду в точці D (рис. 31, б), відганяє на негативній частині осі абсцис відрізок, чисельно рівний $\psi = 1 - 2\psi_{ш}$, а на перпендикулярі до осі абсцис, у точці $\psi = 1$ відрізок, чисельно рівний $2\sigma_{ш}$. Звідси випливає, що дотичні, проведені до кривих зміцнення першого і другого виду, є їхньою лінійною апроксимацією і служать для наближеного визначення залежності між деформацією і напругою при холодному деформуванні.

Освоєння методики побудови кривої істинних напруг і апроксимуючої прямої зміцнення.

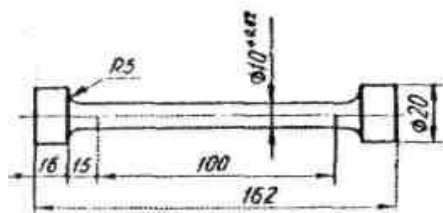


Рисунок 32. Зразок

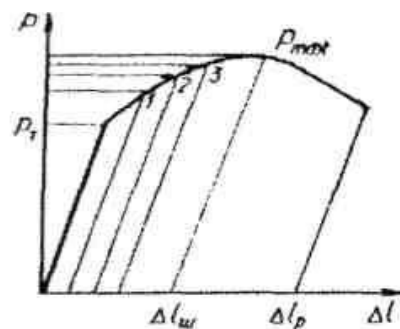


Рисунок 33. Крива зусилля.

Матеріали, інструмент, устаткування

1. Сталеві стандартні зразки (рис. 32) - 2...3 шт.;
2. Універсальна іспитова машина; штангенциркуль;
3. Мікрометр;
4. Лінійка.

Порядок проведення роботи

Для побудови кривої зміцнення (істинних напруг), наприклад другого виду, розривної зразок затиснути в губки і розтягувати на УІМ до розірвання зразка. При розтягу процес деформації записати на індикаторну діаграму «зусилля, що деформує - деформація».

Процес розтягу при рівномірному подовженні зразка і початок утворення шейки записується на індикаторній діаграмі у виді кривої (рис. II).

Побудова першої ділянки кривої щирих напруг до моменту утворення шейки, тобто максимуму зусилля $P_{max} = P_u$, ясно з рис. 31 і 33.

З умови постійності об'єму при рівномірному подовженні зразка

$$F_x = \frac{F_0 l_0}{l_0 + \Delta l} \quad (46)$$

На підставі умови постійності об'єму визначити, а потім побудувати першу ділянку кривої істинних напруг (рис. 31, б), де по осі абсцис відкладається значення звуження $\psi_x = \varepsilon_x / (1 + \varepsilon_x)$, а по осі ординат - значення істинних напруг $\sigma_m = P / F$.

Всі приведені співвідношення справедливі тільки для стадії рівномірної деформації, тобто до моменту утворення шийки.

Побудова другої ділянки кривої зміцнення - після появи шийки - більш складна задача, тому що в даному випадку з'являється зосереджена деформація і точно можна зафіксувати тільки одну точку - значення напруги і деформації в момент руйнації зразка (деформація визначається виміром діаметра зразка в місці руйнації). Для цієї ділянки кривої, у зв'язку з відсутністю прямої пропорційності між збільшенням довжини зразка і зменшенням перетину, не можна побудувати проміжні точки розрахунковим шляхом.

Щоб визначити проміжні точки, треба заміряти діаметр зразка безпосередньо в процесі деформування, але це важко.

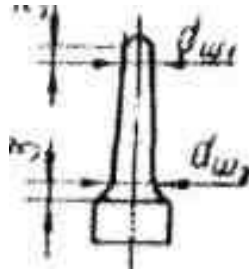


Рисунок 34. Зразок після розриву

Таким чином, для побудови орієнтованої апроксимуючої прямої необхідно знати $P_{ш}$ і $\psi_{ш}$. Обидва ці розміри визначаються по індикаторній діаграмі, як указувалося вище. Якщо ж не можна записати індикаторну діаграму, але можна замірити максимальне зусилля, те $F_{ш}$, визначають безпосереднім виміром частини зразка, що деформувалася рівномірно. Це можливо тому, що після початку зосередженої деформації зразок деформується тільки в області шийки.

Оскільки в період рівномірної деформації позначається вплив голівок зразка, то ділянки рівномірної деформації мають конусну форму і їхній діаметр вірніше визначити так, як показано на рис. 34.

Заміна дійсної кривої істинних опорів апроксимуючої прямої зміцнення має такі переваги:

- 1) по одному зразку можна встановити зміцнення при холоднім пластичній деформації в залежності від ступеня деформації;
- 2) деяке перевищення значень напруг забезпечує компенсацію чинників, що не піддаються урахуванню;
- 3) зв'язок між напругами і деформаціями для кожною конкретного випадку встановлюється просто.

Зміст звіту

1. Провести і дати опис експерименту.
2. За результатами іспитів виконати таке:

а) визначити тимчасовий опір (межа тривкості) $\sigma_B = \frac{P_{\max}}{F_0}$;

б) визначити межу текучості $\sigma_m = \frac{P_m}{F_0}$, де P_m - зусилля в

момент початку пластичної деформації;

в) визначити відносне подовження $\varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} 100\%$,

де l - довжина розрахункової частини зразка після руйнації;

г) визначити відносне зменшення площі поперечного перетину $\psi = (F_0 - F) / F$, де F - площа поперечного перетину в місці руйнації зразка,

д) визначити напругу в момент появи шийки

$$\sigma_{ш} = \frac{P_{\max}}{F_{ш}}, \quad (47)$$

де P_{\max} - зусилля в момент появи гнійки,

е) визначити відносне звуження площі поперечного перетину в момент появи шийки: $\psi_{ш} = (F_0 - F_{ш}) / F_0$;

ж) побудувати криву істинних напруг до моменту появи шийки (розрахунковим засобом);

з) показати лінійну апроксимації кривої зміцнення.

Контрольні питання

1. Чинники, що впливають на зміцнення металу при холодній пластичній деформації.

