

УДК 539.3:4

М.Г. Чаусов¹, д-р техн. наук, О.Е. Засимчук², д-р фіз.-мат.наук, К.М. Волянська¹, асп.,
1 – Національний університет біоресурсів і природокористування України, м. Київ, Україна,
2 – Інститут металофізики ім. Г.В. Курдюмова НАН України, м. Київ, Україна

ДОСЛІДЖЕННЯ ПРОЦЕСУ ПРОЯВИ ПЛОЩАДОК ТЕКУЧОСТІ ПРИ ІМПУЛЬСНИХ ПІДВАНТАЖЕННЯХ АЛЮМІНІЄВИХ СПЛАВІВ

Впервые, при одноразовых импульсных подгрузках листовых алюминиевых сплавов Д16 и 2024-Т3 при комнатной температуре, при заданном уровне статической деформации, при последующем статическом растяжении экспериментально зафиксированы площадки текучести различной протяженности. Предложена физическая и математическая модель данного процесса.

Stretching platforms of fluidity of various extent are experimentally fixed for the first time at disposable pulse loadings of sheet aluminium alloys D16 and 2024-T3 at the set level of static deformation at room temperature at the subsequent static. The physical and mathematical model of the given process is offered.

Вступ.

Здатність полікристалічних матеріалів при певних температурно-швидкісних умовах випробування проявляти аномально високе видовження в сотні і, навіть, в тисячі процентів при відносно низьких напруженнях текучості прийнято називати надпластичністю [1, 2].

Температурний інтервал існування структурної надпластичності досить широкий. Різноманітний для різних металів і сплавів, він може знаходитись в межах від температури початку рекристалізації, рівної $0,4 \cdot T_{пл}$, до температур, ближчих до температури плавлення.

Для переважної більшості досліджених матеріалів і сплавів оптимальний інтервал швидкостей деформації, що відповідає структурній надпластичності, складає $10^{-2} - 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

Надпластичність, як правило, реалізується в металах і в сплавах з особливо дрібним або ультрадрібним зерном з розміром зерна менш ніж 10 мкм.

Характерною особливістю надпластичних деформацій є також те, що напруження текучості значно нижче межі текучості пластичних матеріалів.

Матеріали в стані надпластичності практично не здатні деформаційно зміцнюватись ($n \rightarrow 0$) і при цьому «шийка» не утворюється.

Експериментально встановлено, що основними механізмами надпластичної деформації (НПД) є зернограничне ковзання, дифузійна повзучість і внутрішньо-зернове ковзання.

Природа в'язкої текучості матеріалів, що проявляють надпластичність і квазінадпластичність (подібність найпластичному стану) пов'язана з дифузійним масоперенесенням по границям і близько границь зерен. З реологічної точки зору, в'язка текучість може бути приписана квазірідкій фазі деформуючого матеріалу. Термодинамічний підхід дозволяє показати можливість формування квазірідкої фази по межах зерен дрібнозернистих матеріалів і сплавів в процесі надпластичної деформації [2]. На цю важливу деталь ми особливо акцентуємо увагу, так як вона дозволяє пояснити ефекти прояву квазінадпластичності при імпульсних підвантаженнях листових матеріалів.

Основні механізми, що пояснюють стан надпластичності, базуються на припущенні існування ділянок рідкої фази по границям зерен, чи рідких границь при високих температурах, які сприяють зернограничному проковзуванню. Це припущення отримало експериментальне підтвердження [3].

Вочевидь, у випадку високошвидкісної надпластичності існує ряд додаткових факторів, які підвищують ймовірність присутності рідкої фази на границях зерен. Одним з них є температура, при якій проявляється високошвидкісна надпластичність, від $0,95 T_{пл}$ до $T_{пл}$. Окрім того, помітний адіабатичний нагрів в результаті високих швидкостей деформації є додатковим фактором, який підвищує ймовірність появи рідкої фази по границям зерен [1].

З вищеприведеного слідує висновок, що при різних видах прояви надпластичності принципове значення для аналізу надпластичної деформації має наявність в'язко-рідкої структури в матеріалі.

