

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ БІОРЕСУРСІВ  
І ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ УКРАЇНИ

# МЕТОДИКА ПОЛІПШЕННЯ ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Науково-методичні рекомендації для підприємств України  
з проектування та виробництва сільськогосподарської техніки

Тернопіль - 2017

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ БІОРЕСУРСІВ  
І ПРИРОДОКОРИСТУВАННЯ УКРАЇНИ

---

---

**МЕТОДИКА ПОЛІПШЕННЯ ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ  
СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО  
НАВАНТАЖЕННЯ**

*Науково-методичні рекомендації для підприємств України  
з проектування та виробництва сільськогосподарської техніки*

---

---

Тернопіль  
2017

УДК 539.3

Ч26

Автори розробки:

М. Г. Чаусов,  
А. П. Пилипенко,  
П. О. Марущак,

докт. техн. наук, професор,  
канд. техн. наук, доцент,  
докт. техн. наук, професор.

Рецензенти:

В. С. Ловейкін,  
В. В. Косарчук,  
І. В. Ориняк,

докт. техн. наук., професор,  
докт. техн. наук, професор,  
докт. техн. наук, професор.

Науково-методичні рекомендації розроблено на основі результатів науково-дослідної роботи «Модифікація механічних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження» і схвалені науково-технічною радою НДІ техніки, енергетики та інформатизації АПК НУБіП України, протокол від 29.09.2017 р. № 2, та секції технічної політики, сільськогосподарського машинобудування й охорони праці Науково-експертної комісії Мінагрополітики та продовольства України, протокол від 24.11.2017 р. № 78.

Ч26 Чаусов М. Г. Методика поліпшення пластичних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження: науково-методичні рекомендації для підприємств України з проектування виробництва сільськогосподарської техніки / М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, П. О. Марущак. – Тернопіль: ФОП Паляниця В. А., 2017. – 48 с.

**ISBN 978-617-7331-46-8**

УДК 539.3

Наведено вказівки щодо модифікації механічних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження з метою поліпшення їх пластичних властивостей.

Для отримання рекомендацій та за додатковою інформацією  
звертатися на кафедру механіки НУБіП України,  
тел. (044) 527-63-25.

03041, м. Київ-41, вул. Героїв оборони, 15.  
Тел. (044) 527-81-54

**ISBN 978-617-7331-46-8**

© М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, П. О. Марущак, 2017  
© Національний університет біоресурсів  
і природокористування України, 2017

## ЗМІСТ

Загальні положення .....	4
Галузь застосування .....	5
Теоретичні передумови розроблення науково-методичних рекомендацій .....	5
Динамічний хаос у пружно-пластичних середовищах .....	5
Рівняння для опису механічної поведінки пластичних матеріалів за динамічних незрівноважених процесів (ДНП) .....	8
Установка для відпрацювання режимів ударно-коливального навантаження .....	11
Вплив ударно-коливального навантаження на зміну механічних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів.....	15
Вплив ударно-коливального навантаження і «охолодження» на зміну механічних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів .....	24
Металофізичні аспекти деформування й руйнування листових високоміцних двофазних титанових сплавів при ударно-коливальному навантаженні .....	26
Обґрунтування оптимальних режимів ударно-коливального навантаження досліджених титанових сплавів, при яких забезпечується максимальне зростання їх пластичних властивостей у порівнянні з вихідним станом .....	38
Поліпшення механічних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження і нанотехнологій .....	40
Висновки і рекомендації .....	43
СПИСОК РЕКОМЕНДОВАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ .....	44



## 1. ЗАГАЛЬНІ ПОЛОЖЕННЯ

Науково-методичні рекомендації регламентують методику поліпшення пластичних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження внаслідок створення динамічних незрівноважених процесів (ДНП).

Результати, отримані авторами раніше, з випробування матеріалів різних класів за умов ударно-коливального навантаження свідчать, що за перехідних режимів навантаження, при коротких імпульсах силового підвантаження, коли є перенесення маси, а дисипація енергії в класичному сенсі (перетворення механічної енергії в тепло) ще не почалася, можливі процеси самоорганізації матеріалів з утворенням нових дисипативних структур. Їх фізичні й механічні властивості суттєво відрізняються від відомих. Експериментально підтверджено, що у матеріалі, навантаженому коротким силовим імпульсом за кімнатних температур, енергія введена в полікристалічне середовище не встигає розсіятись, оскільки дифузійні механізми є надто уповільненими. Вона переходить з макроскопічного рівня на певний проміжний мезоскопічний рівень і витрачається на утворення нових дисипативних структур.

Титанові високоміцні двофазні ( $\alpha+\beta$ )-сплави VT22, VT23, VT23M широко поширені в перспективних конструкціях авіаційної, ракетної, космічної та сільськогосподарської техніки. Порівняно з високоміцними  $\beta$ -сплавами, в титанових ( $\alpha+\beta$ )-сплавах VT22, VT23 і VT23M менше дорогих і дефіцитних легуючих елементів. Вони мають вищі механічні та експлуатаційні властивості основного матеріалу, зокрема зварних з'єднань та підвищені характеристики тріщиностійкості.

Титанові сплави також застосовують у виробках спеціальної техніки, зокрема для захисних пластин сучасних бронежилетів, які виготовляють з сплаву VT23. Проте їх «типовим» недоліком є відносно невисока вихідна пластична деформація. Тому, на практиці, для покращення механічних властивостей двофазних титанових сплавів використовують різні методи, котрі можна об'єднати у дві основні групи.

Методи першої групи пов'язані з термоциклічним обробленням за різних температур і відповідних часових витримок. Методи другої групи містять термосилове навантаження титанових сплавів як за простих схем монотонного навантаження: розтяг, усадка, кручення, розтяг з одновісним крученням, так і за складних режимів термосилового впливу, так званих методів інтенсивного пластичного деформування. Однак застосування цих методів потребує використання дороговартісного технологічного обладнання й складних технологічних процедур термосилового навантажування.

Розроблення ефективного технологічного методу збільшення пластичної деформації титанових сплавів ударно-коливальним навантаженням при кімнатній температурі, який можна реалізувати на будь-якій гідравлічній випробувальній машині, значно здешевлює процедуру об'ємного модифікування матеріалів. Причому, важливим є те, що суттєве зростання пластичних властивостей двофазних високоміцних титанових сплавів отримують без помітного зниження їх міцнісних властивостей.

Науково-методичні рекомендації розроблено на основі загальних підходів проблематики нелінійних динамічних систем, що працюють за межами стану рівноваги. В них також систематизовано використання оригінальних експериментальних результатів з механічної поведінки високоміцних двофазних титанових сплавів за динамічних незрівноважених процесів внаслідок ударно-коливального навантаження, вперше отриманих на кафедрі механіки Національного університету біоресурсів і природокористування України.

## 2. ГАЛУЗЬ ЗАСТОСУВАННЯ

Науково-методичні рекомендації можуть бути використані у дослідно-конструкторських установах, конструкторських бюро та на підприємствах сільськогосподарського машинобудування під час проектування, розроблення та випробувань сучасної сільськогосподарської техніки.

## 3. ТЕОРЕТИЧНІ ПЕРЕДУМОВИ РОЗРОБЛЕННЯ НАУКОВО-МЕТОДИЧНИХ РЕКОМЕНДАЦІЙ

### 3.1. Динамічний хаос у пружно-пластичних середовищах

Класичні методи випробувань для визначення механічних властивостей матеріалів за різних умов навантажування (статичний розтяг, повзучість, довготривала міцність та інші) ґрунтуються на принципі рівноважного стану системи «зразок – випробувальна машина». За таких умов повільна зміна зовнішнього навантаження в будь-який момент часу зрівноважена опором зразка. Отримані при цьому механічні характеристики, наприклад, межу текучості  $\sigma_{0,2}$ , тимчасовий опір або межу міцності  $\sigma_B$ , у подальшому використовують для визначення допустимих напружень  $[\sigma]$ . Проектування деталей за допустимими напруженнями є основним методом розрахунку машинобудівних конструкцій. Він ґрунтується на співставленні внутрішніх зусиль у перерізах і точках, що є найнебезпечнішими, з межею міцності матеріалів.

При імпульсному введенні енергії у будь-яке середовище, виникає динамічний хаос [1-4]. Незрівноважений процес пов'язаний з швидким обміном енергією між системою і зовнішнім середовищем, а також особливостями деяких параметрів стану механічної системи. Ці відмінності (особливості) можуть бути перехідними, у тому сенсі, що вони миттєво з'являються завдяки певній початковій умові та релаксують у разі встановлення рівноваги між системою і зовнішнім середовищем. Проте, ці відмінності можуть бути й постійними, за умови існування відповідних умов, що називають обмеженнями.

Внаслідок постійного або тимчасового впливу обмежень механічна система залишається у незрівноваженому стані. Наслідком цього є те, що її стан набуває здатності змінюватись: локальні відхилення необов'язково компенсуються постійною протидією – вони можуть бути поглинуті або, навіть, підсилені системою і стають джерелом появи новоутворень і різноманітності.

Відомо, що в класичній механіці є два способи опису руху [1,2]. За одного з них за допомогою рівнянь руху визначають координати й імпульси  $N$  часток.

Якщо  $x(t)$  – 6  $N$ -мірний вектор координат та імпульсів, то за рівняннями руху можна знайти залежність  $x = x(x_0, t, t_0)$ . Такому методу в гідродинаміці відповідає метод Лагранжа.

Рух системи часток у класичній теорії можна описати мікроскопічною (індекс «м») функцією розподілу в 6  $N$ -мірному просторі:

$$x = (R, P);$$

$$f_N^m = (x, t) = \delta(x - x(t)); \quad (3.1)$$

$$\int f_N^m(x, t) dx = 1. \quad (3.2)$$

Вона залежить не лише від точки  $x$ , але й від вектора  $x(t)$ . Застосувавши задані рівняння руху (за заданої функції Гамільтона  $H(x)$ ) ця функція задовольняє рівняння

$$\frac{\partial f_N^m}{\partial t} + [H, f_N^m] = 0. \quad (3.3)$$

У гідродинаміці такий метод опису відповідає методу Ейлера. В квантовій механіці замість (3.3) використовують відповідне рівняння матриці густини суто квантомеханічного стану (чистого ансамблю). Воно пов'язане з хвильовою функцією системи  $\psi(q, t)$  співвідношенням

$$\rho_N^m(q', q'', t) = \psi_N^*(q'', t) \cdot \psi_N(q', t) \quad (3.4)$$

і за заданого оператора Гамільтона задовільняє рівняння:

$$\frac{\partial \rho_N^m}{\partial t} + \{H, \rho_N^m\} = 0. \quad (3.5)$$

Інформацію про початкові умови  $x_0$  задають функцією розподілу  $f_N(x_0, t)$ . Якщо залишити рівняння руху попереднього вигляду, за якого динаміка є детермінованою, то рівняння функцій розподілу і матриці густини  $\langle \rangle$  – усереднення за початковими умовами співпадають за виглядом з рівняннями (3.3), (3.5) для відповідних мікроскопічних функцій:

$$f_N(x, t) = \langle f_N^m(x, t) \rangle = ;$$

$$\rho_N(q', q'', t) = \langle \rho_N^m \rangle. \quad (3.6)$$

Це зумовлено двома причинами: лінійністю рівнянь і тим, що початкові умови є параметрами міри незмінності рівнянь руху часток. Рівняння функцій

розподілу (3.6) при цьому є зворотними, а фазовий об'єм протягом еволюції – незмінним.

Зрозуміло, що розкид початкових умов є не єдиним чинником неповноти опису. За складного руху, особливо за наявності динамічної нестійкості, опис еволюції всіх просторово-часових масштабних рівнів стає неможливим. Відбувається згладження (усереднення) за фізично нескінченно малим часовим інтервалом  $\tau_{cp}$  або відповідним об'ємом. Це є можливим за умови введення початкових дрібномасштабних кореляцій – тобто часткового послаблення початкових кореляцій. Рівняння функцій (3.6) за таких умов відмінні від (3.3), (3.5) і є незворотними.

Таким чином, для коректного опису незворотних процесів слід враховувати вплив дрібномасштабних кореляцій, які послаблюються протягом часу, меншого періоду релаксації.

Відповідне кінетичне рівняння для функції  $\overline{N}_a$  або  $f_a$  має вигляд:

$$\frac{\partial \overline{N}_a}{\partial t} + v \frac{\partial \overline{N}_a}{\partial r} + F \frac{\partial \overline{N}_a}{\partial t} = I_a(x, t), \quad (3.7)$$

де  $I_a(x, t)$  – інтеграл зіткнень.

Його конкретний вигляд, може, відрізнятись для різних систем. Однак у всіх випадках рівняння (3.7) описує незворотний процес релаксації до зрівноваженого стану. Нехтування флуктуаціями функції розподілу спричиняє істотні обмеження. Саме при цьому випадають з розгляду такі функціональні явища, як броунівський рух, розсіювання світла, турбулентність.

Дрібномасштабні функції належать до кінетичних флуктуацій і залежать від атомарної структури системи. За гідродинамічного опису розглядають великомасштабні флуктуації, коли кореляції флуктуацій і тривалість релаксації залежать від розміру системи.

Так поведінка флуктуацій забезпечує можливість незрівноважених фазових переходів, які є причиною виникнення дисипативних структур: комірок Бенара, вихорів Тейлора, автохвиль за реакції Білоусова-Жаботинського, дисипативних структур у вигляді тонких смуг (каналів) в пластичних матеріалах [1-3].

Інтеграл зіткнення описує дисипацію, зумовлену дрібно- і великомасштабними флуктуаціями. При цьому енергія стає змінною нелінійною динаміки і замість дискретного стану перетворюється на флуктуючу енергію  $\Delta E$ , яка задовольняє умову:

$$\Delta E \cdot \Delta t \geq 1/2. \quad (3.8)$$

Тобто, виникають резонанси енергії. За їх виникнення, дисипативні системи стають неінтегрованими.

Перехід від інтегрованих систем до неінтегрованих зумовлює фундаментальні відмінності їх математичного опису. Виникає потреба в

спеціальних операторах – некомутаційних, недистрибутивних. Тому математичний опис динамічних процесів у різних середовищах за імпульсного введення енергії є надзвичайно складним. На нашу думку, математичні підходи до опису подібних процесів у пружно-пластичних середовищах, наразі практично відсутні. Це стосується також кількісного опису явищ, розглянутих в даній роботі. Зазвичай початок хаосу пов'язують з існуванням нестійких нерухомих точок відображення Пуанкаре [1-3].

Доказ хаотичності на основі будь-якого визначення хаосу, навіть для системи з одним ступенем вільності, є ускладненим. Апарат параметричних відображень Пуанкаре дозволяє лише визначити фазові траєкторії руху лагранжевих часток нестисненого середовища на площині й описати перехід до хаосу у в'язко-пластичному середовищі [4]. А як це співвідноситься з реальними механічними властивостями конструкційних матеріалів і як впливає на процес динамічного хаосу в матеріалах, величину конкретного імпульсу збурення – сучасні математичні моделі наразі описати не в змозі. Зрозуміло, лише, що побудова динамічних рівнянь потребує обмеження кількості змінних і введення певних припущень.

Зокрема, І. Прігожин запропонував враховувати вплив зростаючого напруження  $\sigma$  на основні змінні, деформацію  $\varepsilon$  і температуру  $T$  у вигляді нелінійного члена [1]

$$-\frac{1}{2}C_v \left( \frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon} \right) \left( \frac{T - T_0}{T_0} \right) \varepsilon^2, \quad (3.9)$$

де  $C_v$  – питома теплоємність за сталого об'єму;  $T_0$  – певна стандартна температура;  $\gamma$  – параметр Грюнайзена. Цей параметр відображає відхилення міжмолекулярних сил від закону гармонічних коливань і є мірою термомеханічного спряження.

Аналіз оригінальних експериментальних даних, отриманих авторами, показує, що фізично коректний математичний опис динамічного хаосу в пружних та пружно-пластичних середовищах неможливий без урахування структурних перетворень матеріалу зумовлених підведеною енергією.

### ***3.2. Рівняння для опису механічної поведінки пластичних матеріалів за динамічних незрівноважених процесів (ДНП)***

Оскільки відомі моделі швидкісного деформування не враховують структурних змін протягом навантажування, вони не можуть коректно описати динамічні незрівноважені процеси. Тому, авторами запропоновано наступне рівняння опису механічної поведінки пластичних матеріалів за динамічних незрівноважених процесів на ділянці зміцнення (до утворення «шийки»):

$$\sigma = \left( A + B \cdot \varepsilon^n \right) \left( \left( 1 - \tanh(k(\varepsilon - \varepsilon^*)) \right) \cdot \frac{1 - K_{\sigma \min}}{2} + K_{\sigma \min} \right), \quad (3.10)$$

де  $\varepsilon$  – поточна деформація;  $\varepsilon^*$  – деформація в момент утворення 50% дисипативної структури;  $\tanh$  – гіперболічний тангенс;  $k$  – жорсткість спадної характеристики.

$$k = \frac{S_0 - S_{\text{струк.}}}{\Delta t} \cdot \varphi, \quad (3.11)$$

де  $\varphi$  – коефіцієнт швидкості розвитку поверхні структури (вказує кількість утвореної за 1 с дисипативної структури);  $\Delta t$  – час підведення енергії до матеріалу

$$K_{\sigma \min} = \left( 1 - \frac{S_{\text{струк.}}}{S_0} \right) \cdot W, \quad (3.12)$$

$S_0$  – початкова площа зразка;  $S_{\text{струк.}}$  – загальна площа дисипативної структури;  $K_{\sigma \min}$  – відносна нижня межа падіння напружень;  $W$  – параметр взаємодії дисипативної структури з базовим матеріалом

$$\varepsilon^* = \frac{1 - K_{\sigma \min}}{2k} + \varepsilon_0, \quad (3.13)$$

$\varepsilon^*$  – деформація, що відповідає максимальній величині дисипативної енергії в зразку;  $\varepsilon_0$  – деформація, що відповідає початку імпульсного підвантажування матеріалу.

Оскільки модель описує деформування матеріалу за одновісного розтягу (висхідна ділянка діаграми деформування), то вплив об'єму дисипативної структури можна, в першому наближенні, замінити площею структури його перерізу, перпендикулярного напрямку навантажування. За апробації моделі динамічного незрівноваженого процесу деформування армко-заліза, алюмінієвого сплаву Д16, низьковуглецевих сталей 10, 20 і нержавіючої сталі встановлено задовільне узгодження з експериментальними даними [5].

Авторами також вперше експериментально виявлено появу ділянок текучості під час одноразових імпульсних підвантажень листових алюмінієвих сплавів за кімнатної температури. Запропоновано фізичну і математичну моделі цього процесу [6]. Вони ґрунтуються на аналогії явищ, притаманних деформуванню матеріалів за надпластичного стану та після імпульсних підвантажень. Це дозволило застосувати загальний підхід теорії надпластичності до прогнозування виникнення й оцінювання довжини ділянок текучості після імпульсних підвантажень листових матеріалів.