2. Практичне значення явищ зміцнення при розробці технології опрацювання металів тиском.

3. Властивості діаграм 1-го і II-го роду.

Література: [12-14].

Лабораторна робота № 3

ВИВЧЕННЯ ПРИНЦИПУ НАЙМЕНШОГО ОПОРУ

Мета роботи. Вивчення принципу найменшого опору шляхом дослідження зміни форми поперечних перетинів циліндричних і призматичних тіл при їхньому осаджуванні.

Загальні відомості. Принцип найменшого опору сформульований С. И. Губкіним так: у випадку можливості переміщення точок тіла, що деформується у різноманітних напрямках, кожна точка переміщається в напрямку найменшого опору. Для теоретичного і практичного застосування цього принципу необхідно знати напрямок траєкторії переміщення точок при пластичній деформації. Для випадку осаджування призматичних і циліндричних тіл між рівнобіжними плитами при контактному терті ці траєкторії визначаються за принципом найкоротшої нормалі, сформульованого А. Ф. Головиним, відповідно до якого переміщення будь-якої точки тіла в площині, перпендикулярної дії зовнішньої сили, відбувається по найкоротшій нормалі до периметра перетину.

При осадці спостерігається зміна форми поперечних перетинів тіла за принципом найменшого периметра, що був сформульований М. В. Стороженим і Е. А. Поповим [3]: будь-яка форма поперечного перетину циліндричного або призматичного тіла при осадці його в пластичному стані з наявністю контактної тертя ринеться прийняти форму, що має при даній площі найменший периметр, тобто в межі ринеться до кола.

Дослідженнями було встановлено, що найкоротша нормаль є напрямком найменшого опору лише за умови ізотропності контактної тертя і значного коефіцієнта контактної тертя. При вільній осадці циліндричних тіл (рис. 35) із дотриманням ізотропності контактної тертя витікання металу відбувається по радіусу, що є для даної форми тіла найкоротшою нормаллю до поверхні.

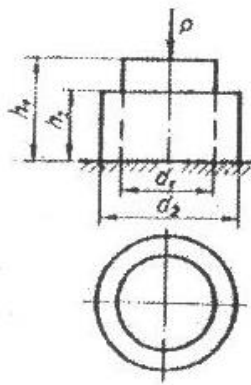


Рисунок 35. Зразок

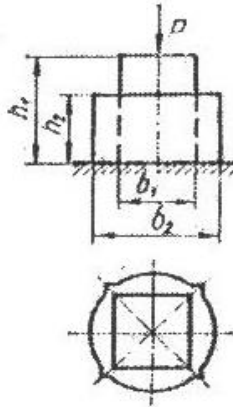


Рисунок 36. Зразок

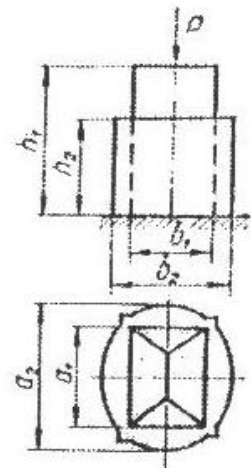


Рисунок 37. Зразок

Після стиску циліндра поперечний перетин його залишається круглим, проте внаслідок неоднорідності деформації через контактне тертя елементи торцевих поверхонь деформуються менше. Тому при осадці циліндричної заготовки поперечні перетини зберігають круглу форму, а меридіальні перетини набувають бочкообразні форми. Ступінь і характер бочкообразності залежить від коефіцієнта контактного тертя й умов деформації. При цьому діаметр кола можна визначити по формулі:

$$d_2 = d_1 \sqrt{\frac{h_1}{h_2}}, \quad (48)$$

де d_1, d_2 - діаметр циліндра до і після осадки;

h_1, h_2 - висота циліндра до і після осадки.

При осадці призматичного тіла з квадратною підставою його можна уявити розділеним площинами, що проходять через діагоналі, на чотирьох однакової трикутних призми, частки яких переміщуються по перпендикулярі до вільної поверхні. При цьому мінімальний плин часток буде спостерігатися в кутах тіла, а максимальне - у середніх зонах бічної поверхні. Поперечний перетин тіла після осадки має скривлену, що наближається до кола форму (рис. 36).

Призматичне тіло з прямокутним перетином можна уявити складеним з чотирьох частин: двох трикутних і двох трапецієподібних призм, утворених площинами, що проходять через бісектриси кутів підстави і через лінію, то з'єднує точки перетинання бісектрис. При осадці тіло набуває еліптичної форми (рис. 37). А при подальшій осадці такого призматичного тіла за принципом найменшого периметра його перетин у межі ринеться до кола.

Матеріали, інструмент, устаткування

1. Свинцеві зразки:
 - а) циліндричні ($d = 16...20$ мм, $h - 40...50$ мм - 8 шт.,
 - б) призматичні з квадратною підставою $20 \times 20 \times (40...50)$ мм - 8 шт., з прямокутною підставою $20 \times 15 \times (40...50)$ мм - 8 шт.;
2. Мінеральне мастило;
3. Ефір або спирт;
4. Прес гідравлічний або універсальна іспитова машина;
5. Штангенциркуль;
6. Лінійка;
7. Трикутник слюсарний;
8. Креслилка;
9. Керн.

Порядок проведення роботи

На контактних поверхнях зразків розмітити осі симетрії. За допомогою трикутника на бічну поверхню зразків перенести осьові лінії. На осях бічних поверхонь (на половині висоти зразків) завдати дві мітки кернами або чорнилом. По них мітках надалі визначаються положення осей зразків після осадки.