Проте, ймовірно, вперше було встановлено [4, 5], що при багаторазових імпульсних підвантаженнях гладких циліндричних зразків з нержавіючої сталі і алюмінієвого сплаву Д16 за кімнатної температури, при наступному статичному навантаженні при тій же температурі, матеріали починають проявляти властивості квазінадпластичності в початковий момент деформування. Цей ефект автори пояснюють утворенням при динамічних незрівноважених процесах тонкополосової (аморфно-подібної) дисипативної структури, пов'язаної в об'ємі матеріалу на різних

масштабних рівнях, яка експериментально зафіксована з використанням прямого фізичного методу, – методу трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) [4, 5].

Таким чином стає очевидним, що при різких змінах в режимі навантаження зразка, матеріал навіть при кімнатній температурі проявляє схильність до самоорганізації, в результаті якої виникають короточасні істотні структурні зміни в матеріалі, що призводить до утворення аморфно-подібної (в'язко-рідкої) структури.

Метою цього дослідження є встановлення умов прояви ефекту структурної квазінадпластичності при імпульсних підвантаженнях листових пластичних матеріалів за кімнатної температури і з'ясування впливу початкової статичної деформації, при якій здійснюються імпульсні підвантаження і інтенсивності імпульсних підвантажень на протяжність зон, подібних надпластичності. Цікавими є також досліди по оцінці змін механічних властивостей листових матеріалів після реалізації стану квазінадпластичності.

Результати експериментів.

Всі експерименти проводились за методикою, описаною в роботах [5...7] при кімнатній температурі.

Дослідження проводили на плоских зразках (рис. 1.) з алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-Т3 шириною 10 мм і товщиною 1,5; 3мм.

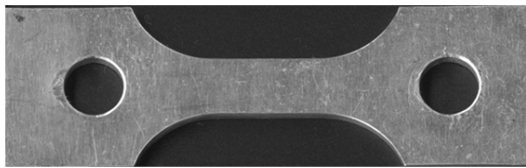


Рис. 1. Зразок для випробувань

На рис. 2. а, б, в, представлені характерні криві деформації сплаву Д16 при зростаючій інтенсивності імпульсних підвантажень. Рівень початкової статичної деформації, при якій здійснювались імпульсні навантаження, був практично однаковий 3,92...3,97%. Тут же на рис. 2, г, криві деформації сплаву Д16, з урахуванням зростаючої інтенсивності імпульсних підвантажень (криві 1, 2, 3), порівнюються з кривою деформації сплаву при статичному навантаженні (крива 4).

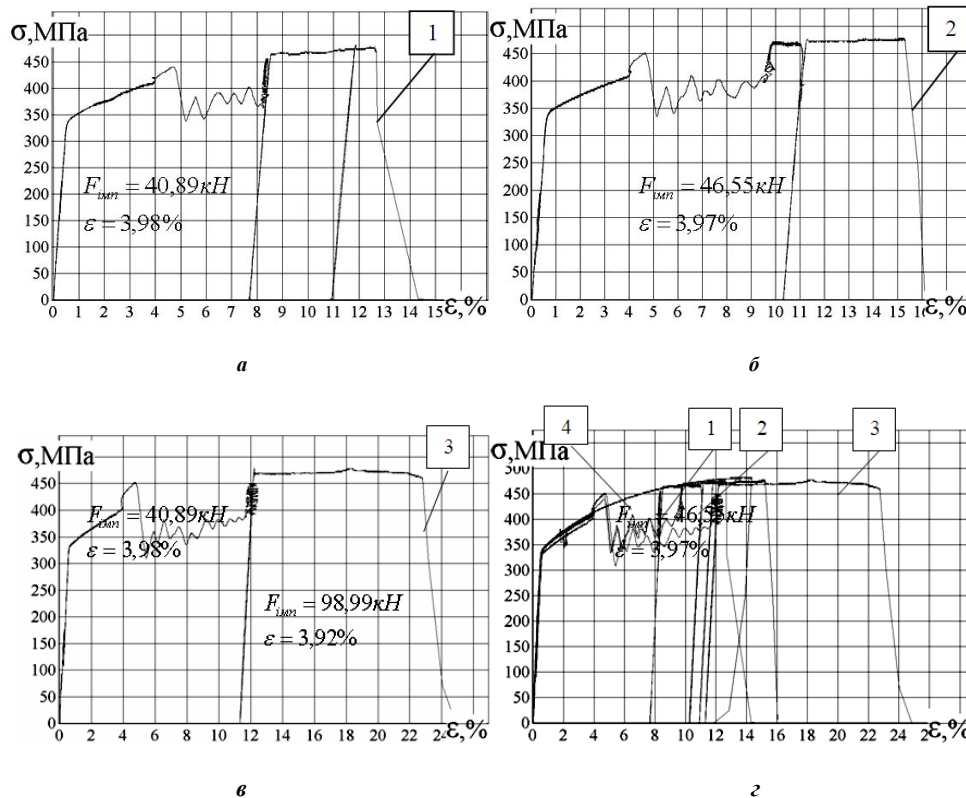


Рис. 2. Криві деформації сплаву Д16 при зростаючій інтенсивності імпульсних відвантажень (а, б, в) і статичному розтязі (г)