Ідея підходу полягає в тому, що залежність інтенсивності напружень від інтенсивності швидкостей деформування в межах гіпотези єдиної кривої можна виразити через нелінійну функцію зсувної в'язкості  $\mu$ , яка в загальному випадку залежить від хімічного  $\chi$  і фазового складу  $\theta$ , температури  $T$  і швидкості

деформування  $\varepsilon_i$  (або прикладених напружень  $\sigma_i$ ), розміру структурних складових  $L$  або  $\Omega$  та інших параметрів  $p_i$ :

$$\sigma_i = 3\mu \cdot \dot{\varepsilon}_i, \quad (3.14)$$

$$\mu = f(\chi, \theta, T, \varepsilon_i, \Omega, p_i). \quad (3.15)$$

Для спрощення аналізу обмежились лінійним розтягом, тобто схемою, за якої було експериментально виявлено ефекти появи ділянок текучості листових матеріалів за імпульсних підвантажень.

Аналогічно вищезазначеному, введено поняття ефективної зсувної в'язкості протягом утворення дисипативної тонкосмугової структури в матеріалі

$$\mu_{imn} = \frac{\sigma_{imn}}{\varepsilon_{imn}}, \quad (3.16)$$

де  $\sigma_{imn}$  – статичне напруження, за якого здійснено імпульсне підвантажування;

$\varepsilon_{imn}$  – середня швидкість деформування матеріалу протягом утворення дисипативної структури в матеріалі (% / с) (ділянки «аномального» знеміцнення матеріалів протягом імпульсних підвантажень).

Очевидно, що зниження ефективної зсувної в'язкості  $\mu_{imn}$  матеріалу зумовило зростання об'єму новоствореної тонкосмугової (аморфоподібної) структури в матеріалі. Тому, якщо ввести подібну характеристику для опису деформування матеріалів на ділянках текучості, які виникають при подальшому статичному розтязі -  $\mu_{stat}$ , то з урахуванням постійної швидкості статичного деформування значення  $\mu_{stat}$  буде знижуватися зі зменшенням значення  $\mu_{imn}$ .

Отже, між величинами  $\mu_{imn}$  і  $\mu_{stat}$  є нелінійний зв'язок

$$\mu_{imn} = K^a \mu_{stat}, \quad (3.17)$$

де  $K, a$  – безрозмірні сталі матеріалів даного процесу.

В першому наближенні оцінювання довжини ділянок текучості після імпульсних підвантажень можливе із застосуванням лінійної залежності між  $\mu_{imn}$  і  $\mu_{stat}$  ( $a = 1$ )

$$\mu_{imn} = K \mu_{stat}.$$

Більш точно, залежність довжини ділянок текучості від інтенсивності імпульсних підвантажень можна описати виразом



$$\varepsilon_{пл.тек} = \varepsilon_{имп} \frac{\sigma_T}{\sigma_{имп}} \exp\left(-\frac{\varepsilon_{пoch}}{\varepsilon_{имп}}\right)^a, \quad (3.18)$$

де  $\varepsilon_{имп}$  – стрибок деформації протягом імпульсних підвантажень матеріалу;  
 $\varepsilon_{пoch}$  – статична деформація, за якої здійснено імпульсні підвантаження;  
 $a$  – параметр матеріалу.

Формулу (3.18.) можна поширити й на випадок впливу ефекту «заморожування» на довжину ділянки текучості

$$\varepsilon_{пл.тек} = \varepsilon_{имп} \frac{\sigma_T}{\sigma_{имп}} \exp\left[-\left(\frac{\varepsilon_{пoch}}{\varepsilon_{имп}} + K\right)\right]^a, \quad (3.19)$$

де  $K$  – параметр, що враховує схильність дисипативної структури до окрихчення в середовищі рідкого азоту.

Додаткова складність розгляду механічної поведінки матеріалів за ДНП зумовлена тим, що цей процес є структурно залежним, тобто пов'язаним із початковою структурою матеріалів.

#### 4. УСТАНОВКА ДЛЯ ВІДПРАЦЮВАННЯ РЕЖИМІВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

Дослідження проведено на модернізованій гідравлічній установці для статичних випробувань ZD-100Pu. Її модифікували для забезпечення складного режиму навантаження за схемами статичний розтяг – високочастотний, високошвидкісний коливальний процес (динамічний незрівноважений процес (ДНП)) [7,8].

Модифікована установка має два контури – зовнішній (навантажувальну раму випробувальної машини) і внутрішній (рис. 4.1а, б відповідно). Внутрішній контур є найпростішою статично невизначеною конструкцією у вигляді трьох паралельних елементів, які навантажують одночасно – центрального зразка та двох симетричних зразків-супутників («крихких проб») різного поперечного перерізу, виготовлених із загартованих сталей 65Г чи У8-У12. При навантаженні даної конструкції зразки-супутники руйнуються (за попередньо заданих навантажень чи деформацій) та імпульс енергії вводиться в матеріал досліджуваного зразка.

Для реалізації ДНП зразки випробовували за такою схемою:

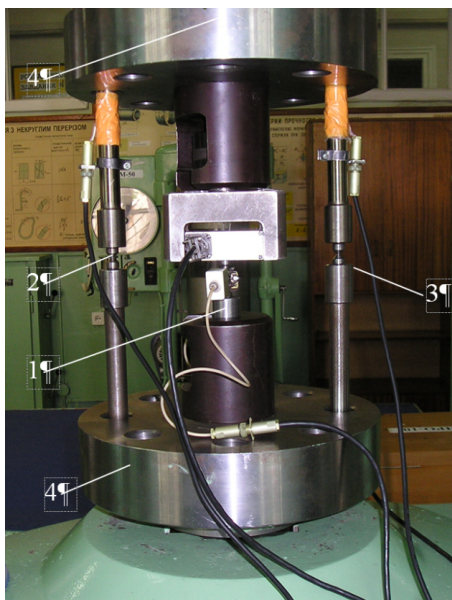
1. Статично розтягували досліджуваний зразок до заданого рівня навантаження/деформації за регламентом проведення експерименту.

2. Закручували в штанги крихкі зразки-супутники (крихкі проби). Деформація проби до розриву не перевищувала 0,1 мм.

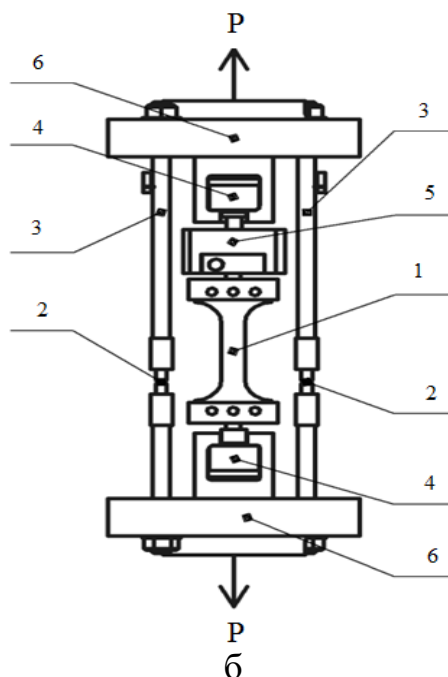
3. Деформували внутрішній контур (зразок + крихкі проби) до моменту руйнування крихких проб. За цей період зразок деформувався не більше ніж на 0,5% (рис. 4.1б).

4. Руйнування крихких проб спричиняло коливання у випробувальній установці з одночасним переміщенням гідравлічного циліндра в напрямі розтягу досліджуваного зразка – створення ДНП.

5. Систему зупиняли або виконували подальше статичне деформування.



а



б

**Рис. 4.1.** Випробувальна установка:

- а – загальний вигляд (силова рама установки – зовнішній контур);  
б – внутрішній контур: 1 – досліджуваний зразок; 2 – крихкі проби;  
3 – тензометричні штанги; 4 – сферичні опори;  
5 – динамометр (власна частота 12 кГц); 6 – фланці

Як було зазначено, фізичний зміст ДНП полягає у високошвидкісному розтязі матеріалу з накладанням коливального навантаження з високою частотою (кілька кілогерц). Такий режим досягався вільними коливаннями механічної системи (рис. 4.1а) за надлишкового тиску в гідравлічній системі. Процес контролювали зміною співвідношення жорсткість/маса зовнішнього контуру системи (рис. 4.1а) та величиною амплітуди коливань гідроциліндра, що залежала від руйнівного зусилля крихких проб.

При проведенні експериментів зусилля на зразку та крихких пробах вимірювали незалежними тензодинамометрами, а деформації на поверхні плоских зразків фіксували стандартними екстензометрами виробництва АНТК імені О. К. Антонова на базі 16 мм. Для підвищення достовірності вимірювання деформації зразків за ДНП, крім використання стандартного екстензометра, на робочу ділянку частини зразків додатково наклеювали тензодатчики EP-08-500 VL-350. Вони дозволили виміряти не лише пружні, але й пластичні деформації до 20%.

Для оцінювання тріщиностійкості листових високоміцних двофазних титанових сплавів використано метод повних діаграм деформування [9,10]. Значне підвищення жорсткості випробувальної установки для запису повних

діаграм деформування, було досягнуто за принципом регульованої жорсткості навантажувальної системи протягом випробувань (рис. 4.2).



*Рис. 4.2. Загальний вигляд пристосування для запису повних діаграм деформування високоміцних титанових сплавів*

Установка додатково обладнана контурами паралельних пружних елементів, сумарну жорсткість яких вибрано зі співвідношення

$$\sum_{i=1}^n K_i = K_1 + K_2 + \dots + K_i, \quad (4.1)$$

де  $K_i$  – жорсткість  $i$ -го контуру паралельних пружних елементів;  
 $K_1$  – жорсткість першого контуру паралельних пружних елементів;  
 $i$  – кількість контурів паралельних пружних елементів.

У результаті проведених заходів з модифікування випробувальної установки її максимальна жорсткість зросла в 2,7 рази. Дані експерименту записували автоматизовано, комп'ютеризованою вимірювальною системою з програмним забезпеченням для проведення й опрацювання результатів випробувань.

Дані експериментальних досліджень реєстрували з використанням програмного пакету DAQ\_lite. Основні можливості пакету забезпечили: частоту вимірювань до 100 кГц, можливість синхронізації з зовнішніми пристроями через послідовний/паралельний інтерфейси або за заданою функцією в користувацькій бібліотеці. Даний пакет містив три програми – модуль реєстрації експерименту DAQ\_lite9113 (за назвою АЦП, що використано), Expviewer – для розширеного опрацювання результатів одного чи кількох експериментів та програму DAQ\_Configure для створення шаблонних ini-файлів для різних видів/схем експерименту.

Експериментальні дані записували та візуалізували у своїх фізичних розмірностях на основі тарувальних коефіцієнтів. Високу швидкість реєстрації забезпечували кнопкою «Fastreg». Протягом всього експерименту користувач

мав змогу переглядати графіки деформування в зручній для себе формі. Розроблена вимірювальна система для проведення й опрацювання результатів випробувань дозволила в реальному часі контролювати хід експерименту за допомогою графіків та за параметрами одного чи кількох каналів управління.

При виконанні даної роботи запропоновано низку нових технічних рішень, пов'язаних із випробуваннями високоміцних двофазних листових титанових сплавів за динамічних незрівноважених процесів, на які отримано патенти України на винаходи [11–15]. В якості основних досліджуваних матеріалів вибрано високоміцні двофазні листові титанові сплави VT22, VT23 і VT23M, що за типом структури є ( $\alpha+\beta$ ) сплавами. У табл. 4.1 наведено механічні властивості досліджених матеріалів.

**Таблиця 4.1.** Механічні властивості досліджених сплавів

Марка матеріалу	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_s$ , МПа	$\delta$ , %
VT22	980 – 1180	1080 – 1280	6 – 8
VT23	950 – 1100	1100 – 1200	10 – 13
VT23M	1000 – 1050	1080 – 1180	19 – 20

У таблиці 4.2 наведено хімічний склад досліджених сплавів.

**Таблиця 4.2.** Хімічний склад досліджених титанових сплавів

VT22											
Fe	C	Si	Cr	Mo	V	N	Ti	Al	Zr	O	H
0,5 – 1,5	до 0,1	до 0,15	0,5-2,0	4,0 – 5,5	4,0 – 5,5	до 0,05	78,5 – 86,6	4,4 – 5,9	до 0,3	до 0,2	до 0,015
VT23											
Fe	Cr	Mo	V	Ti	Al						
0,4 – 0,8	0,8 – 1,4	1,5 – 2,5	4 – 5	84 – 89,3	4 – 6,3						
VT23M											
Fe	Cr	Mo	V	Ti	Al						
0,5 – 0,8	1,0 – 1,4	1,8 – 2,5	4,3 – 5	86 – 89,3	4,4 – 6,3						

Хімічний склад сплаву VT23M подібний до сплаву VT23, проте діапазон легування  $\beta$  стабілізуючими елементами є на 33% меншим, ніж за ОСТ 1.90013-81, для сплаву VT23. Зразки з титанових сплавів виготовлені рідинним різанням під високим тиском.

Спеціально вибрано плоску форму зразків (рис. 4.3), оскільки ефект модифікування листових високоміцних титанових сплавів планували використати також в засобах індивідуального захисту (бронежилетах). Для всіх експериментів із дослідження ДНП руйнівне зусилля крихких проб було в межах – 42...156 кН.

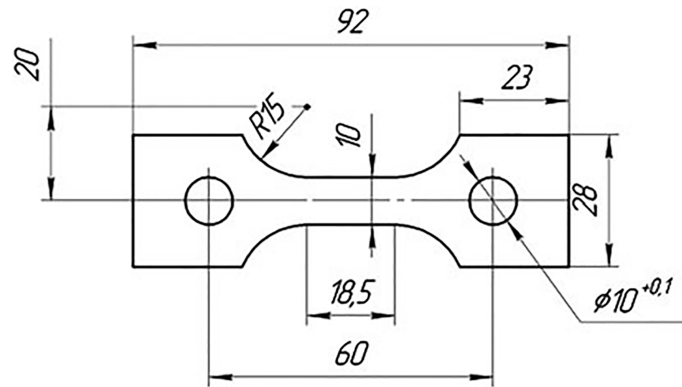


Рис. 4.3. Зразок для механічних випробувань

## 5. ВПЛИВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ НА ЗМІНУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ

Проведені випробування високоміцних двофазних листових титанових сплавів VT22, VT23 і VT23М згідно з розробленою методикою показали, що імпульсне введення енергії за повторного статичного розтягу спричиняє суттєве покращення пластичних властивостей сплавів. Аналогічні ефекти неодноразово фіксували в наших попередніх дослідженнях на матеріалах інших класів [16-21].

За результатами аналізу значного обсягу експериментальних даних, які отримали автори за ударно-коливального навантаження на матеріалах різних класів, встановлено основні чинники, які впливають на зміну механічних властивостей:

- рівень попередньої статичної деформації, за якого виконують імпульсні силові підвантаження;
- інтенсивність силових імпульсних підвантажень;
- багаторазовість реалізації динамічних нерівноважних процесів внаслідок імпульсних підвантажень;
- зміна температурних умов навантаження після реалізації ДНП.

Автори прийняли основну робочу гіпотезу для пояснення виявлених ефектів – механічні властивості матеріалу за подальшого статичного розтягу залежать від об'єму новоствореної дисипативної структури за ДНП.

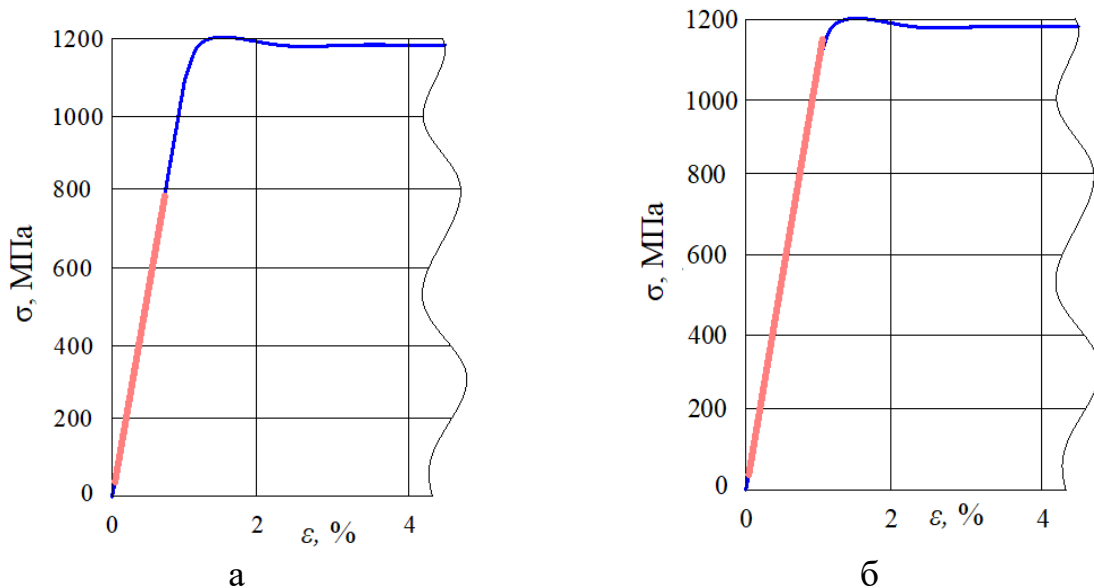
У даному параграфі узагальнено експериментальні дані з оцінювання механічних властивостей сплавів VT22, VT23 і VT23М у вихідному стані та після додаткового навантаження одноразовими силовими імпульсами в пружній та пластичній областях деформування сплавів. Відзначимо, що розглянуті високоміцні листові титанові сплави VT22, VT23 і VT23М є анізотропними матеріалами. Однак основний обсяг механічних випробувань сплавів було проведено у напрямку прокатування листових сплавів.

Спочатку досліджували стандартні механічні властивості сплавів VT22, VT23 і VT23М вздовж прокатки. Далі на партіях зразків відпрацьовували складні режими навантаження за такими схемами:

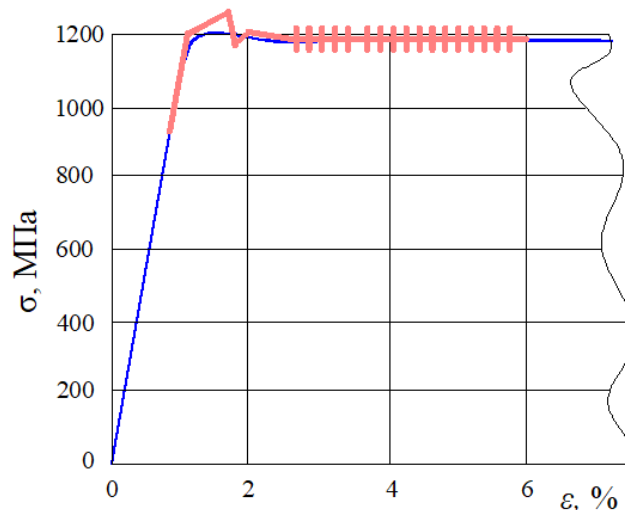
1. Стандартний статичний розтяг зразка до  $0,03 \sigma_T$  – імпульсне силове підвантаження до загального рівня напружень на зразку

( $\sigma_{\Sigma} = \sigma_{\text{стат}} + \sigma_{\text{імп}} = 0,7 \dots 1,0 \sigma_T$  – подальший статичний розтяг до руйнування зразка (рис. 5.1. а, б).