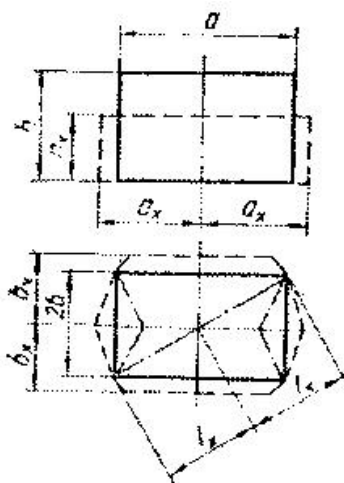


Рисунок 38. Зразок

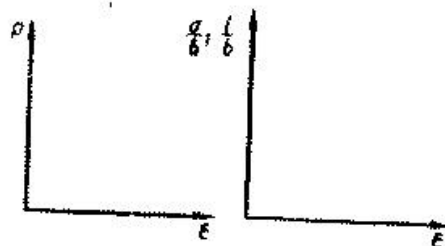


Рисунок 39. Зразок

Розмір осадки зразків контролювати вимірювальною лінійкою. Після кожній осадки зразка заміряти периметр отриманого перетину. Для цього зразок установити контактною поверхнею на листі папери до осадки і кресилкою обвести периметр підстави. Після кожній осадки зразок установлювати на цей же лист паперу так, щоб лінійка від керна проектувалася на осі попереднього зображення, і окреслювати отримані периметри підстави зразка. Для приклада на рис. 38 схематично показаний перетин призматичного зразка до і після осадки. Осіданню треба піддавати по два зразка кожного виду. При цьому один зразок кожного виду обезжирюють ефіром або спиртом, а контактні поверхні іншого зразка змащують рослинною або мінеральною олією. В усіх випадках варто одержати 3...4 ступеня обтиснення приблизно по 10... 12 мм кожний. Після кожного обтиснення треба фіксувати форму і розміри поперечного перегину, а також зусилля деформації.

На підставі отриманих даних побудувати графіки залежності зусилля деформації від ступеня деформації, а також графік залежності відношення полуосей від ступеня деформації (рис. 39).

Результати виміру занести в табл. 1.

Форма зразка	Розміри зразка до деформації, мм	Розмір обтиснення, мм	Розміри зразка після деформації, мм						Співвідношення полувісей	Підсилення деформації. Н
			висота зразку	верхньої торцевої поверхні	верхнього випучування	посередині	нижнього випучування	нижньої торцевої поверхні		

Зміст звіту

1. Виконати креслення зразка до деформації і після деформації.
2. Визначити відношення полувісей $l_1 / d_1; a_x / b_x$ і ступінь деформації $\varepsilon_x = (h_0 - h_x) / h_0$.
3. Заповнити табл. 3.1.
4. Побудувати графік залежності зусилля деформації від ступеня деформації.
5. Побудувати графік залежності зміни відношення полуосей від ступеня деформації.

Контрольні питання

1. Чинники, що впливають на бочкообразування при осадці циліндричних зразків.
2. Практичне застосування закону найменшого опору.
3. Чому при осадці призматичних зразків перетин ринеться до форми кола?

Література: [12-14].

Лабораторна робота № 4

ВЧЕННЯ НЕОДНОРІДНОСТІ ДЕФОРМАЦІЇ ПРИ ОСАДЦІ

Мета роботи. Вивчення нерівномірності деформацій і методики розподілу деформації при осадці за допомогою координатної сітки, а також розподіл сил тертя на контактній поверхні.

Загальні відомості. Механічна схема деформації, тобто сукупність схеми головних напруг і схеми головних деформацій при осадці циліндричних заготовок у плоских плитах визначається головним чином умовами контактного тертя і відношенням розмірів заготівлі (d/h або h/d , що у сукупності визначають граничні умови. Механічна схема деформації при осадці залежить також від властивостей металу й умов деформації.

При відсутності сил зовнішнього тертя або порівняно невеличкому їхньому розміру, напружена стан металу при осадці характеризується лінійною схемою напруженого стану (рис. 40, а).

Практично в процесі осадки заготовки на контактній поверхні виникають сила тертя, що визначають схему напруженого стану в різноманітних зонах обсягу. При цьому схема напруженого стану залежить від розмірів заготовки.

При осадці високих заготовок вплив сил контактного тертя відповідно до принципу Сен-Венана загасає в міру видалення від контактних поверхонь. Тому в середній зоні заготовки виникає лінійна схема напруженого стану (рис. 40, б).

При осадці низьких заготовок майже у всьому обсязі заготовки виникає схема всебічного нерівномірного стиску, за винятком зон, розташованих близько до бічної поверхні, де має місце об'ємна схема стиску і розтягу (рис. 40, в).

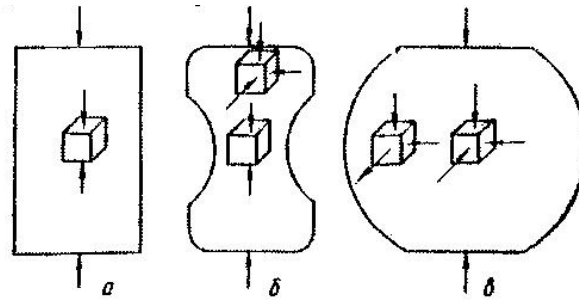


Рисунок 40 Механічна схема деформації при осадці

Наочним прикладом впливу механічної схеми деформації при осадці на неоднорідність деформації є бочкообразна форма осадженого зразка. Проте це зовнішня форма прояву механічної схеми деформації.

При дослідженні заготовки по вертикальній площині симетрії (рис. 41) можна виявити такі три зони нерівномірності деформації:

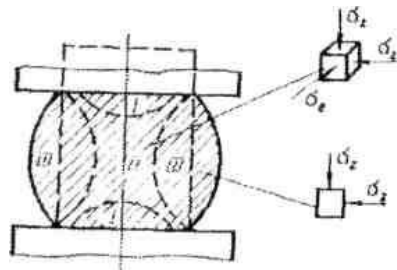


Рисунок 41. Зони деформації

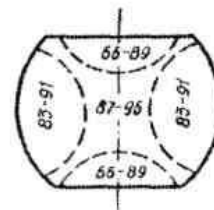


Рисунок 42. Виміри твердості

/ - зона «ускладненої» або «затриманої» деформації, прилягає до торців заготовки, деформується дуже незначно, що пояснюється впливом сил контактного тертя на торцях заготовки, що створюють різко виражену схему всебічного стиску;

// - зона інтенсивної деформації, у якій відбувається інтенсивна течія металу як в осьовому, так і в радіальних напрямках;

/// - зона малої деформації, у якій інтенсивність течії металу менше, ніж у зоні //, і більше, ніж у зоні /. Розміри зони /// залежать від ступеня деформації і розмірів зразків.