Аналіз результатів експериментів дозволяє зробити ряд важливих висновків. По-перше, даний процес деформації можна поділити на 4 стадії. Початкова стадія, це типова стадія зміцнення пластичного деформування листових матеріалів при явній відсутності площадок текучості. На другій стадії, при імпульсному вводит енергії в матеріал, проявляються «аномальні» властивості розміщення, пов'язані з утворенням дисипативної тонкопалосової структури в матеріалах. На третій стадії, при подальшому статичному деформуванні, явно фіксуються площадки текучості різноманітної протяжності. І на останній стадії відбувається звичайна деформація гібридного полікристалічного матеріалу з утвореною новою структурою, яка не має відношення до надпластичної деформації.

По-друге, можна зробити однозначний висновок про те, що протяжність площадок текучості залежить від інтенсивності імпульсних підвантажень. Окрім того, після імпульсних підвантажень механічні властивості сплаву можуть істотно відрізнитись від механічних властивостей сплавів при статичному навантаженні. Так, зокрема при

незначному зменшенні міцнісних властивостей (\approx на 5%) пластичність сплаву Д16 збільшилась більше ніж на 40% (див. криву 3 на рис. 2)

На рис. 3 а, б, в представлені аналогічні результати досліджень листового алюмінієвого сплаву 2024-T3 при зростаючій інтенсивності імпульсних підвантажень. Рівень статичної деформації, при якій здійснювалось імпульсне підвантаження зразків, змінювався в межах 1,33...2,05%.

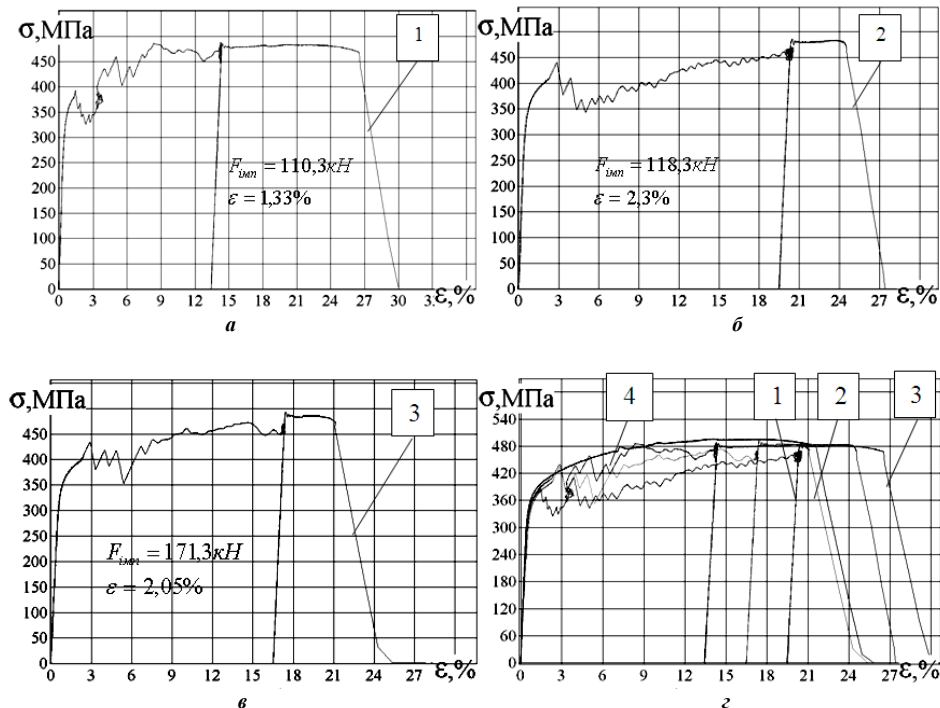


Рис. 3. Криві деформації сплаву 2024-T3 при зростаючій інтенсивності імпульсних підвантажень (а, б, в) і статичному розтязі (г)