2. Стандартний статичний розтяг зразка до напружень  $0,4 \dots 0,7 \sigma_T$  – імпульсне силове підвантаження до загального рівня пластичної деформації на зразку  $0,2 \dots 7\%$  – подальший статичний розтяг до руйнування зразка (рис. 5.2).



**Рис. 5.1.** Схеми складного режиму навантажування титанових сплавів (попередній статичний розтяг – ударно-коливальне навантаження – наступний статичний розтяг до руйнування)



**Рис. 5.2.** Схема складного режиму навантажування

Деякі експериментальні дані по кожному із досліджених сплавів наведено нижче.

### Сплав ВТ22 [22-26].

Механічні властивості сплаву ВТ22 після імпульсного введення енергії за схемами 5.1, 5.2 порівнювали з вихідним станом. На рис. 5.3-5.5 зображено основні результати експериментальних досліджень.

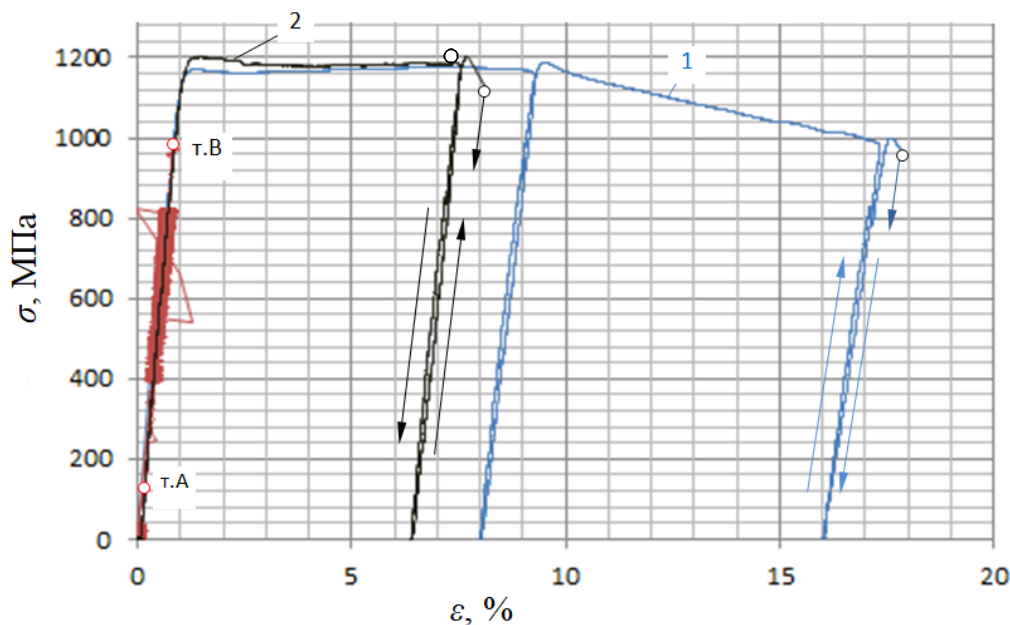


Рис. 5.3. Діаграми деформування титанового сплаву: 1 – складний режим навантажування за схемою 5.1а; 2 – статичний розтяг

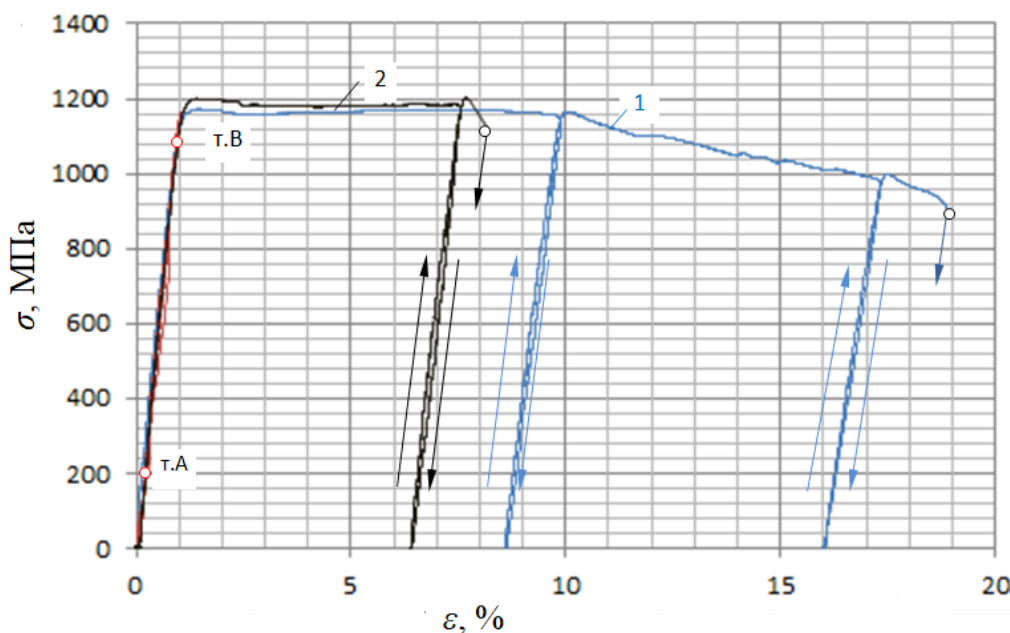
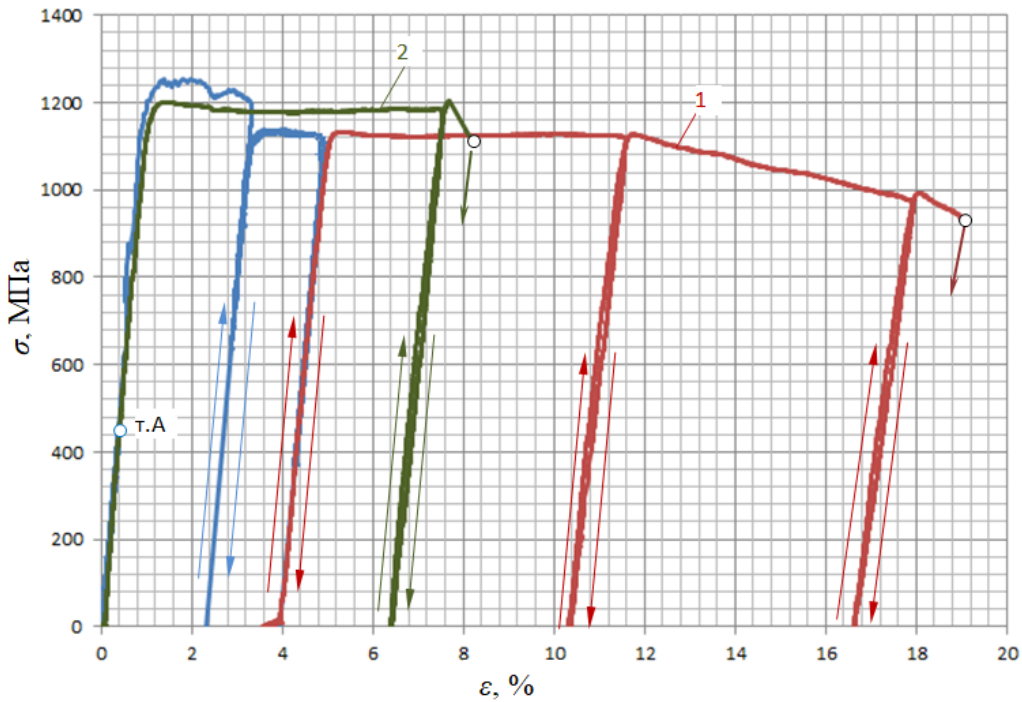


Рис. 5.4. Діаграми деформування титанового сплаву: 1 – складний режим навантаження за схемою 5.1б; 2 – статичний розтяг





**Рис. 5.5.** Діаграми деформування титанового сплаву: 1 – складний режим навантаження за схемою 5.2; 2 – статичний розтяг

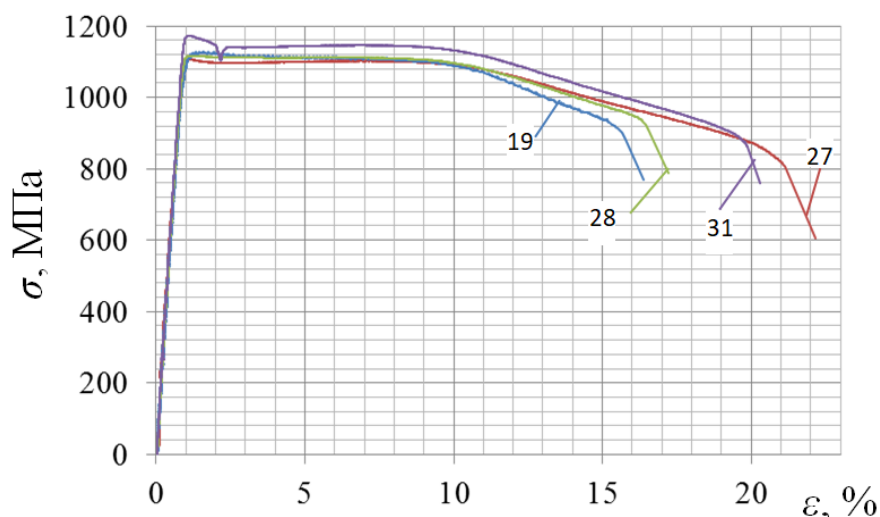
Аналіз отриманих результатів свідчить, що одноразові імпульсні підвантаження у всіх випадках складного деформування за режимами 5.1а,б суттєво підвищують загальну пластичну деформацію титанового сплаву ВТ22 (див. рис. 5.3, 5.4).

Дослідження, проведені на сплаві ВТ22 за режимом 5.2, свідчать, що у випадку ДНП у пластичній області діаграми деформування (див. рис. 5.2) загальна пластична деформація сплаву може зростати до 2,5 разів. При цьому, залежно від проскоків пластичної деформації сплаву під час ДНП – від 1,0% до 6,0%, пластична деформація у разі подальшого статичного розтягу значно відрізняється. Також, при цьому, виявлено зниження міцності сплаву - до ~5,0% (див. рис. 5.5).

### **Сплав ВТ23 [27-31].**

На рис. 5.6 зображено деякі результати подібних експериментальних досліджень на сплаві ВТ23, де цифрами позначено номери досліджених зразків: зразок №19 відповідає діаграмі деформування за статичного розтягу, а зразки № 27, 28, 31 – після ДНП за схемою 5.2.

З рис. 5.6 помітно, що імпульсне введення енергії в сплав ВТ23 за схемою 5.2 також значно збільшує пластичну деформацію сплаву. Слід відзначити, що в окремих випадках міцнісні властивості сплаву теж покращувались (див. криву 31 на рис. 5.6).



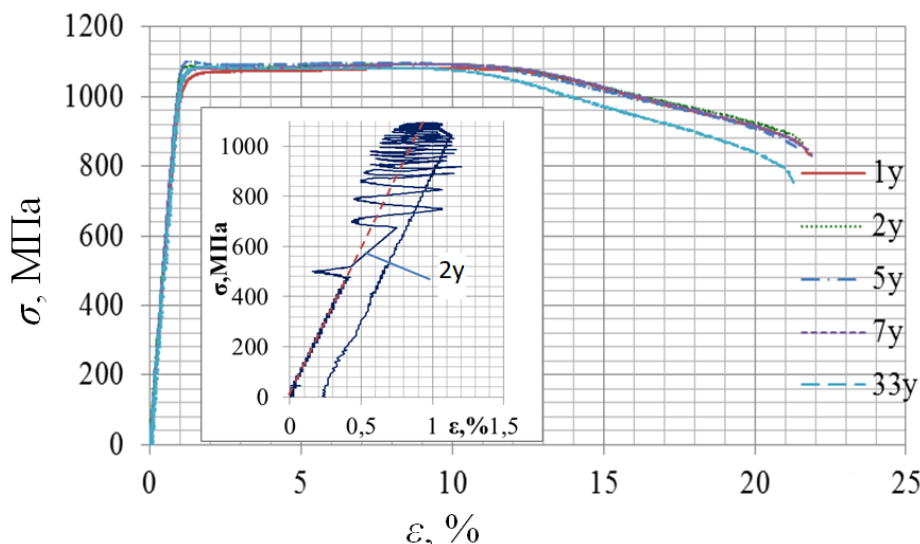
**Рис. 5.6.** Діаграми деформування досліджених зразків із сплаву VT23 (пояснення подано в тексті)

Проте, для ДНП за схемою 5.1, збільшити вихідну пластичну деформацію сплаву VT23 не вдалося.

#### **Сплав VT23М [32-34].**

Важливі результати отримано для сплаву VT23М. Навантажування за схемою 5.2 спричинило незначне зростання пластичної деформації (рис. 5.7, де крива 33у відповідає статичному розтягу зразка у вихідному стані, криві 2у, 5у, 7у – зразкам після імпульсного підвантаження в діапазоні  $\varepsilon_{i\text{mn.}} = 0,2 \dots 1,0\%$ ). Проте слід зазначити, що опір сплаву руйнуванню на стадії накопичення пошкоджень після ДНП зростає (спадні ділянки діаграм деформування кривих 2у, 5у, 7у розташовані вище відповідної ділянки кривої 33). На рис. 5.7 також зображено діаграму деформування сплаву VT23М безпосередньо за імпульсного підвантаження. Оскільки ударно-коливальне навантаження крім поздовжніх, спричиняє і згинальні коливання, важливим чинником є відносна симетричність вигину зразка в один або інший бік за імпульсного підвантаження, за практично одночасного руйнування зразків-супутників.

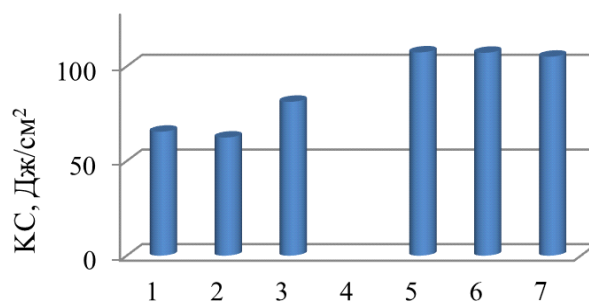
Відсутність впливу ДНП на значення пластичної деформації сплаву VT23М не є свідченням незмінності інших пластичних властивостей. Зокрема, встановлено істотний вплив ДНП на ударну в'язкість. На зразки після ДНП ( $\varepsilon_{i\text{mn.}} = 0,2 \dots 1,0\%$ ) і за такого рівня статичної деформації наносили однакові надрізи (рис. 5.8) та випробовували їх на маятниковому копрі PSW-30.



**Рис. 5.7.** Діаграми деформування досліджених зразків із сплаву VT23M (пояснення наведено в тексті)



**Рис. 5.8.** Форма надрізу на зразку сплаву VT23M для випробувань на ударну в'язкість



**Рис. 5.9.** Ударна в'язкість сплаву VT23M у вихідному стані (1-3) та після ДНП (5-7)

Відповідні результати випробувань наведено на рис. 5.9. Порівнюючи їх, слід зазначити, що ударна в'язкість сплаву VT23M після ДНП зросла майже на 20% (див. рис. 5.9).

На жаль, використання стандартних діаграм деформування після комбінованого режиму навантажування не дозволяє оцінити тріщиностійкість матеріалу, а це важливо для практичних задач.

Для вивчення всього комплексу механічних властивостей титанових сплавів після комбінованого режиму навантажування, зокрема і характеристик тріщиностійкості, у даній роботі використано новий метод дослідження кінетики руйнування матеріалів, так званий метод повних діаграм деформування.

Даний метод раніше теоретично та експериментально обґрунтували професори А. О. Лебедев і М. Г. Чаусов [9, 10]. Вони, вперше, на підставі аналізу повних діаграм деформування розробили новий критерій тріщиностійкості  $K_\lambda$ .

$$K_{\lambda} = \sqrt{S_k \cdot \overline{\Delta l_p} \cdot E}, \quad (\text{МПа} \sqrt{\text{м}}), \quad (5.1)$$

де  $S_k$  – дійсний опір матеріалу відриву;  
 $\overline{\Delta l_p}$  – видовження зразка на стадії поширення відривної макротріщини, нормалізоване до площі поперечного перерізу стандартного зразка;  
 $E$  – модуль Юнга матеріалу.

При побудові повної діаграми деформування забезпечували стійкість процесів деформування та руйнування матеріалів на всіх стадіях, зокрема й на стадії зародження та поширення макротріщини.

Слід зазначити, що за використання методу повних діаграм деформування всі операції складного комбінованого навантаження виконано на стандартних малогабаритних зразках, також на них оцінено зміну механічних властивостей титанових сплавів, зокрема й характеристик тріщиностійкості.