При осадці зразків із відношенням $d/h > 1$ зона /// різко зменшується, а зони / і // майже зливаються. При цьому нерівномірність деформації

знижується, і, як слідство, зменшується бочкообразність. Обсяги металу, піддані інтенсивній деформації, надаються максимально зміцненими (при холодній деформації), мають найбільш дрібнозернисту будівлю (при гарячій деформації). Внаслідок цього після осадки твердість і зернистість металу в різноманітних зонах різна.

Нерівномірність деформації є також однією з основних причин утворення поверхневих тріщин на бічній поверхні що осаджуються заготовок із важкодеформованих сталей і сплавів.

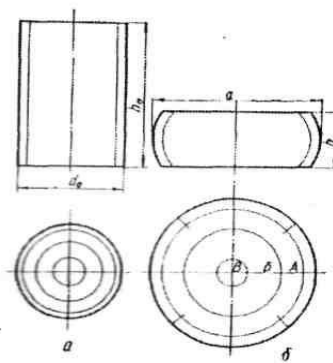


Рисунок 43. Осадка зразка

Утворення різноманітних по інтенсивності зон деформації можна виявити експериментальними методами: осадкою багатошарових зразків (З. Зибель та інші), мікроструктурним аналізом (Г. А. Смирнов-Аляев), осадкою зразків із вгвинченими шурупами (И. И. Павлов), визначенням твердості зразка (С. И. Губкін), осадкою зразків із координатною сіткою (Ф. Кік і ін.).

На рис. 42 показаний розподіл твердості по зонах в осьовому перетині зразка з алюмінієвого сплаву після осадки.

При осадці заготовки контактна поверхня розділяється в загальному випадку (по Унксому Е. П.) на трьох ділянки (зони).

Ділянка *A* - зростання дотичних напруг («зона ковзання»):

$$\text{від } x = 0,5a(d) \text{ до } x = 0,5a - \varphi h,$$

$$\text{де } \varphi = \frac{\ln 2f}{2f} \text{ (} f \text{ - коефіцієнт тертя приймається рівним 0,3... 0,4);}$$

a – або d - ширина або діаметр осаженої заготовки;

h - висота заготовки.

Ділянка B - сталості дотичних напруг («зона гальмування»):

від $x = 0,5a - \varphi h$ до $x = h$.

Ділянка $У$ - зниження дотичних напруг («зона прилипання»):

від $x = h$ до $x = 0$.

Встановити якісну характеристику ншпшу чіл гертя на Юніакійїн поверхні можна шляхом нанесення па торцевій поверхні заготовки (зразка) трьох концентричних рисок, що характери іують шлянки A . B і B (рис 43) Перехід металу і бічної циліндричної поверхні іагопвлі зразка на контактну можна встановити нанесенням на бічній поверхні заготівлі (зразка) ризики по утворюючим (рис. 43, а)

Після осадки зразка радіуси концентричних рисок, близьких до центру, пе імінююгь своїх розмірів (прилипання), а радіуси, близькі до периферії, декілька збідьінаїея (ковзання). Рисикн з бічної поверхні частково перейдуїь на торці зразка (рис. 43, б).

Для виявлення зон деформації можна скористатися такою методикою. У вертикальному осьовому перетині заготовки завдається координатна сітка. Для ціп цілі застосовуються складені з половинок зразки (рис. 44). На одній або обох половинках завдається координатна сітка.

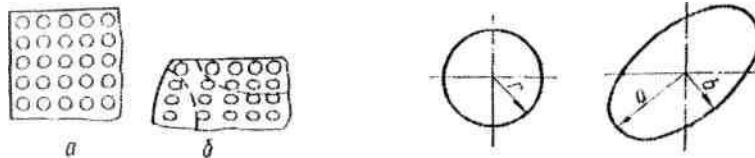


Рисунок 44. Координатна сітка Рисунок 45. Деформація сітки

Потім обидві половинки зразка міцно з'єднуються для того, щоб складовий зразок поводилося як суцільне тіло.

На підставі ступеня зміни розмірів координатної сітки визначається інтенсивність деформації в різноманітних зонах осаженної заготовки. Критерієм оцінки ступеня деформації що деформується обсягу тіла може бути прийнята інтенсивність деформації, виражена в такий спосіб:

$$\varepsilon_i = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2}, \quad (49)$$

де $\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ - значення ступенів деформації.

Ступінь деформації окремих елементів тіла що деформується визначається по формулах:

$$\varepsilon_1 = \ln \frac{a}{r}, \varepsilon_2 = \ln \frac{b}{r}, \quad (50)$$

де a і b - половісі еліпса, отримані після деформації осередків координатної сітки (рис. 44); r - радіус окружності осередку координатної сітки до деформації.

Третя, головна, деформація ε_3 , визначається з умовпостійності об'єму:

$$\varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3 = 0, -\varepsilon_3 = \varepsilon_1 + \varepsilon_2. \quad (51)$$

Матеріали, інструмент, устаткування

1. Свинцеві зразки:

а) циліндричної форми 0,50 мм, висотою 50 і 75 мм - по 8 шт.,

б) прямокутної форми, розмірами 75 × 50 × 50 мм - 8 шт.;

2. Ацетон;

3. Наждаковий дрібнозернистий папір;

4. Клей БФ-2;

5. Гідравлічний прес або універсальна іспитова машина;

6. Нагрівальна піч;

7. Сушильна шафа;

8. Пристосування для нанесення координатної сітки (рис. 24), що складається із корпусу 4, у якому поміщається полонина заготовки 3, кондуктора 2 з отворами 3... 5мм і керна 1;

9. Відліковий мікроскоп;

10.Циркуль;

11. Лінійка.