Порівняння результатів випробувань сплаву 2024-T3 при статичному навантаженні (крива 4) і складних режимах навантаження, з урахуванням імпульсних підвантажень, показано на рис. 3 г. Відмітимо, що тенденція до прояви площадок текучості в сплаві 2024-T3 після одноразових імпульсних підвантажень зберігається. Однак, їх протяжність при збільшенні інтенсивності імпульсних підвантажень, порівняно із сплавом Д16, навпаки зменшується. Імовірно, це пов'язано з тим, що існує граничний рівень деформації сплаву при такому складному режимі навантаження. Збільшення складової деформації на ділянці утворення дисипативної структури в матеріалі, автоматично призводить до зменшення складової деформації при повторному статичному розтязі. З іншого боку, процес самоорганізації матеріалу при імпульсних підвантаженнях настільки складний і залежить, як вже не одноразово відмічалось раніше [4...6], від цілого ряду факторів: рівня початкової статичної деформації, при якій здійснюються імпульсні підвантаження зразків матеріалу; інтенсивності імпульсних підвантажень; багаторазовості імпульсних підвантажень.

Тому не можна заперечувати і той факт, що і сама зміна рівня початкової пластичної деформації, при якій відбувались імпульсні підвантаження, в сторону зменшення в 2 – 3 рази, могла призвести до подібного результату.

З іншого боку важливо відмітити, що практично у всіх випадках складного навантаження рівень загальної деформації сплаву 2024-T3 перевищує рівень деформації при статичному навантаженні (порівняй криві 1,2,3 з кривою 4 на рис.3, г), тобто сплав реально пластифікується.

Моделювання процесу.

З приведених експериментальних даних про ефекти проявлення площадок текучості при імпульсних підвантаженнях листових матеріалів з точки зору механіки деформівного твердого тіла принципове значення має розроблення загального підходу для аналізу даного явища.

З фізичної точки зору очевидно, що даний процес безпосередньо пов'язаний з наявністю в матеріалі об'єму новоствореної тонкопалосової (аморфно-подібної) структури. Причому, так як всі дослідження проводились за кімнатної температури, то два основних механізми, що властиві надпластичній деформації – дифузійна повзучість і внутрішньо-зернове ковзання в даному випадку відсутні. Очевидно також і те, що в процесі імпульсного вводу енергії в матеріал, коли присутній помітний локальний адіабатичний розігрів в матеріалі, тонкопалосова структура охоплює значні об'єми (блоки) матеріалу, розмір яких на порядки перевищує розмір вихідних зерен.

В цьому, ймовірно, і полягає основна різниця між процесом надпластичної деформації і явищем проявлення площадок текучості при імпульсних підвантаженнях при кімнатній температурі.

При надпластичній деформації основним механізмом являється зернограничне проковзування, в досліджуваному випадку – проковзування між блоками матеріалу. Як наслідок, протяжність площадок текучості матеріалу при імпульсних підвантаженнях значно менше загальної деформації матеріалу при надпластичності.

На рис. 4. подані відома і запропонована схеми процесу і реальні структури матеріалів при надпластичній деформації і після імпульсних підвантажень.

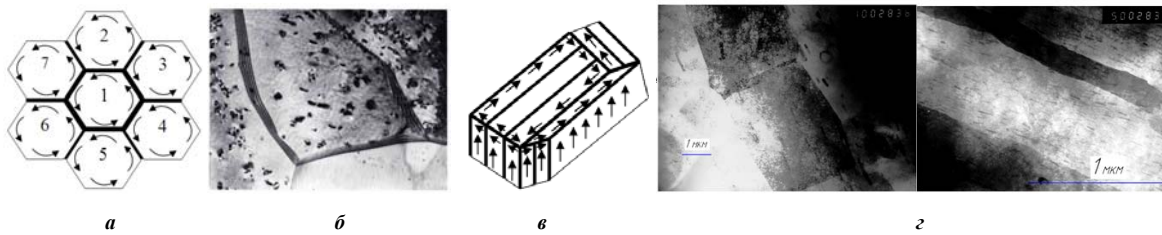


Рис. 4. Макромеханізми деформації: а, б – надпластичного матеріалу; в, г – сплаву Д16 після імпульсних підвантажень

Виявлена аналогія в процесах деформування матеріалів при надпластичній деформації і після імпульсних підвантажень дозволяє використовувати загальний підхід теорії надпластичності для прогнозування утворення і протяжності площадок текучості після імпульсних підвантажень листових матеріалів [1].