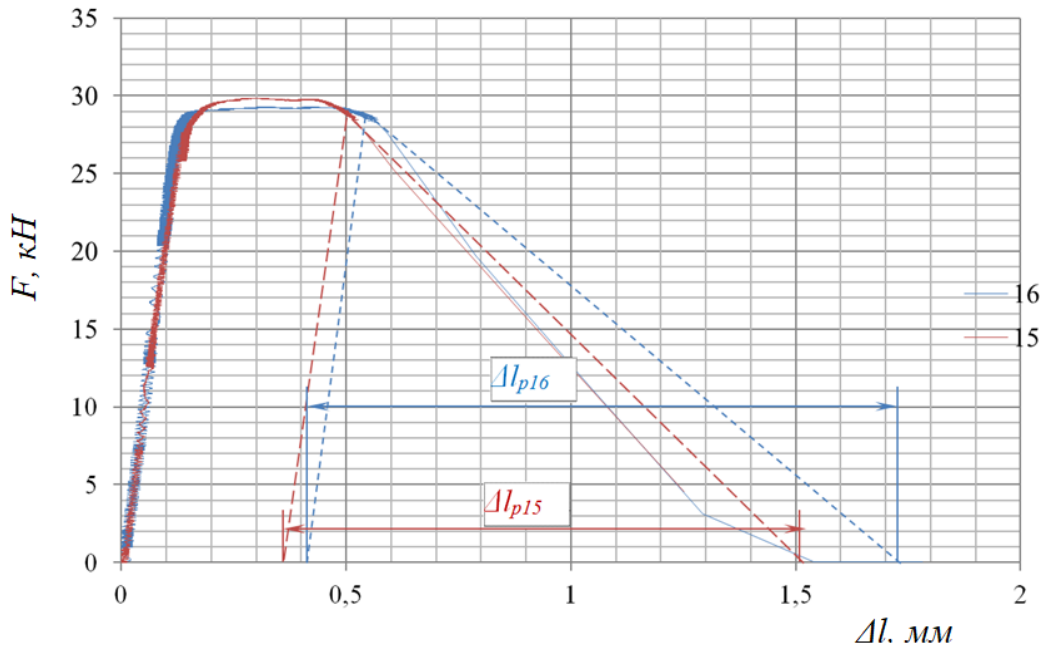
При записі повних діаграм деформування листових матеріалів фіксували різні мікромеханізми руйнування. Це зумовлено виникненням внутрішньої тріщини відриву в листовому матеріалі. В подальшому, з її виходом на бічні поверхні, утворювалась наскрізна макротріщина, що поширювалась по ширині зразка [10]. Тому виникають певні труднощі з ідентифікацією автотельного росту відривної початкової макротріщини. Автори удосконалили методику дослідження поширення тріщини на листових матеріалах за методом повних діаграм деформування [21, 34, 35]. У запропонованому способі ефективно використано технічну можливість забезпечення незмінності мікромеханізмів руйнування титанового сплаву за типом I+III нанесенням на зразки однакового центрального кругового отвору. Це забезпечує автотельне підростання макротріщини за змішаним типом (I+III), при цьому на повних діаграмах деформування фіксують початкові практично прямолінійні спадні ділянки. Впливу імпульсного введення енергії в матеріал на статичну тріщиностійкість у даному випадку оцінювали за однакової схеми руйнування (I+III). Оскільки в реальних листових конструкціях з довгими макротріщинами це є одна з основних схем руйнування, то запропонований спосіб дозволяє достовірно оцінювати зміну енерговитрат на поширення тріщини за схемою (I+III) за будь-якого комбінованого навантаження порівняно зі статичним розтягом.

Отже, за нахилом прямолінійної спадної гілки діаграми деформування (в бік його зростання або зниження) можна однозначно оцінити характеристики тріщиностійкості певного листового матеріалу, залежно від умов температурно-силового навантаження порівняно зі стандартним статичним розтягом.

На рис. 5.10, для прикладу, подано повні діаграми деформування зразків зі сплаву VT23 (тут зразок №15 відповідає вихідному стану сплаву, зразок №16 після ДНП) з початковими центральними коловими отворами діаметром 0,8 мм.

Оскільки при випробуванні за даною методикою «шийки» в зразках при навантаженні практично не утворювались і макротріщини в сплаві зароджувалися за малих попередніх пластичних деформацій, у формулі (5.1)

замість величини  $S_k$  простіше використати значення  $\sigma_k = \frac{F_k}{A_0}$ , де  $F_k$  – навантаження зразка під час старту макротріщини в сплаві;  $A_0$  – початкова площа поперечного перерізу зразка.



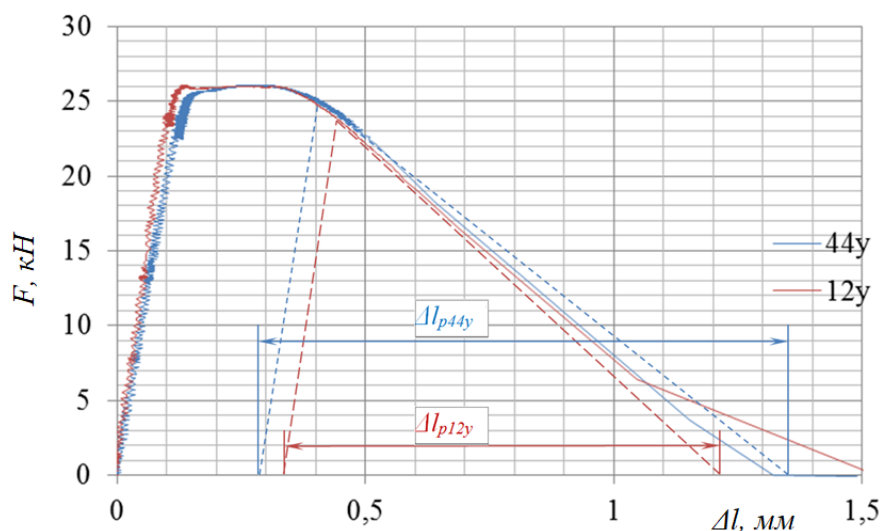
**Рис. 5.10.** Повні діаграми деформування зразків зі сплаву ВТ23 у різних станах (пояснення розташовано в тексті)

В табл. 5.1 подано дані з визначення параметру тріщиностійкості  $K_\lambda$  для сплаву ВТ23 у вихідному стані (зразок №15) й після ДНП (зразок № 16). Отже, крім значного поліпшення пластичної деформації сплаву ВТ23 після ДНП виявлено зростання тріщиностійкості сплаву на 8,5%.

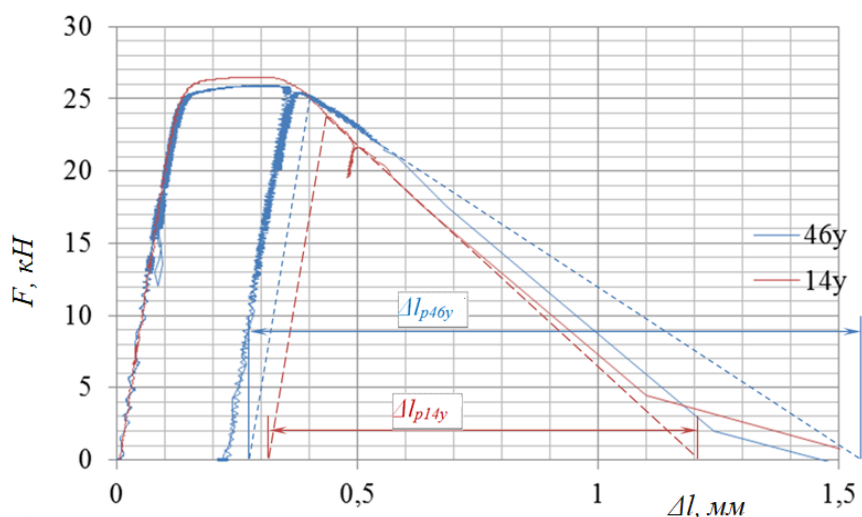
**Таблиця 5.1.** Значення параметру тріщиностійкості  $K_\lambda$  для сплаву ВТ23 у різних станах

№ зразка	$\overline{\Delta l}_p$ , мм	$\sigma_k$ , МПа	Е, ГПа	$K_\lambda$ , МПа $\sqrt{м}$
15	1,15	1114,67	112	379,26
16	1,30	1095,41	120	414,07

Аналогічні випробування з оцінювання тріщиностійкості проведено для сплаву ВТ23М (рис. 5.11, 5.12, тут зразки 12у, 14у відповідають матеріалу в вихідному стані; зразки 44у, 46у – після ДНП). У табл. 5.2 наведено дані з визначення параметра тріщиностійкості  $K_\lambda$  для сплаву ВТ23М у вихідному стані (зразки № 12, 14) і після ДНП (зразки № 44, 46). Виявлено, що після ДНП тріщиностійкість сплаву ВТ23М зростає на 13-19%.



**Рис. 5.11.** Повні діаграми деформування зразків із сплаву ВТ23М у різних станах (пояснення подано в тексті)



**Рис. 5.12.** Повні діаграми деформування зразків із сплаву ВТ23М у різних станах (пояснення подано в тексті)

**Таблиця 5.2.** Значення параметру тріщиностійкості  $K_{\lambda}$  для сплаву ВТ23М у різних станах

№ зразка	$\overline{\Delta l}_p$ , мм	$\sigma_k$ , МПа	$E$ , ГПа	$K_{\lambda}$ , МПа $\sqrt{м}$
44у	1,05	1072,96	124	373,41
46у	1,24	1102,69	120	405,72
12у	0,95	1026,40	112	330,29
14у	0,90	1089,46	112	331,75

Виконано комплексні експериментальні дослідження, які підтвердили позитивний вплив імпульсного введення енергії на поліпшення пластичних властивостей високоміцних листових двофазних титанових сплавів типу ВТ22, ВТ23 і ВТ23М. Крім того, встановлено, що ударно-коливальне навантаження майже не знижує міцність цих сплавів.

## **6. ВПЛИВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ І «ОХОЛОДЖЕННЯ» НА ЗМІНУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ**

У даному параграфі узагальнено експериментальні дані впливу складного комбінованого режиму навантаження. Цей режим містив імпульсні підвантаження за заданих деформацій попереднього статичного розтягу та раптове короточасне охолодження до температури рідкого азоту. Встановлено основні закономірності впливу таких схем модифікування матеріалів на зміну механічних властивостей титанового сплаву VT22.

Вплив імпульсного введення енергії в титанові сплави досліджено за кімнатної температури. Додаткові експерименти доводять, що за короточасного глибокого охолодження в середовищі рідкого азоту виникають залишкові явища, пов'язані зі зміною структури матеріалу і, відповідно, його густини.

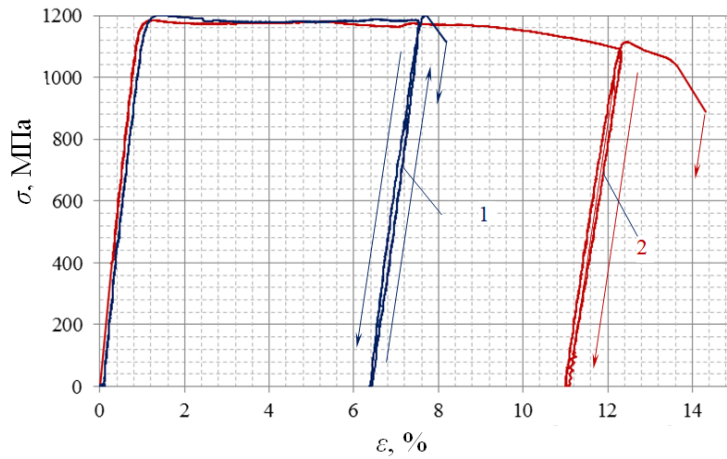
Отже, послідовність накладання низькотемпературних ефектів на імпульсне «закачування» енергії в титановий сплав ударно-коливальним навантаженням може суттєво вплинути на зміну його механічних властивостей за подальшого статичного розтягу при кімнатній температурі [35].

У цьому випадку йдеться про оптимізацію складного комбінованого режиму навантаження, за якого можна значно збільшити пластичну деформацію титанових сплавів, а також їх тріщиностійкість, без помітної втрати міцності.

Нижче представлено результати випробувань досліджуваного сплаву за складного комбінованого навантаження, зокрема й режими короточасного охолодження при температурі рідкого азоту.

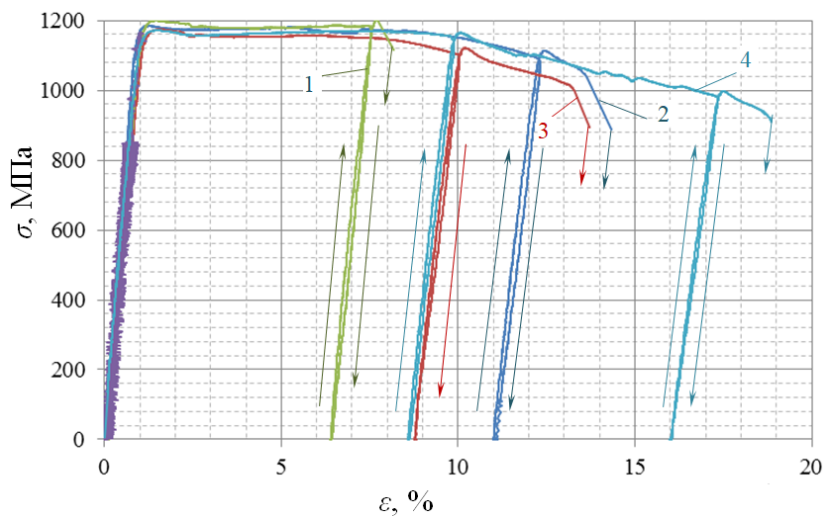
Слід зазначити, що охолодження до температури рідкого азоту протягом 60 хв. змінює механічні властивості титанового сплаву (рис. 6.1). Стандартний статичний розтяг зразків зі сплаву VT22 після відігрівання на повітрі до кімнатної температури свідчить, що пластична деформація високоміцного титанового сплаву VT22 значно зростає (рис. 6.1). Тут крива 1 відповідає стандартній діаграмі деформування сплаву VT22 у вихідному стані, випробуваного за кімнатної температури, а крива 2 – діаграмі сплаву VT22 у вихідному стані після годинної витримки в середовищі рідкого азоту й відігрівання на повітрі до кімнатної температури. Повне розвантаження зразків з титанового сплаву VT22 проводили з метою вимірювання зміни модуля пружності під час навантаження.





**Рис. 6.1.** Результати випробувань титанового сплаву VT22 (пояснення подано в тексті)

Результати випробувань зразків з титанового сплаву VT22 за складного комбінованого навантаження представлено на рис. 6.2. Тут криві 1 і 2 відповідають стандартним діаграмам деформування сплаву VT22 при статичному розтязі у вихідному стані та після глибокого охолодження. Крива 3 є діаграмою деформування при складному комбінованому навантаженні: попередній статичний розтяг у пружній області до напружень, що не перевищують  $0,2\sigma_{0.2}$  – накладання ударно-коливального навантаження, внаслідок чого узагальнене напруження в зразку сягнуло межі текучості вихідного матеріалу;  $\sigma_{0.2}$  – повне розвантаження й витримка зразка протягом 60 хв. за температури рідкого азоту – відігрівання зразка на повітрі до кімнатної температури й наступне статичне навантаження до руйнування зразка. Крива 4 відповідає діаграмі деформування сплаву за складного комбінованого режиму навантаження без охолодження: попередній статичний розтяг в пружній області до значення напружень не більше  $0,2\sigma_{0.2}$  – накладання ударно-коливального навантаження, внаслідок чого загальне напруження в зразку сягало межі текучості вихідного матеріалу;  $\sigma_{0.2}$  – повне розвантаження й наступний статичний розтяг до руйнування зразка.



**Рис. 6.2.** Результати випробувань титанового сплаву VT22 (пояснення подано в тексті)

Зразки з титанового сплаву VT22 повністю розвантажували на різних стадіях деформування для оцінювання зміни модуля пружності. Аналіз отриманих результатів свідчить, що на зміну механічних властивостей титанового сплаву VT22 впливають не лише режими ударно-коливального навантаження та «охолодження», але й послідовність цих операцій. Встановлено істотне зростання пластичної деформації титанового сплаву VT22 порівняно з вихідним станом, без помітного зниження міцності для всіх досліджених режимів складного комбінованого навантаження.

## **7. МЕТАЛО-ФІЗИЧНІ АСПЕКТИ ДЕФОРМУВАННЯ Й РУЙНУВАННЯ ЛИСТОВИХ ВИСОКОМІЦНИХ ДВОФАЗНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ПРИ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОМУ НАВАНТАЖЕННІ**

За даними параграфу 5 ударно-коливальне навантаження практично не вплинуло на міцнісні властивості сплавів VT22, VT23 і VT23М. Однак встановлено, що пластична деформація сплавів може коливатись в широких межах, залежно від режиму складного навантаження.

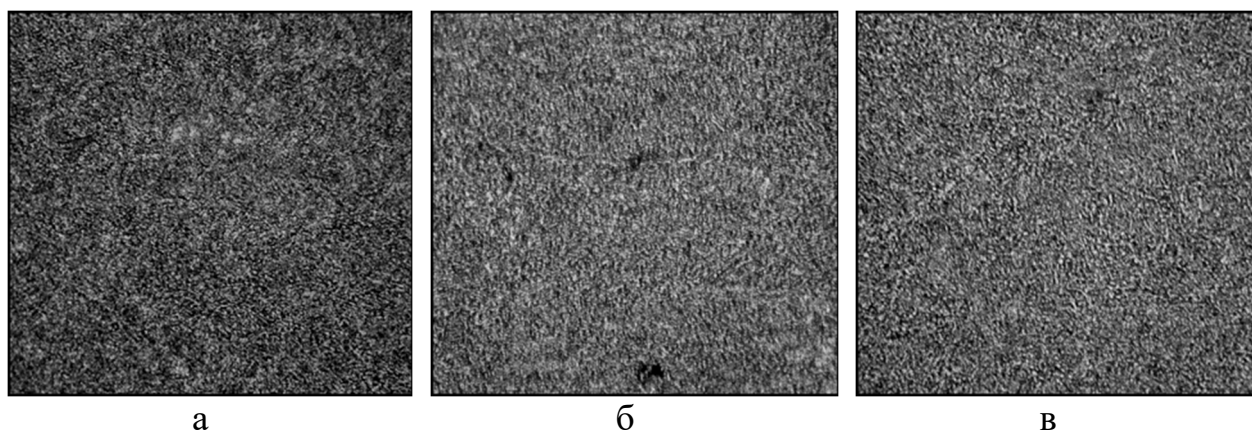
Очевидно, причиною таких «коливань» пластичних властивостей досліджуваних сплавів є певні структурні зміни, зумовлені режимами складного навантаження. Найбільше ДНП вплинув на пластичну деформацію сплаву VT22. Тому нижче наведено метало-фізичні дослідження саме цього сплаву і для режиму, за якого виявлено максимальне зростання пластичної деформації (див. рис. 5.4).

Досліджено структурно-фазовий стан титанового сплаву VT22 у вихідному стані й після ударно-коливального навантаження з наступним статичним розтягом за допомогою методів оптичної, аналітичної растрової мікроскопії (СЭМ-515 фірми «PHILIPS», Голландія), а також мікродифракційної просвітлювальної електронної мікроскопії (JEM-200СХ фірми «JEOL», Японія) із прискорювальною напругою 200 кВ. Фольгу для просвітлювальної мікроскопії потоншували в два етапи – попереднім електрополіруванням з подальшим багаторазовим іонним утоненням іонізованими потоками аргону на спеціально розробленій установці.