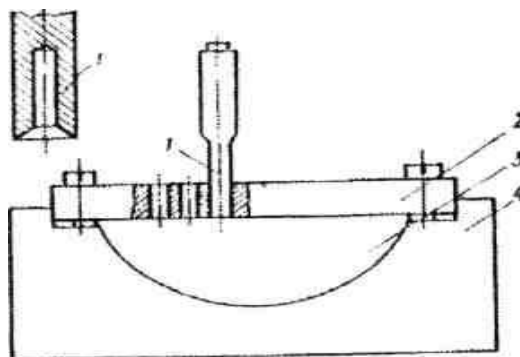


Рисунок 46. Пристосування для нанесення координатної сітки

Порядок проведення роботи

Для виявлення нерівномірності деформації при осадці на поверхні зразків, підлягаючих склеюванню, завдати координатну сітку у виді окружностей 3...5 мм (рис. 44, а). Потім поверхні зразків із нанесеною координатною сіткою прошліфувати на плоскій плиті, покритою дрібнозернистим наждаковим папером, і проміни ацетоном.

Шліфовані поверхні зразків (обидві половинки) покрити тонким прошарком клеючі БФ-2 і просушити приблизно 10... 15 хв, потім ні поверхні вдруге покрити клеєм ПФ-2 і після 2...3 - хвилинного просушування обидві половинки склеїти. Для кращого склеювання обидві половинки зразка затиснути струбциною, зразки помістити в сушильну шафу і сушити при температурі 120 - 140 °С протягом 2...3 год.

Потім остиглі до кімнатної темпера і урн склеєні зразки піддаються осаджуванню на гідравлічному пресі або УІМ з однаковим ступенем деформації.

Деформовані зразки треба роз'єднати в такий спосіб: помістити їх у ванну з ацетоном, де витримати протягом 1...1,5 год., а потім помістити в нагрівальну піч, де протягом 10...15 хвилин витримати при температурі 230...260 °С.

Після цих операції зразки легко розділяються. Після розклеювання зразків потрібно пронумерувати всі осередки координатної сітки і підрахувати інтенсивність їхньої деформації. Зони поверхні зразків з однаковою інтенсивністю деформації обвести плавними кривими (рис. 44, б).

Для виявлення нерівномірності розподілу напруги тертя на контактних поверхнях і переходу металу з бічної циліндричної поверхні на торці зразка, контактну поверхню круглих зразків шліфувати на плоскій плиті, покритою дрібним наждаковим папером.

На шліфовані торці циркулем завдати три окружності у виді рисок радіусами, що відповідають зонам *A*, *B* і *B* (рис. 43).

На бічну поверхню цих же зразків креслилкою завдати риси по утворюючої (рис. 43). Після осадки замірити радіуси концентричних рисок і порівняти з радіусами до осадки.

Зміст звіту

1. Замалювати поверхню зразків із координатною сіткою до і після деформації.
2. Визначити інтенсивність деформації в різноманітних зонах осаджених зразків у залежності від відношення перегину зразка до його початкової висоти.
3. Визначити зони *A*, *B* і *B* у залежності від відношення перетину зразка до його початкової висоти.

Контрольні питання

1. Вплив умови деформування на неоднорідність деформації при осадці.
2. Вплив зовнішнього тертя на неоднорідність деформації.

3. Засоби зменшення неоднорідності деформації.
4. Вплив неоднорідності деформації на якість металу.
5. Причини утворення різноманітних зон тертя на контактній поверхні.

Література: [12-14].

Лабораторна робота № 5

ВИЗНАЧЕННЯ КОЕФІЦІЄНТА ТЕРТЯ ПРИ ПЛАСТИЧНІЙ ДЕФОРМАЦІЇ

Мета роботи. Визначення коефіцієнта контактного тертя шляхом холодної осадки клиновидних зразків.

Загальні відомості. Під контактним або зовнішнім тертям припускається опір, що виникає при переміщенні одного тіла по поверхні іншого. Сила, що переборює цей опір, називається силою тертя.

Всі процеси обробки металів тиском пов'язані з контактним тертям. Контактне тертя - один з основних чинників, що впливають на механічну схему деформації, і, як слідство, - одна з причин неоднорідності деформації.

Наявність контактного тертя при обробці металів тиском призводить до підвищення витрати енергії на деформування. Сутність механізму тертя при обробці тиском полягає в пластичній деформації тонких приконтактних прошарків тіла в результаті деформації всього його обсягу.

На коефіцієнт тертя при пластичній деформації впливають такі основні чинники: стан робочої поверхні інструмента, що давить, стан контактної поверхні тіла що деформується, фізико-механічні і хімічні властивості інструмента, що давить, і тіла що деформується, умови деформації і характер додаток навантаження.

При цьому стан робочої поверхні інструмента, що давить - найбільше сильно чинний чинник.

Явища тертя при пластичній деформації ще недостатньо вивчені, тому для визначення пластичного тертя запропоновано багато формул, у числі яких у порядку допущення в її або іншій формі припадає користуватися законом Амонтона-Кулона:

$$T = \int N, \quad (52)$$

де T - сила тертя;

\int - коефіцієнт тертя;

N - нормальне навантаження.

Для експериментального визначення коефіцієнта тертя при пластичній деформації існують різноманітні методи, у тому числі: метод конічних бойків, метод осадки каблучки, метод бочкообразовання, метод осадки клиновидного зразка й ін.

У даній роботі викладений метод осадки клиновидного зразка, сутність якого заснована на визначенні нейтрального перетину при осадці клиновидного зразка, у якому відсутнє відносне ковзання металу по плитах.

У даному випадку клиновидний зразок з ухилом $\alpha = 7$ (рис. 47) піддається осіданню між похилими плитами (рис. 48).

Нейтральний перетин зразка що осаджується може бути виявлене в такий спосіб:

1. На бічній грані клиновидного зразка завдають вертикальні риски. Після осадки зразка риски скривлюються, за винятком однієї, розташованої на деяких відстанях від кінців зразка, ближче до тонкого кінця (рис. 49). Неіскривленна риска відповідає положенню нейтрального перетину.