Цей підхід полягає в тому, що залежність інтенсивності напружень від інтенсивності швидкостей деформації в рамках гіпотези єдиної кривої можна виразити співвідношенням через нелінійну функцію зсувної в'язкості μ , яка

в загальному випадку залежить від хімічного χ і фазового складу θ , температури T і швидкості деформації $\dot{\epsilon}_i$ (або прикладених напружень σ_i), розміру структурних складових L або Ω і інших параметрів p_i :

$$\sigma_i = 3\mu \cdot \dot{\epsilon}_i, \quad (1)$$

$$\mu = f(\chi, \theta, T, \dot{\epsilon}_i, \Omega, p_i), \quad (2)$$

Для простоти аналізу обмежимося схемою лінійного розтягу, тобто тією схемою, при якій експериментально виявлені ефекти проявлення площадок текучості листових матеріалів при імпульсних підвантаженнях.

Аналогічно вищесказаному вводимо поняття ефективної зсувної в'язкості в процесі утворення дисипативної тонкополосової структури в матеріалі:

$$\mu_{imn} = \frac{\sigma_{imn}}{\dot{\epsilon}_{imn}}, \quad (3)$$

де σ_{imn} – статичне напруження, при якому здійснюються імпульсні підвантаження; $\dot{\epsilon}_{imn}$ – середня швидкість деформації матеріалу в процесі утворення дисипативної структури в матеріалі (%/с) (ділянки «аномального» розміщення матеріалів в процесі імпульсних підвантажень).

На рис. 5. подані залежності ефективної зсувної в'язкості μ_{imn} від середньої швидкості деформації

$\dot{\epsilon}_{imn}$ для двох досліджених алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-Т3.

Очевидно, що чим менше значення ефективної зсувної в'язкості μ_{imn} матеріалу, тим більший об'єм новоствореної тонкополосової (аморфно-подібної) структури в матеріалі. Тому, якщо ввести подібну характеристику для опису процесу текучості матеріалів на площадках текучості, що проявляються при подальшому статичному розтязі μ_{stat} , то з урахуванням постійної швидкості статичної деформації, значення μ_{stat} буде зменшуватися із зменшенням значення μ_{imn} . Експериментальні результати повністю підтверджують дані припущення (див. рис. 2., г, 3, г), так як напруження текучості σ_T на площадках падають при зменшенні величини μ_{imn} .

Таким чином, є нелінійний зв'язок між величинами μ_{imn} і μ_{stat} :

$$\mu_{imn} = K^a \mu_{stat}, \quad (4)$$

де K, a – безрозмірні постійні матеріалів для даного процесу.

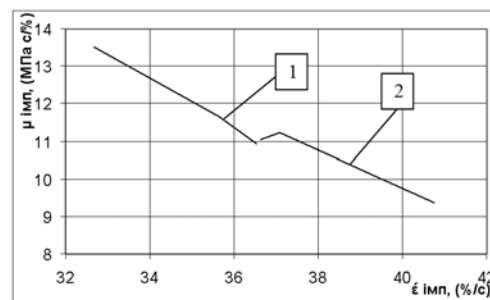


Рис. 5. Залежність ефективної зсувної в'язкості μ_{imn} від швидкості утворення дисипативної структури в матеріалах ($\dot{\epsilon}_{imn}$): 1– сплав Д16; 2 – сплав 2024-Т3

В першому приближенні для оцінки протяжності площадок текучості після імпульсних підвантажень можна використовувати лінійну залежність між μ_{iMn} і μ_{cstat} ($a=1$):

$$\mu_{iMn} = K\mu_{cstat} .$$

В більш наглядному вигляді, протяжність площадок текучості в залежності від інтенсивності імпульсних підвантажень можна подати в наступному вигляді:

$$\varepsilon_{пл.тек} = \varepsilon_{iMn} \frac{\sigma_T}{\sigma_{iMn}} \exp\left(-\frac{\varepsilon_{пoch}}{\varepsilon_{iMn}}\right)^a , \quad (5)$$

де ε_{iMn} – стрибок деформації в процесі імпульсних підвантажень матеріалу; $\varepsilon_{пoch}$ – статична деформація, при якій здійснюються імпульсні підвантаження; a – параметр матеріалу.