### ***Результати структурних досліджень [22, 25, 30].***

Вихідний стан титанового сплаву VT22 (стан А). Структура титанового сплаву у вихідному стані містить переважно глобулярні зерна  $\beta$ -фази (ОЦК – гратки), (рис. 7.1а, 7.2 а-г, табл. 7.1), з величиною зерна  $D_z = 35...125$  мкм за наявності дендритів із пластинами  $\alpha$ -фази (ГПУ – гратки) ( $h \times l = 0,13...0,35 \times 1,2...2,8$  мкм), з їх розподілом як у внутрішніх об'ємах глобулярних зерен (рис. 7.2д), так і уздовж міжзеренних меж, (рис. 7.2е). Крім того, дослідженнями тонкої структури встановлено, що  $\beta$ -фазовим складовим притаманна певна однорідність розмірів внутрізеренної структури

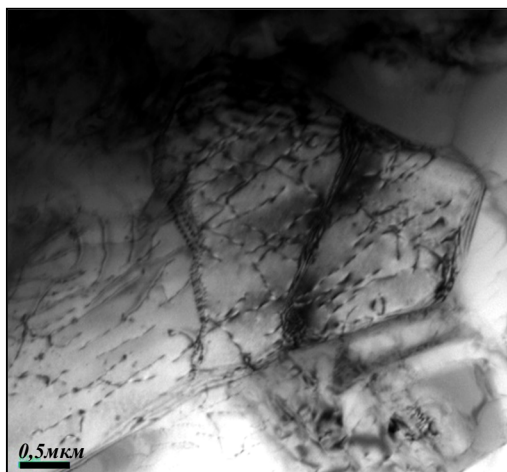
$d_c \sim 1,2 \dots 3,0$  мкм й густини дислокацій ( $\rho \sim 2 \dots 4 \cdot 10^9$  см<sup>-2</sup>), рис. 7.2а-г. Відсутність градієнтів густини дислокацій помітно й для ділянок формування пластинчастих  $\alpha$ -фаз, (рис. 7.2д-е).



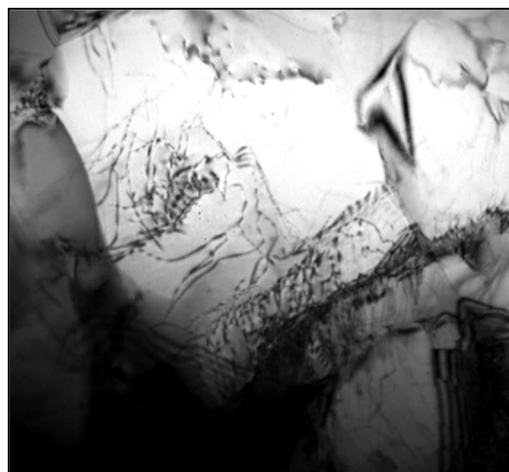
**Рис. 7.1.** Мікроструктура титанового сплаву VT22 у стані А (а), Б (б) і В (в),  $\times 500$ .

**Таблиця 7.1.** Структурні складові сплаву VT22 у різних станах

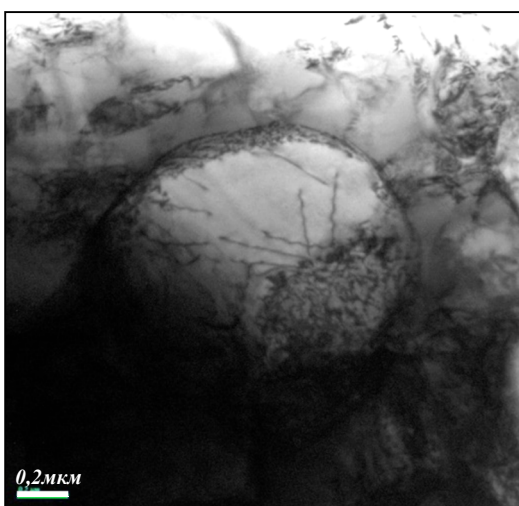
Стан досліджуваних зразків	Розміри фазових складових		Субструктура ( $\beta$ -фази) ( $d_c$ , мкм)	Густина дислокацій, $\rho$ , см <sup>-2</sup>	
	( $\beta$ -фази) ( $D_3$ , мкм)	Пластини $\alpha$ -фази ( $h \times l$ , мкм)		В об'ємах зерен ( $\rho_{про}$ , см <sup>-2</sup> )	Зернограничні області ( $\rho_{гр}$ , см <sup>-2</sup> )
Стан А	35...125	0,13...0,35 $\times$ 1,2...2,8	1,2...3,0	$2 \cdot 10^9$	$8 \cdot 10^9 \dots 2 \cdot 10^{10}$
Стан Б	15...75	0,12...0,27 $\times$ 1,3...2,5	0,6...3,0	$1 \dots 9 \cdot 10^{10}$	$1 \dots 5 \cdot 10^{11}$
Стан В	15...60	0,1...0,23 $\times$ 1,0...2,25	0,5...1,6	$5 \dots 6 \cdot 10^{10}$	$7 \dots 9 \times 10^{10}$



а



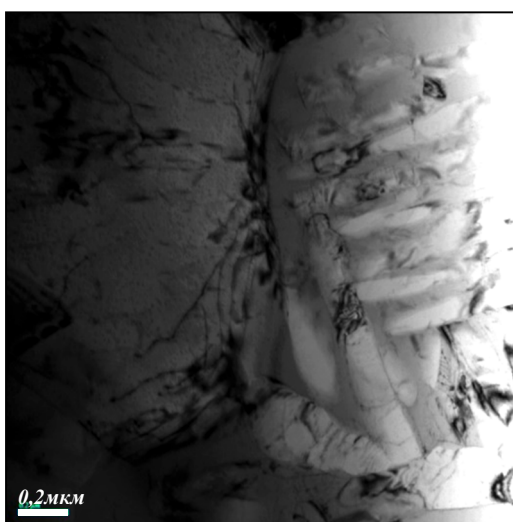
б



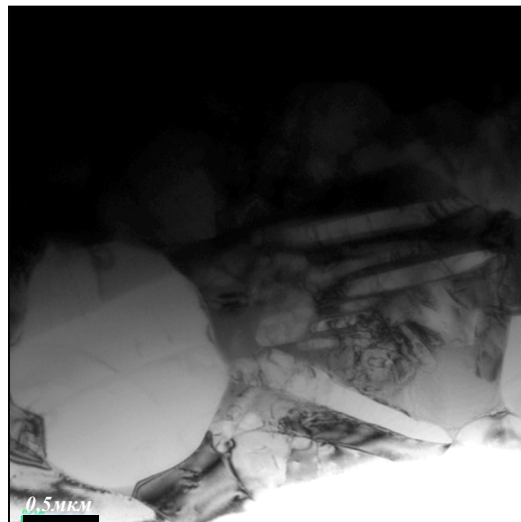
в



г



д



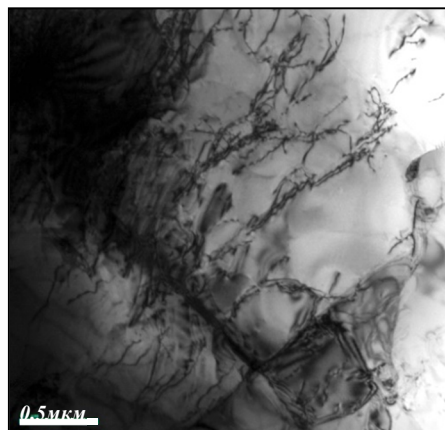
е

**Рис. 7.2.** Тонка структура ( $\beta+\alpha$ ) – фаз титанового сплаву VT22 у вихідному стані (а –  $\times 22000$ ; б –  $\times 20000$ ; в-д –  $\times 25000$ ; е –  $\times 18000$ )

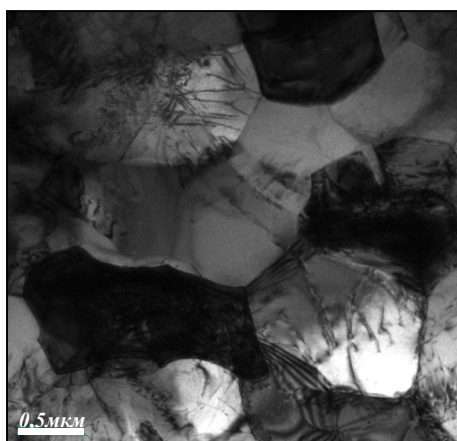
Структура сплаву VT22 після ударно-коливального навантаження (стан Б). Виявлено значні структурні зміни зумовлені ударно-коливальним навантаженням титанового сплаву, рис. 7.3.



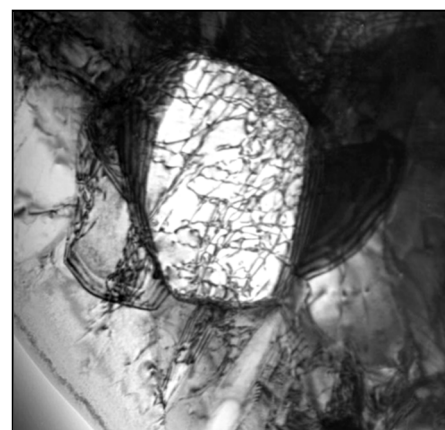
а



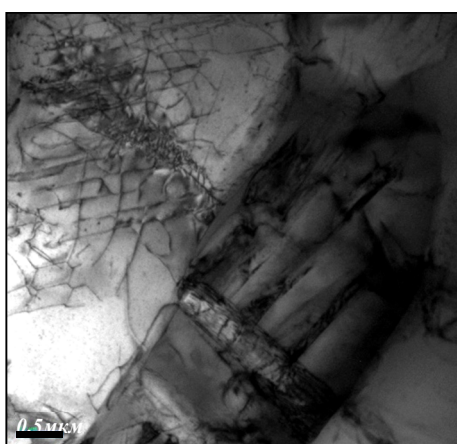
б



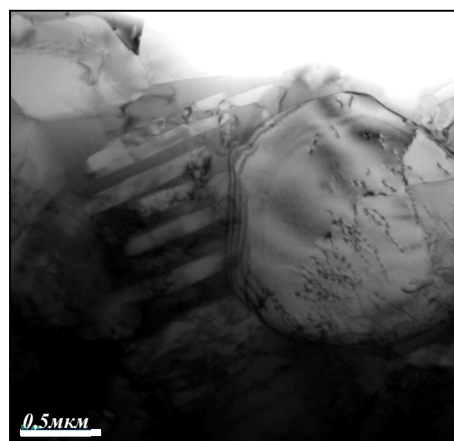
в



г



д



е

**Рис. 7.3.** Структурні зміни у сплаві VT22 в стані Б: а-б – область крупнозернистих мінімально деформованих  $\beta$  – фаз (а –  $\times 25000$ , б –  $\times 18000$ ); в-г – фрагментація структури в області максимальної деформації  $\beta$  – фаз (в –  $\times 18000$ ; г –  $\times 30000$ ); д-е – структура в умовах деформації  $\alpha$  – фаз (д –  $\times 25000$ ; е –  $\times 22000$ )



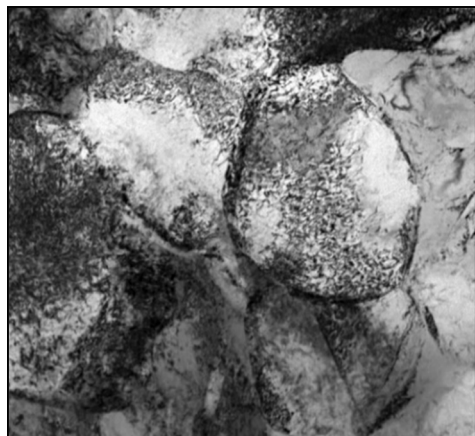
По-перше, у внутрішніх об'ємах крупнозернистих  $\beta$ -фазових складових сплаву (рис. 7.1б, 7.3а, табл. 7.1) під час ударно-коливального навантаження формувалися локальні зони (обсягом до  $\sim 40\%$ ) зі значним подрібненням ( $\sim$  в 2...3 рази) початкових зерен ( $D_3 = 15...75$  мкм). Воно супроводжувалося фрагментацією структури в таких локальних об'ємах з утворенням субзерен розмірами 0,6...3,0 мкм, рис. 7.3б-г. Виявлені особливості структурних змін свідчать, що ударно-коливальне навантаження локально фрагментує структуру, внаслідок чого в деформованому сплаві виникає значна неоднорідність розмірів зерен, особливо в  $\beta$ -фазових складових.

Крім значних змін розмірів  $\beta$ -фази, в подібних внутрізеренних і субзеренних мікрооб'ємах спостерігали градієнти густин дислокацій ( $\rho$  від  $\sim 10^9$ ... до  $5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>), рис. 7.3а,б.

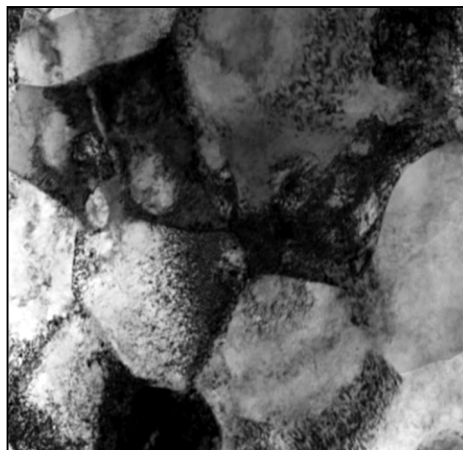
Що ж стосується  $\alpha$ -фазових складових структури, то для такого типу фаз не виявлено зростання внутрішньоб'ємної густини дислокацій. Їм притаманне зростання лише густини зернограничних дислокацій, а також наявність процесів двійникування (рис. 7.3д,е). Вони зумовлені, головним чином, залученням до деформаційного процесу обмеженої кількості систем ковзання, виявлених для  $\alpha$ -фази із ГПУ – ґраткою під час деформування титанового сплаву.

Структура сплаву VT22 після ударно-коливального навантаження та наступного статичного розтягу до руйнування (стан В). Методами оптичної металографії встановлено однорідність сплаву як за величиною зерна, так і за розподілом таких зерен у досліджуваному стані, рис. 7.1в, табл. 7.1.

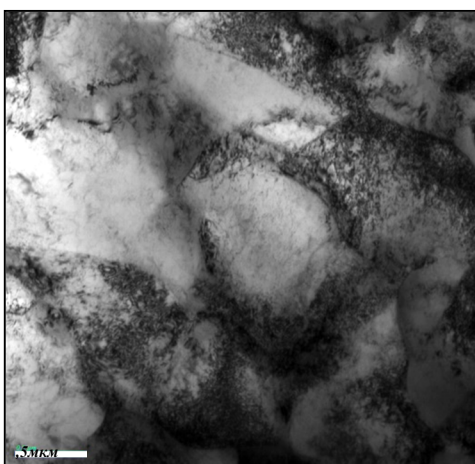
У структурі титанового сплаву VT22 після складного деформаційного впливу (ударно-коливальне навантаження з наступним статичним розтягом) спостерігали істотні зміни порівняно зі структурою, що сформувалась лише за умов ДНП. На відміну від значної неоднорідності за величиною зерен і за розподілом густини дислокацій (що притаманна структурам за ударно-коливального навантаження) у випадку додаткового статичного розтягу структура металу є іншою. Зокрема, практично у всьому об'ємі металу спостерігали подрібнення (фрагментацію)  $\beta$ -фази (табл. 7.1), а також вирівнювання розмірів диспергованих структур ( $d_c \sim 0,5...1,6$  мкм), які утворюють чітко виражені висококутові границі (рис. 7.4а-в). Крім того, виявлено певне зниження внутрішньоб'ємної густини дислокацій (до  $\rho \sim 5...6 \times 10^{10}$  см<sup>-2</sup>) та їх рівномірний розподіл, рис. 7.4б-г. За перебігом структурних змін можна стверджувати, що за умов «накладання» ударно-коливального навантаження та розтягу до описаних вище структурних перетворень «долучаються» процеси релаксаційного характеру. Вони пов'язані не лише з активізацією досить інтенсивних дислокаційних перерозподілів, наслідком яких є анігіляція внутрішньоб'ємних дислокацій, але й формування дрібніших структурних елементів (зерен, субзерен, фрагментів) за їх рівномірного розподілу, рис. 7.4 в-е.