2. На контактних поверхнях зразка в процесі осаджування утвориться темна смуга (рис. 50), що визначає нейтральний перетин.

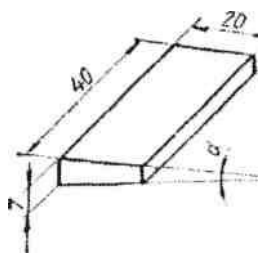


Рисунок 47. Клиновидний зразок

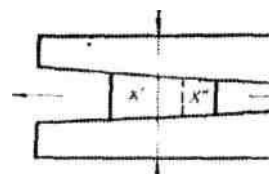


Рисунок 48. Осадка зразка

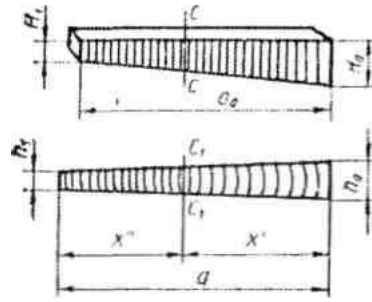


Рис. 49. Зразок після осадки



Рис. 50. Зразок в плані

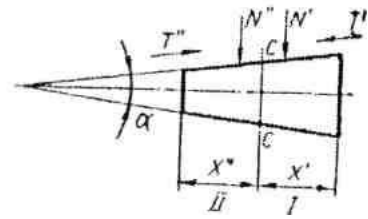


Рис. 51. Схема сил

Положення нейтрального перетину щодо кінців зразка залежить від коефіцієнта тертя і куга клиновидного зразка.

У цьому зв'язку роздивимося систему сил, що діють на зразок (рис. 51). У зоні / на зразок діє нормальна сила N' і сила тертя T' , а в зоні // - N'' і T'' .

Тому що зразок як ціле не переміщається, усі сили знаходяться в рівновазі. Отже, сума проекції всіх сил тертя на горизонтальну вісь дорівнює нулю, або

$$2N'_x + 2N''_x + 2T''_x = 2T'_x, \quad (53)$$

де

$$N'_x = N' \sin \frac{\alpha}{2}; T'_x = T' \cos \frac{\alpha}{2};$$

$$N''_x = N'' \sin \frac{\alpha}{2}; T''_x = T'' \cos \frac{\alpha}{2}.$$

При відсутності прилипання

$$T' = \int N' \text{ і } T'' = \int N'', \quad (54)$$

Нормальні сили можна висловити через питоме зусилля p і площа поверхні зіткнення

$$N' = p'b'_x; N'' = p''b''_x.$$

З огляду на, що в нейтральному перетині зразка горизонтальні проекції нормального зусилля і сили тертя рівні між собою, і підставивши в рівняння

(5.1) значення нормальних зусиль і сил тертя, а також прийнявши питомі зусилля в зонах / і // рівними між собою і скоротивши на pb , получимо

$$(x' + x'') \sin \frac{\alpha}{2} + \int x'' \cos \frac{\alpha}{2} = \int x' \cos \frac{\alpha}{2}, \quad (55)$$

або

$$x' + x'' = \int (x' - x'') \operatorname{ctg} \frac{\alpha}{2}, \quad (56)$$

звідси

$$\int = \frac{x' + x''}{x' - x''} \operatorname{tg} \frac{\alpha}{2}. \quad (57)$$

Знаючи кут клина і вимірявши відстань від нейтральної лінії до кінців зразка, знаходять коефіцієнт тертя по виразу (57).

Як приклад, у нашому випадку вже підраховано, що для одержання $\operatorname{tg}(\alpha / 2) = 0,0612$ необхідно, щоб розміри зразка були такими, як на рисунку 47.

Матеріали, інструмент, устаткування

1. Зразки свинцеві клиновидні - 6 шт.;
2. Бойки з різноманітною шорсткістю робочої поверхні: R_a 2,0 - 2 шт; R_a 0,50 - 2шт. ; R_a 0,125 - 2шт. Розміри бойків: довжина 80 мм, ширина 60 мм, товщина однієї грані 21,5 мм, товщина іншої грані - 20,7 мм;
3. Універсальна іспитова машина або гідравлічний прес.

Порядок проведення роботи

Виготовити свинцеві клиновидні зразки з заданим кутом α (рис. 47). На бічній грані клиновидного зразка завдати вертикальні риски (рис. 49).

Клиновидний зразок помістити між двома похилими плитами з різноманітною шорсткістю контактної поверхні зразка, визначити розташування нейтрального перегину (рис. 49).

Ця нескривленна риска повинна відповідати темній смугі (нейтральному перетину), що утвориться на поверхні зразка при осаджуванні (рис. 50).

По нейтральному перетині зразка визначити лінію поділу C_1C_1 (рис. 50).

Таблиця 2

№ досліду	Ескіз і розміри зразка, мм	Шорсткість контактної поверхні зразка, мм	Швидкість Деформування, c^{-1}	Коефіцієнт тертя	Примітка

Вимірити розміри x' і x'' і при відомому куті клиновидного зразка до визначити коефіцієнт тертя по формулі (5.5) у залежності від стана контактної поверхні.

Зміст звіту

1. Накреслити зразки до і після осадки і зазначити схему осадки зразків між клиновидними бойками.
2. Всі результати іспитів занести в табл. 2.

Контрольні питання

1. Вплив умов деформації на коефіцієнт тертя.
 2. Існуючі методи виміру коефіцієнта тертя.
 3. Вплив коефіцієнта тертя на енергосилові параметри при обробці металів тиском.
 4. Вплив стана контактної поверхні на коефіцієнт тертя.
- Література: [12-14].

Лабораторна робота № 6

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ОСАДЖУВАННЯ ШТАБИ З ЗАТІКАННЯМ МЕТАЛУ У ЩІЛИННІ ОТВОРИ В УМОВАХ ПЛОСКОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

Ціль роботи: Дослідний процес осаджування штаби з затіканням металу у щілинні отвори.