На рис. 6 подані значення протяжності площадок текучості $\varepsilon_{пл.тек}$, отримані експериментально для двох алюмінієвих сплавів Д16 і 2024-Т3 і розраховані за формулою 5. Тут значення параметра a для сплавів Д16 і 2024-Т3 приймалось, відповідно, 0,85 і 21,36.

Аналіз отриманих даних вказує на задовільну відповідність експериментальних і розрахункових результатів.

Слід відмітити, що при динамічних незрівноважених процесах в кожному, досить вузькому діапазоні статичних деформацій, при яких здійснюються імпульсні підвантаження із зростаючою інтенсивністю, листовий матеріал реалізує широкий спектр своїх можливостей від практично миттєвого динамічного руйнування, до суттєвої пластифікації з можливим проявленням площадок текучості. Все це пов'язано з поточним структурним станом матеріалу в момент імпульсного вводу енергії тієї, чи іншої інтенсивності.

Тому можливості по модифікації механічних властивостей матеріалів при імпульсному введенні енергії не обмежені.

Висновки:

1. Вперше експериментально виявлені ефекти прояви площадок текучості при одноразових імпульсних підвантаженнях листових алюмінієвих сплавів при кімнатній температурі.
2. Встановлено, що на даний ефект суттєво впливає рівень початкової статичної деформації, при якій здійснюються імпульсні підвантаження і їх інтенсивність. Для досліджених алюмінієвих сплавів цей ефект в найбільшій степені проявляється при рівні початкової статичної деформації, при якій здійснюються імпульсні підвантаження, до 4%.
3. Запропонована фізична і математична модель процесу прояви площадок текучості при імпульсних підвантаженнях листових матеріалів при кімнатній температурі. Результати експериментів і розрахунків мають задовільну відповідність.

Список літератури.

1. Чумаченко Е.Н., Смирнов О.М., Цепин М.А. Сверхпластичность: материалы, теория, технологии / Предисл. Г.Г.Малинецкого. Изд.2-е. –М.: Книжный дом «ЛИБРОКОМ», 2009. -320с.
2. Neih T.G., Wadsworth J., Sherby O.D. Superplasticity in metals and ceramics. Cambridge University Press, 2005. - 274 p.
3. Smirnov O.M. Superplasticity of metals: Phenomenology Based on Rheological Properties and Structural Dynamics. Materials Science Forum 1997, V. 2 – P. 443-452
4. Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Маркашова Л.И., Вильдеман В.Э., Турчак Т.В., Пилипенко А.П., Параца В.Н. Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009 – 75. № 6. – С.52 – 59.
5. Вплив багаторазових змін в режимі навантаження на деформування пластичних матеріалів. Чаусов М.Г., Лучко Й.Й., Пилипенко А.П. та інш. / Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів і конструкцій. Збірник наукових праць. Львів. Каменяр. 2009, вип. 8. - С. 289-298.
6. Чаусов Н.Г., Засимчук Е.Э., Пилипенко А.П., Порохнюк Е.М. Самоорганизация структур листовых материалов при динамических неравновесных процессах // Вестник Тамбовского университета. – Серия: Естественные и технические науки. – 2010. – Т. 15. - № 3. – С. 892-894.

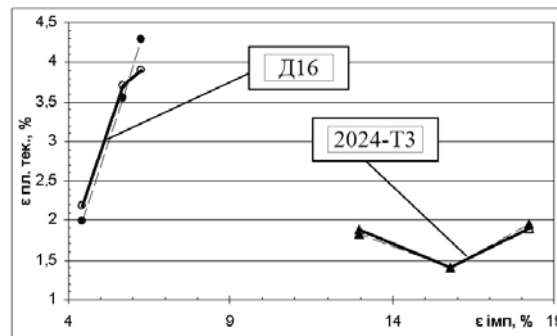


Рис. 6. Залежності між стрибками деформації (ε_{iMn}) в процесі імпульсних підвантажень і протяжністю площадок текучості ($\varepsilon_{пл.тек}$): \circ, Δ – експериментальні дані для сплавів Д16 і 2024-Т3, відповідно, \bullet, \blacktriangle – дані, розраховані за формулою 5