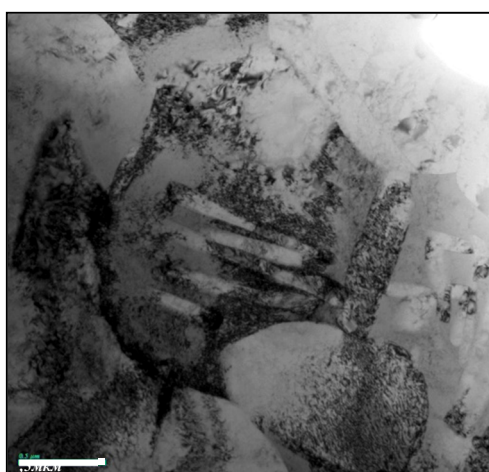
а



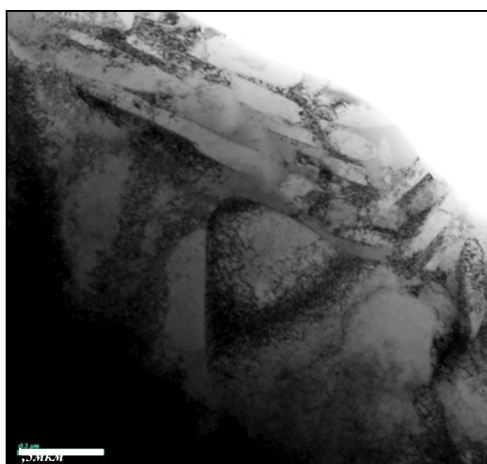
б



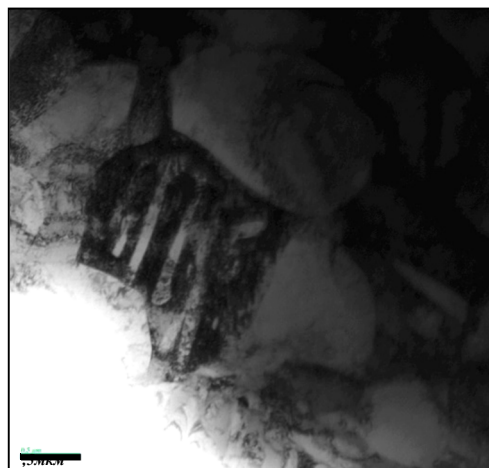
в



г



д

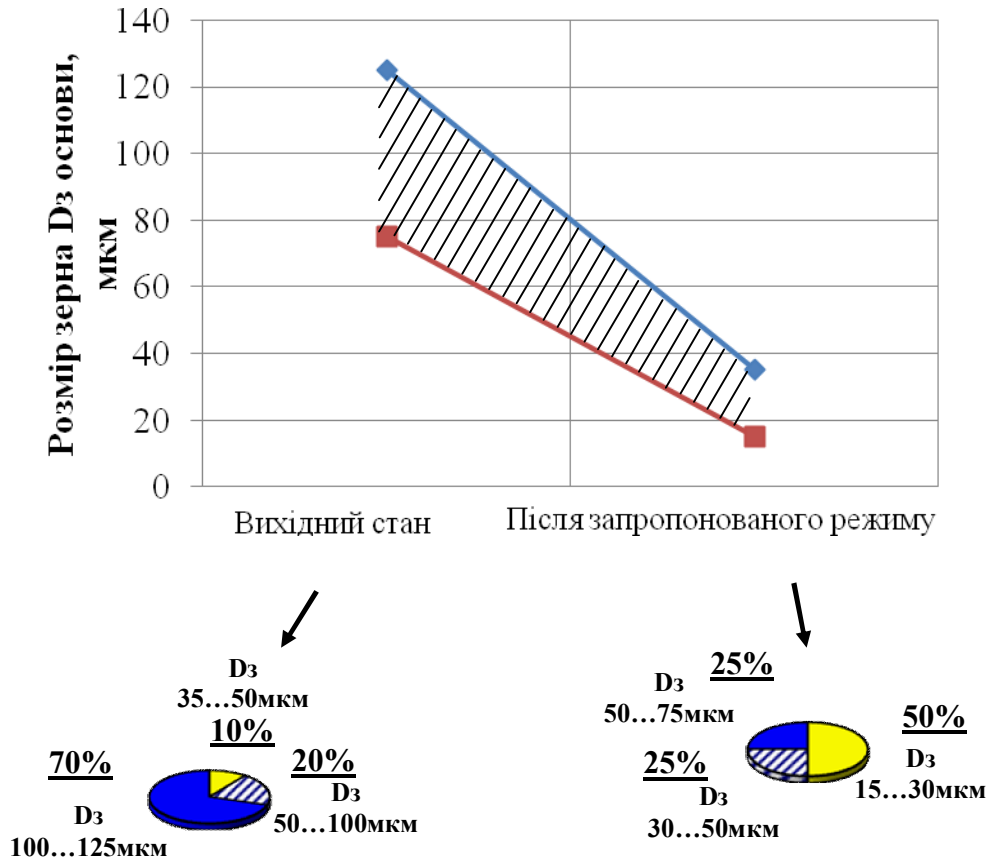


е

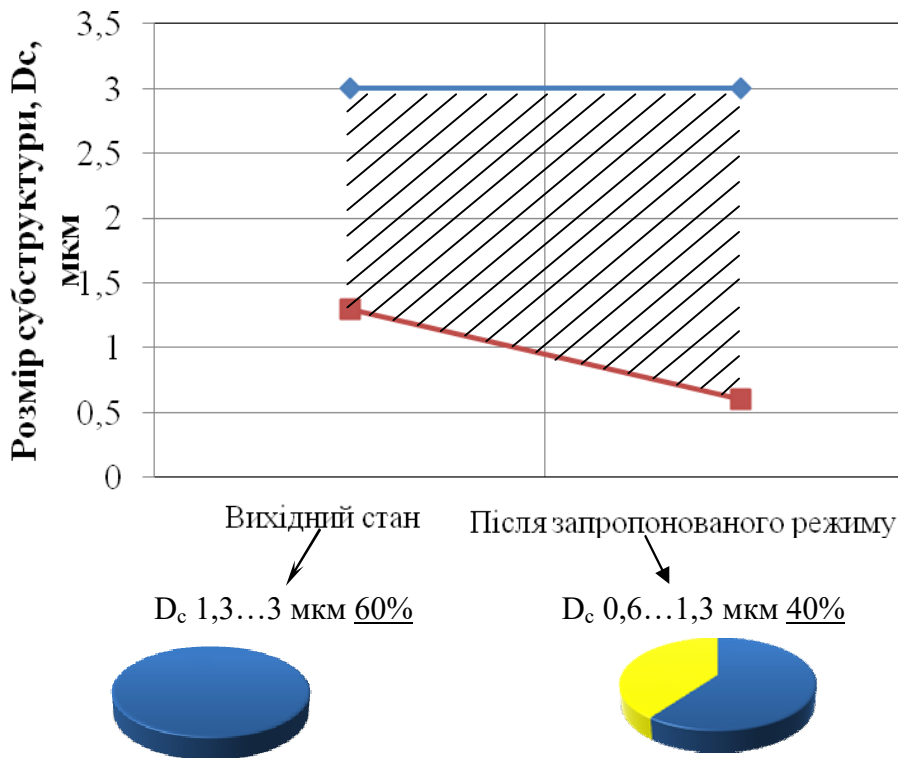
**Рис. 7.4.** Тонка структура сплаву VT22 у стані В:  
а-в – формування дисперсних зерен  $\beta$ -фази (а, б –  $\times 20000$ ; в –  $\times 18000$ );  
г-е – подрібнення структури  $\alpha$ -фази (г, д –  $\times 22000$ ; е –  $\times 18000$ ).

Отримані дані з подрібнення (фрагментації)  $\beta$ -фази, а також вирівнювання розмірів диспергованих структур узагальнено на рис. 7.5, 7.6.





*Рис. 7.5. Об'ємна частка ( $V_D$ , %) зерен різних розмірів ( $D_3$ ) у  $\beta$ -фазі сплаву у вихідному стані та після ДНП*



*Рис. 7.6. Об'ємна частка ( $V_D$ , %) субзерен різних розмірів ( $D_c$ ) у  $\beta$ -фазі сплаву у вихідному стані та після ДНП*

Експериментальні результати, отримані на різних структурних рівнях – від макро- (зеренного) до мікро- (дислокаційного), дозволили аналітично оцінити визначення конкретного (диференційованого) впливу різних структурно-фазових параметрів (фазового складу, величини зерна, субзерна, густини дислокацій і т.п.), що формуються у відповідних деформаційних умовах на зміни загальних (інтегральних) значень механічних характеристик, таких, як міцність, пластичність і тріщиностійкість.

Аналітичне оцінювання загального (інтегрального) значення межі текучості ( $\Sigma\sigma_T$ ) виконано згідно з відомою залежністю

$$\Sigma\sigma_T = \Delta\sigma_{PRO} + \Delta\sigma_{T.P.} + \Delta\sigma_3 + \Delta\sigma_{C3} + \Delta\sigma_D + \Delta\sigma_{D.U.}, \quad [22]$$

де  $\Delta\sigma_{PRO}$  – опір ґратки металу руху вільних дислокацій (напруження тертя ґратки або напруження Пайерлса-Набарро);

$\Delta\sigma_{T.P.}$  – зміцнення твердого розчину легуючими елементами та домішками (твердорозчинне зміцнення);

$\Delta\sigma_3$ ,  $\Delta\sigma_{C3}$  – зміцнення внаслідок зміни величини зерна та субзерна (залежності Холу-Петча – зернограничне та субзеренне зміцнення);

$\Delta\sigma_D$  – дислокаційне зміцнення, зумовлене міждислокаційною взаємодією;

$\Delta\sigma_{D.U.}$  – зміцнення за рахунок часток фазових утворень за Орованам (дисперсійне зміцнення).

Особливості формування локальних напружень  $\tau_{L/VH}$  – концентраторів внутрішніх напружень, тобто потенційних зон зародження та поширення тріщин (їх рівень, довжина, взаємозв'язок зі структурними особливостями металу зварних з'єднань) оцінювали згідно залежності [22]

$$\tau_{L/VH} = Gbh\rho / [\pi(1-\nu)],$$

де  $G$  – модуль зсуву;

$b$  – вектор Бюргерса;

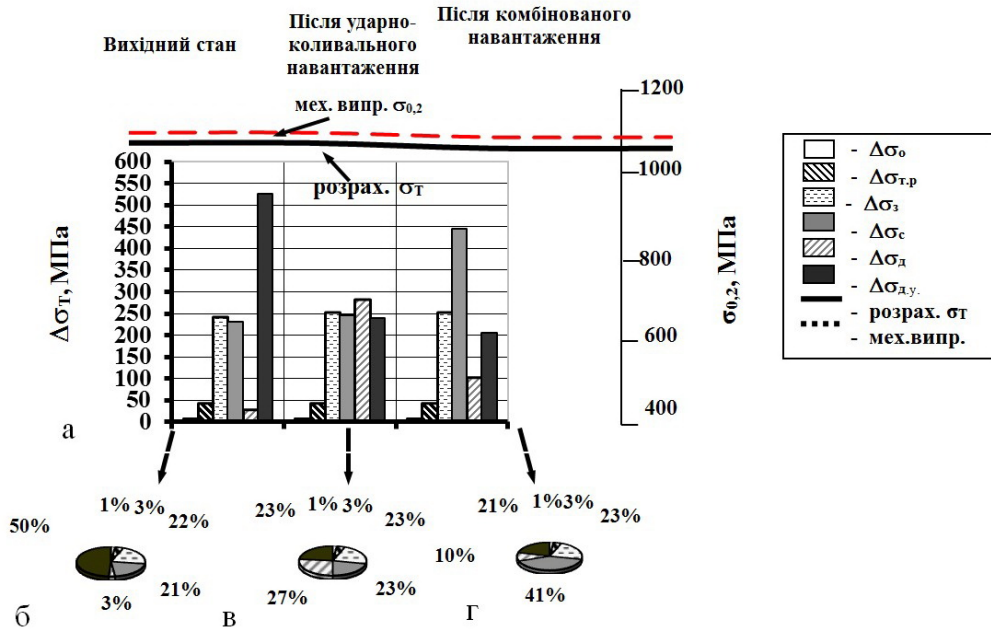
$h$  – товщина фольги, що дорівнює  $2 \times 10^{-5}$  см;

$\nu$  – коефіцієнт Пуассона;  $\rho$  – щільність дислокацій.

Оцінювання  $\Sigma\sigma_T$  свідчить, що:

- для титанового сплаву BT22 у вихідному стані найбільший вплив на значення границі текучості ( $\Sigma\sigma_T$ ) має дисперсійне зміцнення ( $\Delta\sigma_{DU} \sim 50\%$ ), а мінімальний – дислокаційне зміцнення ( $\Delta\sigma_D$  до  $\sim 3\%$ );
- у стані після ударно-коливального навантаження найбільший вплив на зміну  $\Sigma\sigma_T$  спричиняє дислокаційне зміцнення ( $\Delta\sigma_D$  до  $\sim 27\%$ );
- у стані після ударно-коливального навантаження й подальшого статичного розтягу найвпливовішим чинником  $\Sigma\sigma_T$  є субструктурне зміцнення ( $\Delta\sigma_{C3} \sim 41\%$ ), що свідчить про визначальний вплив формування дисперсних (фрагментованих) структур на міцнісні характеристики.

Інформацію про вплив на зміцнення інших структурних факторів для досліджуваних станів титанового сплаву (BT22) наведено на рис. 7.7.



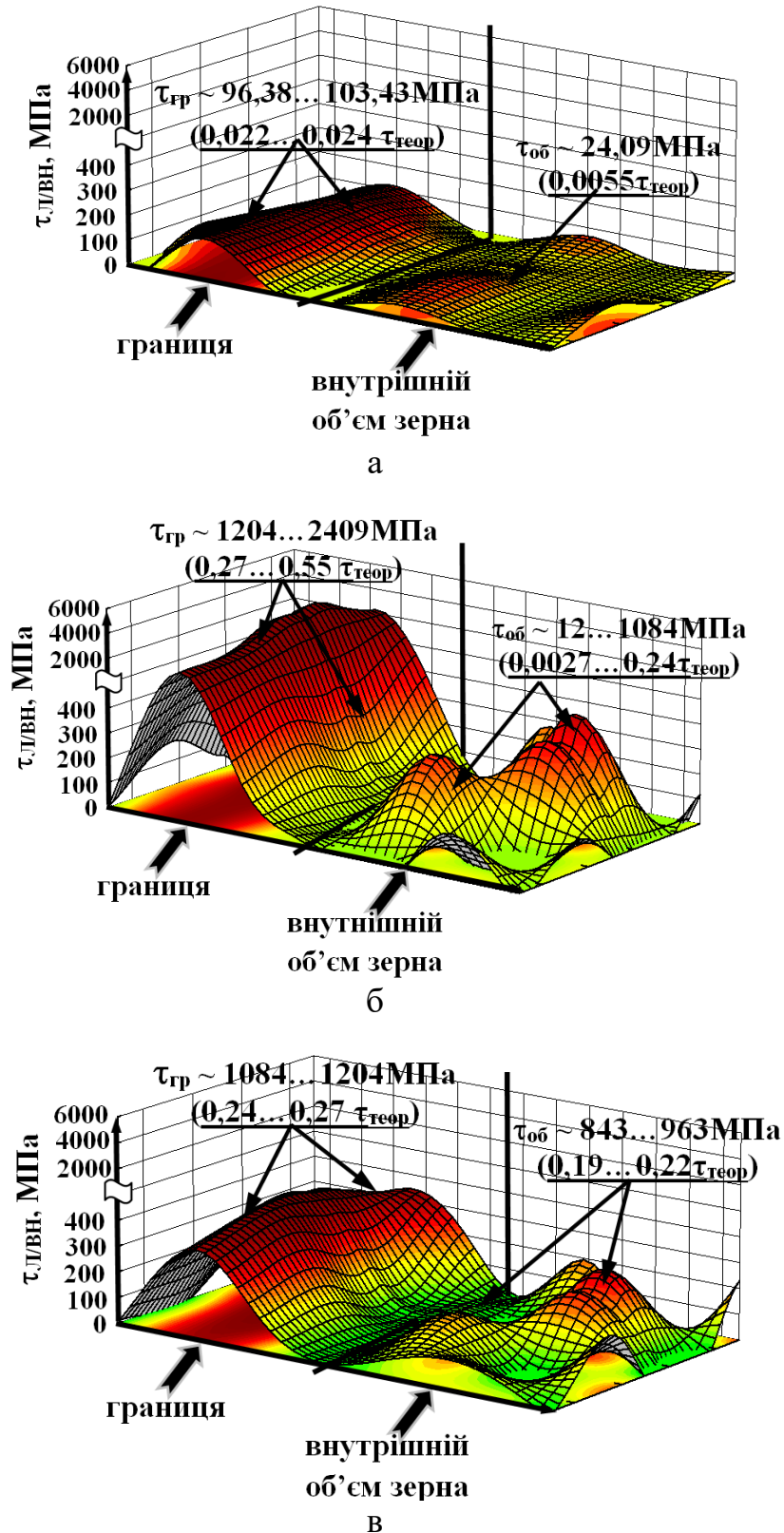
**Рис. 7.7.** Гістограма (а) диференційованого внеску структурних складових ( $\Delta\sigma_T$ ) у загальну (інтегральну  $\Sigma\sigma_T$ ) розрахункову величину границі текучості титанового сплаву після різних типів навантаження; б, в, г – секторні діаграми, що відображають процентне співвідношення внеску різних структурних складових ( $\Delta\sigma$ )

Оцінки  $\tau_{Л/ВН}$ :

Стан А. Оцінюванням  $\tau_{Л/ВН}$ , встановлено, що у вихідному стані титановий сплав ВТ22 має невисоку густину дислокацій, які достатньо рівномірно розподілені у матеріалі ( $2 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$  – в об'ємі зерен і  $8 \cdot 10^9 \dots 2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  – на межах зерен). Це забезпечує виникнення в сплаві незначних локальних внутрішніх напружень  $\tau_{Л/ВН}$  у діапазоні  $24 \dots 10^3 \text{ МПа}$  ( $0,0055 \dots 0,024\tau_{теор}$ ) та їх рівномірний розподіл, рис. 7.8а.

У стані Б структурі титанового сплаву притаманна значна зміна густини дислокацій певних структурних зон:  $\rho$  від  $5 \dots 6 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (об'єм зерен) до  $1 \dots 5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$  (на межах зерен). Наявність таких ділянок свідчить про формування в них значних градієнтів ( $\Delta\tau_{Л/ВН}$ ) локальних внутрішніх напружень, що є факторами, які сприяють тріщиноутворенню: в об'ємі зерен  $\tau_{Л/ВН} \sim 12 \dots 1084 \text{ МПа}$  ( $0,0027 \dots 0,24\tau_{теор}$ ), а вздовж меж зерен  $\tau_{Л/ВН} \sim 1204 \dots 2409 \text{ МПа}$  ( $0,27 \dots 0,55\tau_{теор}$ ), рис. 7.8 б.

У стані В спостерігали зниження (відповідно до зниження густини дислокацій, табл. 7.1) значень  $\tau_{Л/ВН}$ : у об'ємі –  $843 \dots 963 \text{ МПа}$  ( $0,19 \dots 0,22\tau_{теор}$ ), на межах зерен до  $1084 \dots 1204 \text{ МПа}$  ( $0,24 \dots 0,27\tau_{теор}$ ), рис. 7.8 в. Отримані результати свідчать, що утворена структура не є оптимальною для зародження та поширення тріщин, саме тому вона сприяє збільшенню пластичної деформації за статичного розтягу.



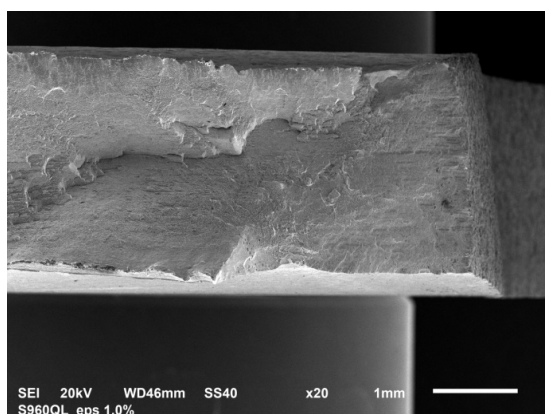
*Рис. 7.8. Діаграма розподілу локальних внутрішніх напружень ( $\tau_{Л/ВН}$ ) у титановому сплаві (VT22 залежно від характеру сформованих структур, і густини дислокацій: а – стан А; б – стан Б; в – стан В*

На суттєві зміни структури титанових сплавів після ДНП вказують також результати фрактографічного аналізу зламів поверхонь руйнування, який

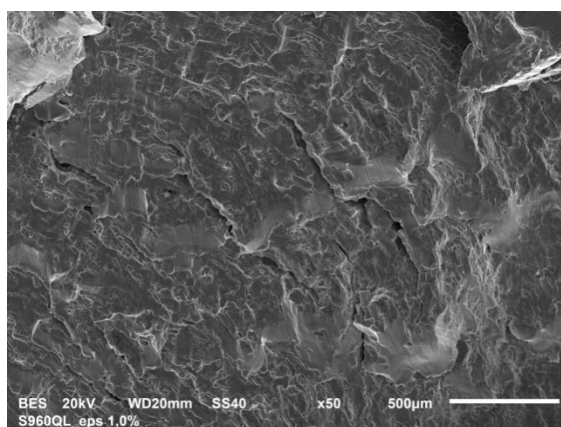
проводили на електронному мікроскопі Scanning Elektron Microscope JEOL JSM-6610px.

Аналіз поверхонь руйнування зразків зі сплаву ВТ23, досліджених за різних режимів навантажування, вказує на значні відмінності в їх структурі. Руйнування зразка (рис. 7.9) за статичного розтягу (див. криву 19 на рис. 5.6), в центральній зоні відбулося за механізмом відриву, а на приповерхневих ділянках - за механізмом зсуву, з формуванням «мікросходинок» та локальних мікронадривів матеріалу.