Загальні відомості. Деякі процеси в обробці металів тиском проходять в умовах плоскої деформації, в яких з 3-х імовірних головних деформацій присутні тільки 2. Схема деформації буде мати вигляд:

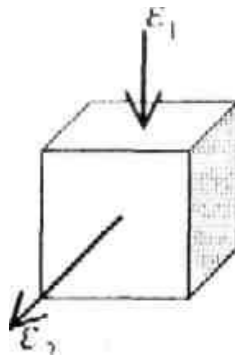


Рисунок 52. Схема плоскої деформації

Під час осаджування нескінченно довгої штаби відбувається стиснення по висоті, та розтягнення по ширині - плоска деформація. Описати плоску деформацію значно простіше, ніж об'ємну. Для вирішення плоских задач в обробці металів тиском з успіхом використовують методи ліній ковзання, інженерний, енергетичний та інші. При використанні енергетичного метода для рішення плоских задач значно спрощується його основне рівняння, в якому потрібний інтеграл, враховуючий потужність яка потрібна на пластичну деформацію змінюється на подвійний, а подвійні інтеграли, враховуючі потужність сил тертя та едвигу, змінюються на прості. Ці упрощення дозволяють розв'язувати цим методом плоскі задачі з багатьма ступенями свободи течії металу.

Для моделювання умов плоскої деформації у експериментальних цілях застосовуються штампи, які обмежують переміщення металу в процесі обробки тиском по якій-небудь з координатних вісси.

Як приклад плоскої задачі з багатьма ступенями свободи течії металу можна навести процес осаджування нескінченно довгої штаби І затіканням металу у щільові отвори (рис. 53)

З рисунка видно, що при переміщенні пуансона 2 вниз відбувається осаджування штаби 5 з переміщенням металу у щільові отвори, які є між вставками 3 та у сторону вільної поверхні.

Пересування металу по координаті у перешкоджають бокові обмежувачі, та направляючі 4.

Таким чином, налічується 5 ступенів свободи течії металу.

Існують так звані лінії розділу течій металу з координатами x_1, x_2, x_3 (див.рис. 24), які є межами протилежних течій металу. Так наприклад частина металу, яка знаходиться зліва від лінії x_1 переміщується у сторону вільної поверхні, а з права - у щільовий отвір довжиною t_1 .

Пластична деформація металу відбувається не одразу по всій товщині металу, а лише на величину h_1, h_2, h_3 , серед яких h_1 дорівнює товщині металу, а h_2 та h_3 менші.

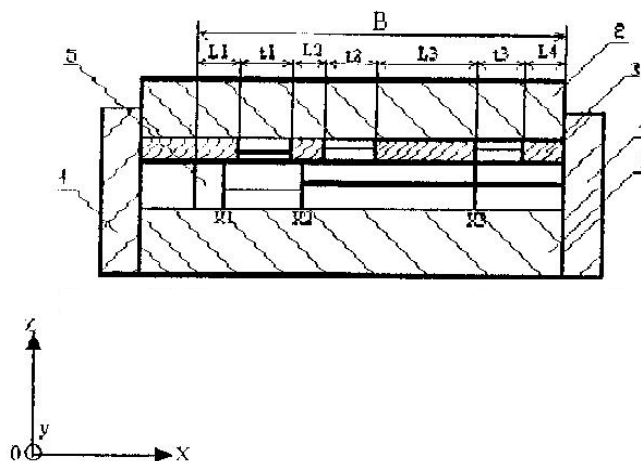


Рисунок 53. Штамп для осаджування нескінченно довгої штаби

При рішенні задачі осаджування штаби у щільові отвори за допомогою енергетичного методу отримано рівняння сили осаджування як функція:

$$P = f(\sigma_s; x_i; L_i; t_i; h_i; \mu); \quad (58)$$

де: σ_s - межа текучості;

x_i - координати ліній розділу течій металу;

L_i - довжини вставок пуансону;

t_i - довжини щілинних отворів;

h_i - товщини полоси та пластично здеформованих зон.

μ - коефіцієнт тертя Зібеля.

Параметрами рівняння, які варіюються є x_i та h_i . Згідно з принципом мінімуму енергії деформації істине значення цих параметрів буде при мінімально можливому значенні P , для відшукування якого використає метод покоординатного зпуску у програмі "Рель'єф".

Матеріали, інструменти, обладнання

1. Штамп експериментальний,
2. Свинцеві зразки $15 \times 45 \times 40$,
3. Випробувальна машина УІМ- 50,
4. ПК,
5. Прикладна програма "Рель'єф",
6. Штангенциркуль,
7. Лінійка,
8. Слюсарський інструмент.

Порядок проведення лабораторної роботи

Процес осаджування штаби з затіканням металу в щілинні отвори розглянемо експериментально за допомогою штампа (рис. 53). Використовуються свинцеві зразки які складаються з двох половин. На

поверхнях половин тазків, які складаються з нанесення кресленої координатної сітки з ортогональних ліній з шагом 1мм. Покласти зразок на матрицю 1 штампа експериментального таким чином, щоб одна бокова поверхня зразка залишалась вільною, а три інші щільно притискалися до обмежувачів і направляючої, затягнути болти на направляючих та обмежувачах. На пуансоні 2 встанови направляючі вставки 3 таким чином, щоб одна вставка притискала до поверхні направляючої (див. рис. 53). Виміряти розміри L_1, t_1, L_2, t_2, L_3 та призвести осаджування штаби на 10 - 15% на машині У ІМ - 50. Зняти показник максимальної сили осаджування.

Після осаджування виміряти величини $h_1, d_1, d_2, x_1, x_2, x_3, h_2, h_3$. Координати x відповідають вертикальним рискам, які не скривляються, а величина h відповідають товщина зразка на яких відбулось покривлення координатної сітки.

Результати вимірювання занести до таблиці 3. За допомогою програми "Рель'єф" на ПК призвести розрахунок кінцевого формозмінення та зусилля осаджування.

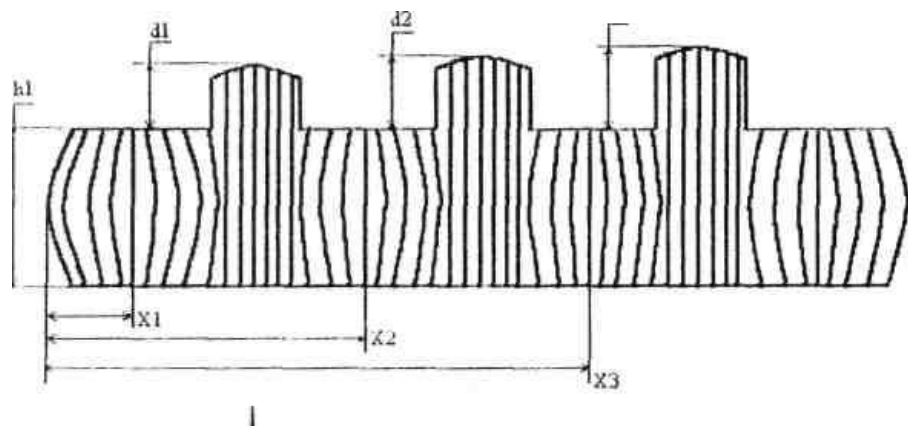


Рисунок 54. Зразок після осаджування

Коефіцієнт тертя $\mu = 0,25$; $\sigma_s = 12,2$ МПа; данні L та t взяти з результатів вимірювання.

Таблиця 3.

Результати	Розміри зразка після деформування кізка після						Зусилля Р	Розміри матриці і щілинних отворів				
	d_1	d_2	h_2	h_3	x_1	x_2		L_1	L_2	L_3		t_2
Експерименту												
Розрахунку												
Відхилення, %												

Зміст звіту

1. Надати ескіз штампу експериментального, схему нанесення координатної сітки та місць вимірів,
2. Заповнити таблицю 3.
3. Зробити висновки.

Контрольні питання

1. Суть процесу плоскої деформації, його моделювання,
2. Методи вирішення плоских задач.
3. Які параметри варіюються при мінімізації рівняння сили осаджування штаби і затіканням металу у щілинні отвори?

Література: [12-14].

Література

1. Одинг И.А. Теории дислокацій в металлах и ее применение. Изд-во АН СССР, 1959.
2. Коттрелл А.К. Дислокации и пластическое течение в кристаллах. Металлургиздат, 1958.
3. Зуев М.И. и др. Пластичность стали при высоких температурах. Металлургиздат, 1958.
4. Прокатное производство. Справочник т.1. Металлургиздат, 1962.
5. Соколов Л.Д. Сопротивление металлов пластической деформации. Металлургиздат, 1963.
6. Данченко В.М., Гринкевич В.О., Головкин О.М. Теорія процесів обробки металів тиском: Підручник. - Дніпропетровськ: Пороги, 2008. - 370с.
7. Тарновский И.Я. и др. Механические свойства стали при горячей обработке давлением. Металлургиздат, 1960.
8. Чекмарев А.П., Риднер З.А. Истинное сопротивление пластическому деформированию углеродистых сталей при высоких температурах. Сб. трудов. Ин-та черной металлургии «Прокатное производство», т. XI, вып.2. Изд-во АН УССР, 1957, с.71.
9. Зюзин В.И., Бровман М.Я., Мельникова А.Ф. Сопротивление деформации сталей при горячей прокатке. Изд-во «Металлургия», 1964.
10. Чертаевских А.К. Трение и смазки при обработке металлов давлением. Металлургиздат, 1949.
11. Работнов Ю.Н. Сопротивление материалов. Фитматгиз, 1962.
12. Елестратов В.А. Теория обработки металлов давлением. Харьков. Вища школа. изд-во при Харьковском университете – 248с.
13. Елестратов В.А. Теория обработки металлов давлением. Сборник задач и упражнений - Харьков. Вища школа. изд-во при Харьковском университете, 1984 -101с.
14. Сторожев М.В., Попов Е.А. Теория обработки металлов давлением. – М.: Машиностроение, 1967- 423с.

15. Ильющин А.А. Пластичность. Гостехиздат, 1948.
16. Безухов Н.И. Основы теории упругости, пластичности и ползучести. Высшая школа, 1961.
17. Онищенко И.И. Механика сплошной среды. Теория пластичности – К.: Политехник, 1996. – 274 с.
19. Теория прокатки. Справочник //Целиков А.И., Томленов А.Д., Зюзин В. И., и др. Под редакцией Зюзина В. И., и Третьякова А.В. М.: Металлургия, 1982. – 335с.
20. Полухин П.И., Горелик С.С., Воронцов В.К. Физические основы пластической деформации. Учебное пособие для вузов. - М.: Металлургия, 1982. - 584 с.
21. Гун І.Я. Математическое моделирование процессов обработки металлов давлением. - М.: Металлургия, 1983. - 352 с.
22. Данченко В.М. Обробка металів тиском: Навчальний посібник для студентів вищих навчальних закладів за напрямком "Металургія". - Дніпропетровськ: Пороги, 2006.-183 с.
23. Кайбышев О.А. Пластичность и сверхпластичность металлов. - М.: Металлургия, 1975 - 279 с.
24. Губенко С.И., Парусов В.В. Деформация металлических материалов: Учебное пособие для вузов. - Днепропетровск: Арт Пресс, 2006. 316 с.
25. Губенко С.И., Большаков В.И. Физические основы пластической деформации металлов: Учебное пособие для вузов. - Днепропетровск: ПГАСА, 2004. - 126 с.
26. Серета Б.П. Обробка металів тиском. Навч. посібник. – Запоріжжя: Вид-во ЗДІА, 2009 – 344 с.
27. Серета Б.П. Прокатне виробництво. Навч. посібник. – Запоріжжя: Вид-во ЗДІА, 2008 – 312 с.

28. Серода Б.П. Металознавство та термічна обробка чорних та кольорових металів. Підручник. Запорожжє: Вид-во ЗДІА, 2008 - 302с.
29. Грудєв А.П. Теория прокатки. М.: Металургія, 1988. – 240с.
30. Смирнов В.С. Теорія прокатки. М.: Металургія, 1979. – 240с.