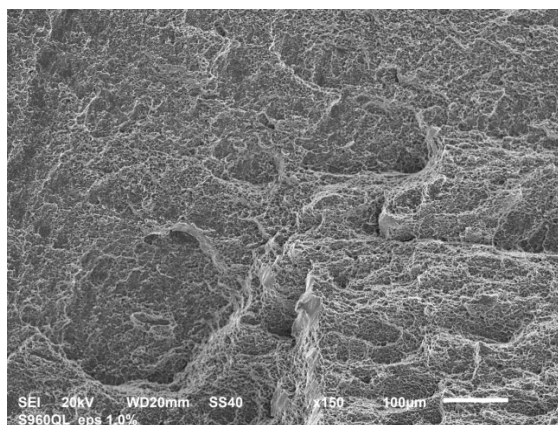
При невеликих збільшеннях злам виглядає «згладженим», з певним припущенням можна навіть стверджувати, що такий злам притаманний низькоенергетичному руйнуванню. При мікроаналізі виявлено, що поверхня сформована множиною квазіфасеток розміром 2-5 мкм, межі яких виглядають достатньо крихкими, про що свідчить відсутність в'язкої облямівки з мікроямок.



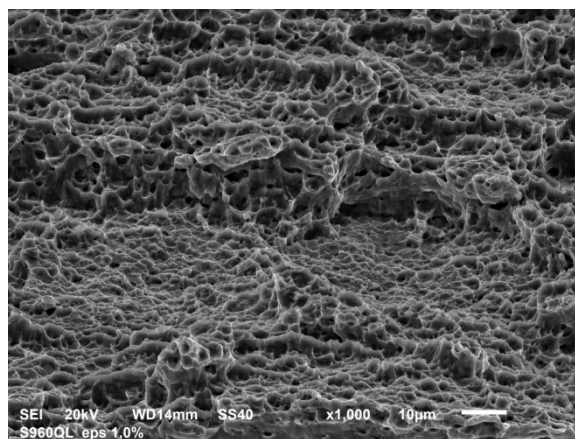
а



б



в



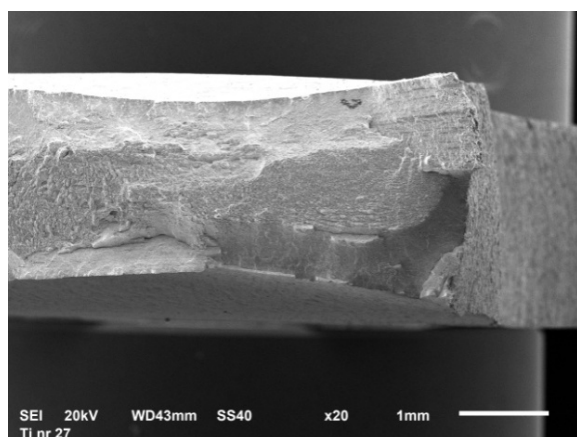
г

**Рис. 7.9.** Фрактограми поверхні руйнування зразка зі сплаву ВТ23 при стандартному статичному розтягу (крива 19 на рис. 5.6)

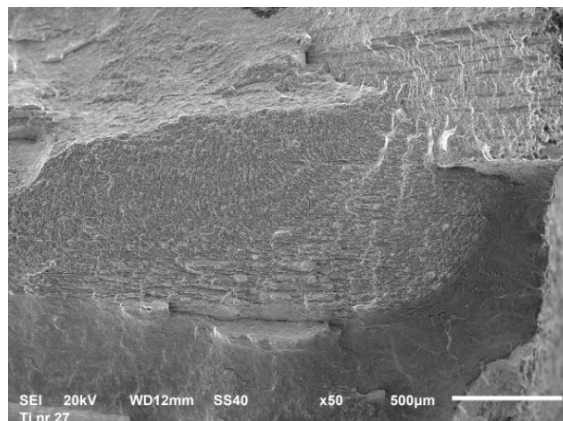
На рис. 7.10 наведено фрактограми поверхонь руйнування зразка зі сплаву ВТ23, який попередньо піддавали дії імпульсного введення енергії (крива 27 на рис. 5.6).

Можна побачити, що злам має значні спотворення поперечного перерізу, що свідчать про значну пластичну деформацію під час деформування та руйнування. Слід зазначити, що рельєф вказує на наявність зсувних, відривних

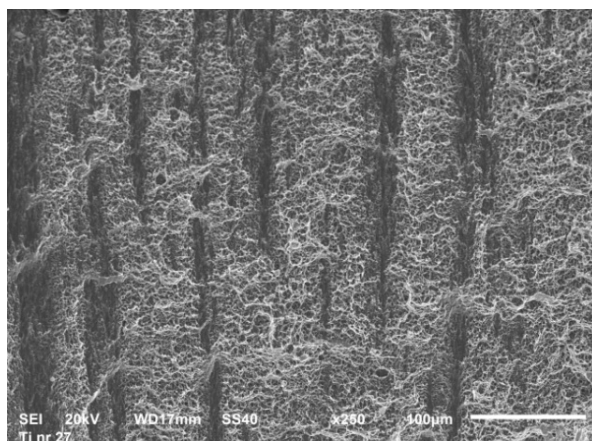
та навіть ротаційних процесів деформування. Крім традиційного мікрофасеткового рельєфу в зламі виявлено поздовжні вириви, які, на нашу думку, забезпечили додатковий опір руйнуванню матеріалу.



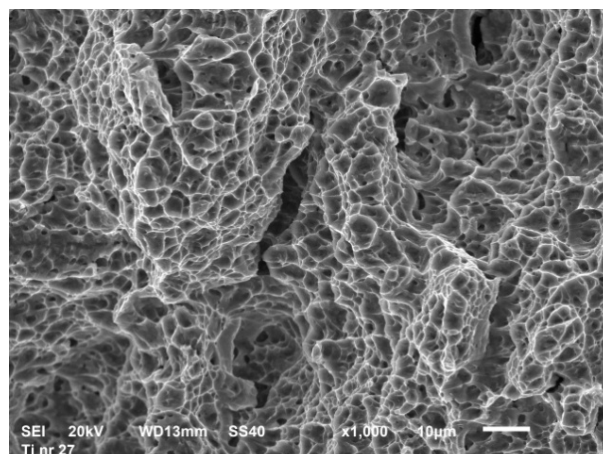
а



б



в



г

**Рис. 7.10.** Фрактограми поверхні руйнування зразків сплаву BT23, який попередньо піддавали дії імпульсного введення енергії (крива 27 на рис. 5.6)

Дані надриви сформовані при поширенні тріщини в напрямку, поперечному до напрямку прокату листа, з якого виготовлено зразки. Сама форма мікрофасеток близька до округлої, що дозволяє нам розглядати їх, як мікроямки із плоским дном.



## 8. ОБҐРУНТУВАННЯ ОПТИМАЛЬНИХ РЕЖИМІВ УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ ДОСЛІДЖЕНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ, ПРИ ЯКИХ ЗАБЕЗПЕЧУЄТЬСЯ МАКСИМАЛЬНЕ ЗРОСТАННЯ ЇХ ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ У ПОРІВНЯННІ З ВИХІДНИМ СТАНОМ

За ударно-коливального навантажування структура матеріалу самоорганізується, з метою забезпечення найкращого механізму передавання енергії. Очевидно, що формування дисипативних структур супроводжується не лише введенням енергії у сформовані пошкодження, або їх зародженням. На нашу думку, внаслідок акумуляції енергії можлива модифікація самого матеріалу на межах цих пошкоджень.

Тому однаковий імпульсний вплив на матеріал, залежно від ступеня його попередньої деформації статичним розтягом (і, відповідно, пошкодження його вихідної структури), спричиняв різні фізико-механічні наслідки. При цьому, визначальним чинником впливу на зміну механічних властивостей є інтенсивність силового імпульсу.

Отже, для обґрунтування оптимальних режимів ударно-коливального навантаження титанових сплавів, за яких максимально покращуються їх пластичні властивості, слід, як мінімум, змінювати два параметри: величину попереднього деформування сплавів статичним розтягом та інтенсивність силового імпульсу.

При обґрунтуванні оптимальних режимів ударно-коливального навантаження титанових сплавів досліджено два режими деформування. За першого режиму серії зразків зі сплавів ВТ22, ВТ23 і ВТ23М спочатку навантажували статичним розтягом до початкового навантаження 2...4 кН і далі послідовно піддавали дії силових імпульсів  $F_{i\text{mn.}} = 42...156$  кН. Під час імпульсного введення енергії в сплави фіксували проскоки (стрибки) деформації  $\varepsilon_{i\text{mn.}}$ . Після ДНП зразки повністю розвантажували та повторно навантажували статичним розтягом до руйнування й за параметром  $\varepsilon_{i\text{mn.}}$  визначали вплив імпульсного введення енергії на зростання пластичної деформації сплавів порівняно з вихідним станом.

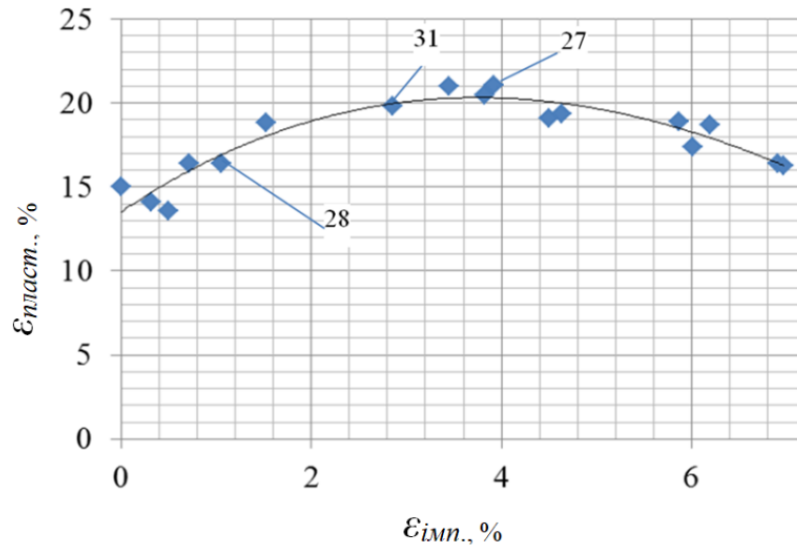
За другого режиму навантажування серії зразків зі сплавів ВТ23 і ВТ23М спочатку навантажували статичним розтягом до початкового навантаження 8 кН і далі з кроком 2,0 кН. При цих фіксованих значеннях статичного навантаження зразки піддавали заданим імпульсним підвантаженням  $F_{i\text{mn.}} = 45...50$  кН. Подальша процедура випробувань була аналогічною до попередньої.

Аналіз отриманих експериментальних результатів на зразках зі сплаву ВТ22 дозволив обґрунтувати оптимальний режим складного навантаження (попередній статичний розтяг – ударно-коливальне навантаження) для максимального підвищення вихідної пластичної деформації даних сплавів.

Встановлено, якщо під час імпульсного введення енергії в сплав сумарні напруження від дії попереднього статичного розтягу і ДНП не перевищують

межі текучості, то пластична деформація за повторного статичного розтягу зростає в 2,5 рази.

Аналіз аналогічних експериментальних результатів на зразках зі сплаву ВТ23 показав, що максимальний ефект від введення імпульсної енергії проявляється тоді, коли під час імпульсного введення енергії в матеріал проскоки пластичної деформації сягають значень  $\varepsilon_{i\text{мп}} = 3,0 \dots 3,5\%$ . При цьому пластична деформація сплаву за повторного статичного розтягу зростає на 30...35%. На рис. 8.1 наведено отриману експериментальну криву залежності  $\varepsilon_{\text{пласт.}}$  від  $\varepsilon_{i\text{мп}}$ . Для сплаву ВТ23.



**Рис. 8.1.** Крива залежності пластичної деформації зразків титанового сплаву ВТ23 за повторного статичного розтягу від проскоків деформації протягом імпульсного введення енергії

Крім того, встановлено, що за оптимального режиму імпульсного введення енергії в сплав ВТ23 крім збільшення пластичної деформації сплаву на 30...35%, до 8,5% зростає його тріщиностійкість.

Для сплаву ВТ23М, що має найвищу початкову пластичну деформацію зі всіх досліджених у даній роботі ( $\delta = 19\text{-}20\%$ ), також виявлено оптимальний режим імпульсного введення енергії, який значно покращує його пластичність.

За  $\varepsilon_{i\text{мп.}} = 0,2 \dots 1,0\%$  та повторного статичного розтягу пластична деформація сплаву зросла до 5,0%, ударна в'язкість понад 20,0%, а також збільшилася тріщиностійкість сплаву до 19,0%. Слід наголосити, що загалом, для всіх досліджених сплавів виявлено позитивний вплив імпульсного деформування.

Таким чином, сформована в результаті складних попередніх технологічних операцій структура листових двофазних високоміцних титанових сплавів може зазнавати істотних змін за динамічних незрівноважених процесів внаслідок ударно-коливального навантаження. Обґрунтовано оптимальні режими імпульсного введення енергії, які забезпечили значне покращення пластичних властивостей титанових сплавів за повторного статичного розтягу.



## 9. ПОЛІПШЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ І НАНОТЕХНОЛОГІЙ

Останнім часом широко застосовують різні методи отримання наноструктурних станів у поверхневих шарах матеріалів. Відомо, що наноструктура значно підвищує їх механічні властивості, а експлуатаційні якості деталей машин і виробів значною мірою визначаються станом поверхневого шару. Міцність, зносо- та корозостійкість, довговічність і надійність деталей машин і виробів пов'язана зі станом поверхні, з якої зазвичай починається їх руйнування.

Зміцнення та наноструктурування поверхневих шарів суттєво розширює діапазон модифікованих станів матеріалів, що виникають за імпульсного введення енергії.

Авторами вперше встановлено, що за динамічних незрівноважених процесів, внаслідок ударно-коливального навантаження, майже всі пластичні матеріали є схильними до короткочасної пластифікації з одночасним «аномальним» ефектом знеміцнення за рахунок створення дисипативної структури, що як правило, має густину, меншу основного матеріалу.

Отже, на поверхні зразків матеріалу формується мікрорельєф у вигляді утворення решітки «гребенів» («гір»), що є проявом мікроекструзій. Цей ефект автори використали для розроблення ефективного способу зміцнення та наноструктуризації поверхні матеріалів і отримання рівномірної контрольованої наноструктури поверхневого шару з підвищеною механічною міцністю [36].

Технологія даного способу полягала в наступному: поверхні зразків матеріалів перед імпульсним підвантаженням змочували колоїдним розчином наночастинок (металів або твердих сплавів, карбідів чи нітридів) і осаджували їх шляхом сушіння. Наночастинки металу, що знаходились на поверхні досліджуваного матеріалу внаслідок попереднього змочування колоїдним розчином, за динамічного незрівноваженого процесу «зачеканювались» у поверхню, що спричиняло суттєві структурні зміни, з утворенням контрольованого поверхневого наноструктурованого шару. Контрольовану структуру поверхні матеріалу отримували використанням у колоїдному розчині наночастинок матеріалу відповідного розміру та розчину відповідної концентрації.

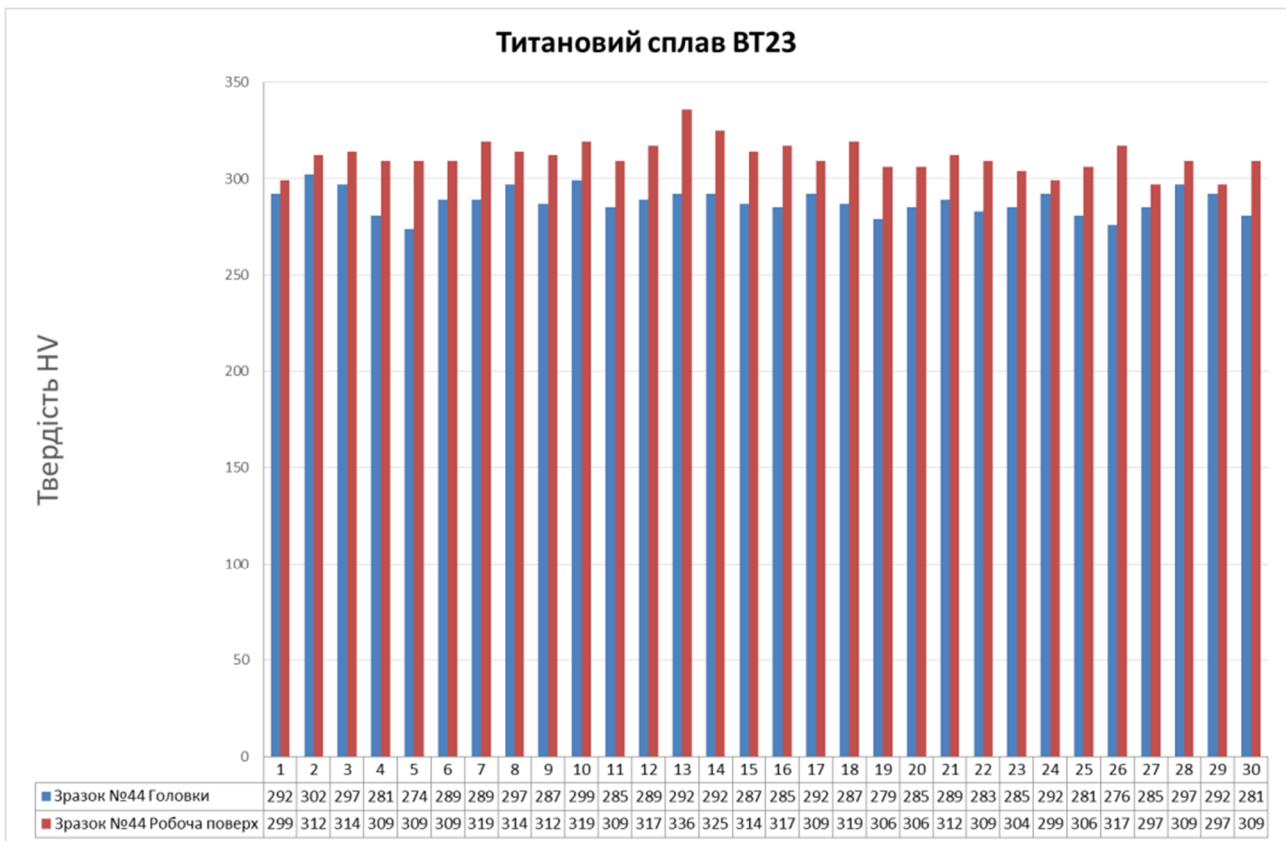
Як ішлося в параграфі 8, для кожного досліджуваного титанового сплаву є свій оптимальний режим імпульсного введення енергії в сплави. Апробацію методики поліпшення механічних властивостей титанових сплавів за рахунок імпульсного введення енергії та нанотехнологій проведено на титановому сплаві VT23. Для сплаву VT23 оптимальний вплив інтенсивності імпульсного введення енергії на максимальне підвищення вихідної пластичної деформації відзначали при величині проскакування деформації  $\varepsilon_{imp}$  протягом введення імпульсної енергії приблизно на 3,0...3,5%. Використовуючи цей оптимальний вплив інтенсивності імпульсного введення енергії в титановий сплав VT23 з

використанням розробленого способу, додатково проведено зміцнення поверхневих шарів сплаву VT23.

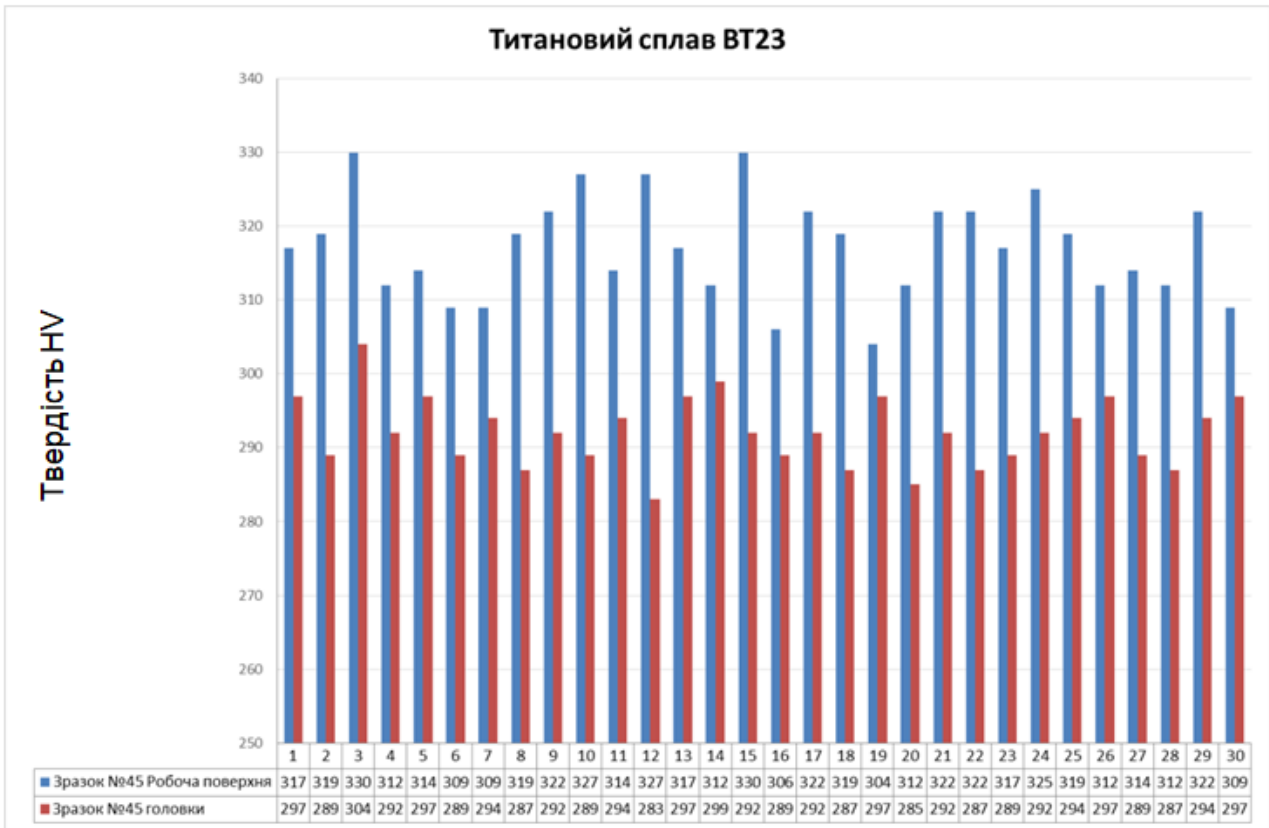
Випробування проводили з використанням колоїдних розчинів наночастинок вольфраму та карбиду вольфраму [31, 37], які виготовляли на кафедрі технології конструкційних матеріалів і матеріалознавства НУБіП України.

Після імпульсного підвантаження зразки повністю розвантажували, протирали спиртом їх поверхні і вимірювали твердість поверхневого шару в робочій зоні та на їх головках при робочому навантаженні 10 кг, на твердомірі НПО-10, за методом Віккерса. На рис. 9.1...9.4 наведено результати експериментальних досліджень відповідно для колоїдного розчину W (рис. 9.1) і колоїдного розчину W-C (рис. 9.2...9.4).

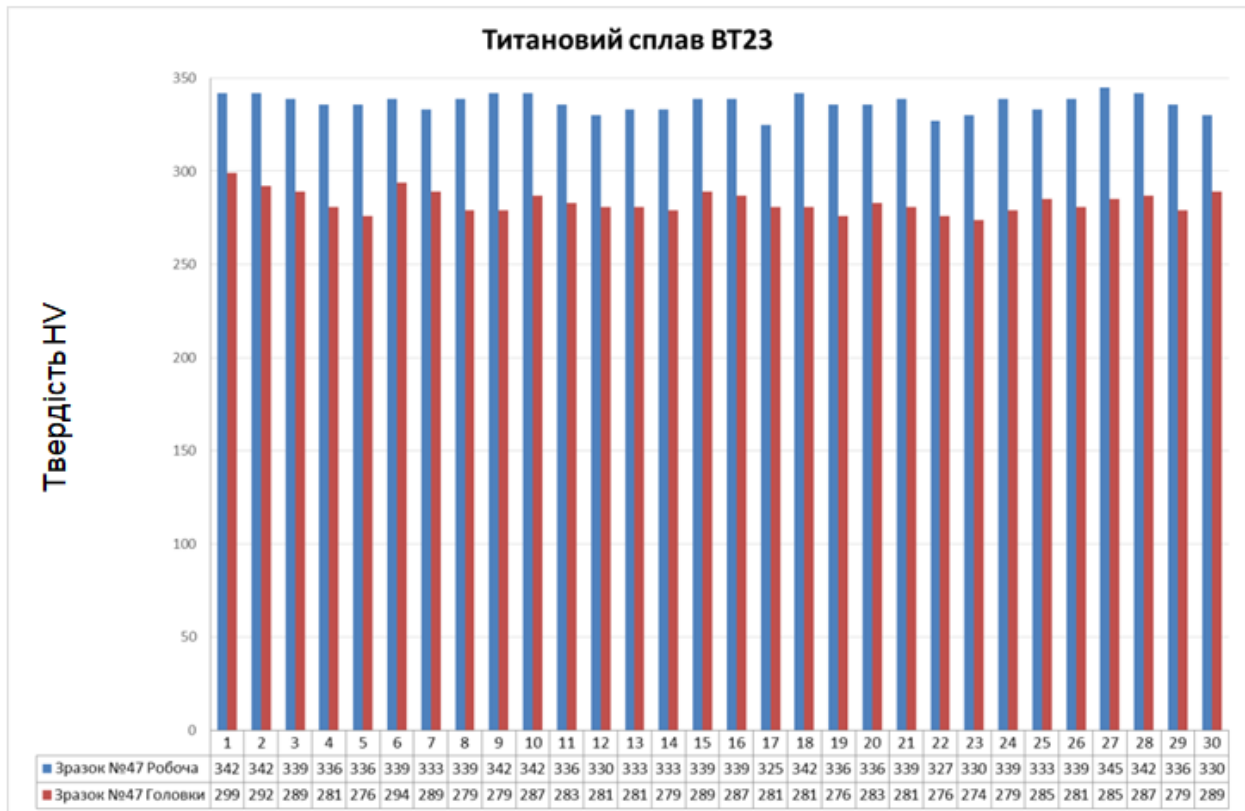
Аналіз отриманих даних засвідчував, що при використанні колоїдного розчину W можна збільшити макротвердість поверхневого шару титанового сплаву VT23 на 8,5...9,0%, а при використанні колоїдного розчину W-C – на 18,5...19,0%.



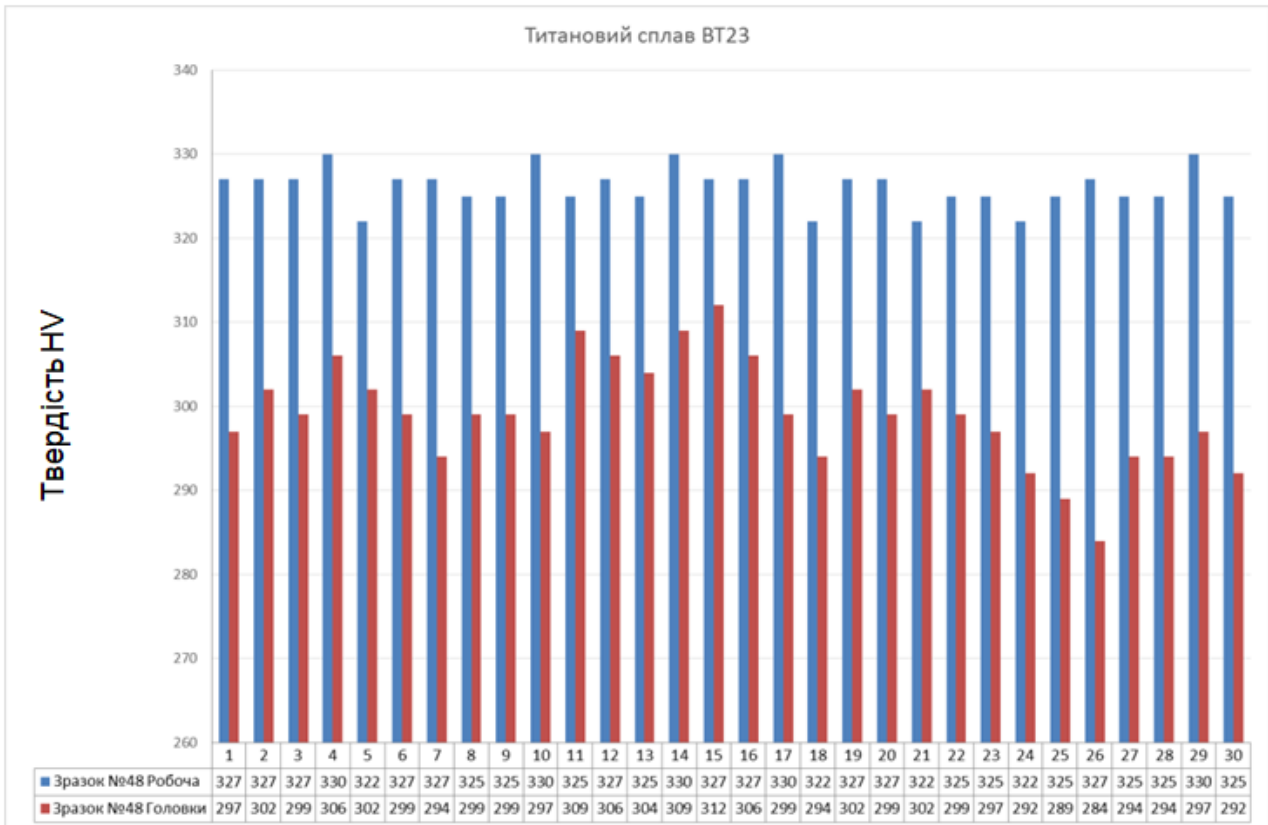
*Рис. 9.1. Твердість поверхневого шару зразка, обробленого колоїдним розчином W*



*Рис. 9.2. Твердість поверхневого шару зразка, обробленого колоїдним розчином W-C*



*Рис. 9.3. Твердість поверхневого шару зразка, обробленого колоїдним розчином W-C*



*Рис. 9.4. Твердість поверхневого шару зразка, обробленого колоїдним розчином W-C*

## 10. ВИСНОВКИ І РЕКОМЕНДАЦІЇ

Вперше розроблено науково-методичні рекомендації поліпшення пластичних властивостей листових двофазних високоміцних титанових сплавів за динамічних незрівноважених процесів, зумовлених ударно-коливальним навантаженням.

Запропоновано й апробовано 5 нових способів імпульсного введення енергії в листові високоміцні двофазні титанові сплави, на які отримано патенти України на винаходи. Обґрунтовано оптимальні режими їх ударно-коливального навантаження, що забезпечують максимальне зростання пластичності матеріалів, порівняно з вихідним станом.

З використанням розробленої методики одержано збільшення пластичної деформації сплавів: ВТ22 в 2,5 рази, ВТ23 на 30...35%, ВТ23М – до 5,0%, внаслідок ударно-коливального навантаження, а також збільшення ударної в'язкості сплаву ВТ23М понад 20%, підвищення тріщиностійкості ВТ23, ВТ23М відповідно до 8,5 і 19,0% та твердості поверхневих шарів сплаву ВТ23 на 18,0 - 19,0%.

Запропоновано технологічний метод модифікування механічних властивостей листових високоміцних двофазних титанових сплавів із застосуванням нанотехнологій. Ці результати можна використовувати під час проектування сучасної сільськогосподарської техніки, в авіабудуванні, вони є актуальними також для виробів спеціального призначення, зокрема захисних пластин сучасних бронезилетів.

## СПИСОК РЕКОМЕНДОВАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. *Николис Г.* Познание сложного. Введение / Г. Николис, И. Пригожин; Пер. с англ. Изд. 2-е, стереотипное. – М.: Едиториал УРСС, 2003. – 344 с.
2. *Пригожин И.* От существующего к возникающему: Время и сложность в физических науках / И. Пригожин; Пер. с англ. Изд. 2-е, доп. – М.: Едиториал УРСС, 2002. – 288 с.
3. *Гленсдорф П.* Термодинамическая теория структуры, устойчивости и флуктуаций / П. Гленсдорф, И. Пригожин. – М.: Изд. «Мир», 1973, – 273 с.
4. *Климов Д. М.* Вязкопластические течения: динамический хаос, устойчивость, перемешивание / Д. М. Климов, А. Г. Петров, Д. В. Георгиевский. – М.: Наука, 2005. – 394с.
5. *Hutsaylyuk V.* Strength analysis of material systems at dynamic nonequilibrium processes / V. Hutsaylyuk, M. Chausov, V. Berezin., et al. // Eng. Fail. Anal. – 2013. – 35. – P. 636-638.
6. *Чаусов М. Г.* Дослідження процесу прояви площадок текучості при імпульсних підвантаженнях алюмінієвих сплавів / М. Г. Чаусов, О. Е. Засимчук, К. М. Волянська // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія «Машинобудування». – 2011. – №63. – С. 244-248.
7. *Chausov N. G.* Setup for testing materials with plotting complete stress-strain diagrams / N. G. Chausov, D. G. Voityuk, A. P. Pilipenko, A. M. Kuz'menko // Strength of Mater. – 2004. – 36(5). – P. 532-537.
8. *Chausov N. G., Pilipenko A. P.* Influence of dynamic overloading on fracture kinetics of metals at the final stages of deformation // Mechanika. – 2004. – 48. – P. 13-18.
9. *Лебедев А. А.* Новые методы оценки деградации механических свойств металла конструкции в процессе наработки / А. А. Лебедев, Н. Г. Чаусов. – Киев: Издательство Института проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2004. – 133с.
10. *Чаусов Н. Г.* Полная диаграмма деформирования как источник информации о кинетике накопления повреждений и трещиностойкости материалов / Н. Г. Чаусов // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2004. – 70. – № 7. – С. 42-49.
11. *Пат. України* на винахід № 113221, МПК G01N 3/08 (2006.01), G01N 3/28 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01), C22F 1/18 (2006.01). Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в титановий сплав / М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко; заявник і патентотримач НУБіП України, заявл. 24.02.2015, опубл. 26.12.2016. Бюл. №24.
12. *Пат. України* на винахід № 113222, МПК G01N 3/08 (2006.01), G01N 3/28 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01), C22F 1/18 (2006.01) Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в титановий сплав при статичному розтягу / М. Г. Чаусов, А.П. Пилипенко; заявник і патентотримач НУБіП України, заявл. 24.02.2015, опубл. 26.12.2016. Бюл. №24.

13. *Пат. України* на винахід № 113251, МПК С22F 1/18 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01), G01N 3/28 (2006.01), G01N 3/18 (2006.01), G01N 3/08 (2006.01) Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в титановий сплав при статичному розтягу / М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, П. О. Марущак, В. П. Ковбаса; заявник і патентотримач НУБіП України, заявл. 19.11.2015, опубл. 26.12.2016. Бюл. №24.
14. *Пат. України* на винахід № 113792, МПК С21D 7/10 (2006.01), G01N 3/08 (2006.01), G01N 3/28 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01), С22F 1/18 (2006.01). Деформаційний спосіб зміни вихідної структури двофазних титанових сплавів / М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, В. П. Ковбаса, В. Б. Березін; заявник і патентотримач НУБіП України, заявл. 25.06.2016, опубл. 10.03.2017. Бюл. №5.
15. *Пат. України* на винахід № 113940, МПК G01N 3/28 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01), G01N 3/08 (2006.01). Спосіб оцінки імпульсного введення енергії в пластичний матеріал / М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, П. О. Марущак, В. А. Довганюк; заявник і патентотримач НУБіП України, заявл. 03.06.2016, опубл. 27.03.2017. Бюл. №6.
16. *Особенности деформирования пластичных материалов при динамических неравновесных процессах* / Н. Г. Чаусов, Е. Э. Засимчук, Л. И. Маркашова, и др. // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2009. – Т.75. – №6. – С. 52-59.
17. *Chausov M.* Effect of high-force impulse loads on the modification of mechanical properties of heat-resistant steel after service / M. Chausov, P. Maruschak, A. Pylypenko, F. Sergejev, O. Student // *Estonian J. Eng.* – 2012. – 18. – P. 251-258.
18. *Zasimchuk E.* Influence of combined loading on microstructure and properties of aluminum alloy 2024-T3 / E. Zasimchuk, L. Markashova, O. Baskova, et al // *J. Mater. Eng. Perform.* – 2013. – 22(11). – P. 3421-3429.
19. *Influence of dissipative structures formed by impulse loads on the processes of deformation and fracture* / V. Hutsaylyuk, M. Chausov, V. Berezin, A. Pylypenko, K. Volyanska // *Key Engineering Materials.* – 2014. – 577-578. – P. 273-276.
20. *Chausov M. G.* Strain field evolution on the surface of aluminum sheet alloys exposed to specific impact with oscillation loading / M. G. Chausov, V. B. Berezin, A. P. Pylypenko, V. B. Hutsaylyuk // *J. Strain. Anal.* – 2014. – 50. – P. 61-62.
21. *Chausov M. G.* Effect of impact-oscillatory on variation of mechanical properties and fracture toughness of pipe steel 17G1S-U / M. G. Chausov, P. O. Maruschak, A. P. Pylypenko, O. Prenkovskis / *Proceedings 20th International conference «Transport Means 2016» (5-7 October, 2016), Suodkrante. – Lithuania. – KTU.* – P. 441-443.
22. *Chausov M. G.* Influence of impact-oscillatory loading upon the mechanical properties of the VT-22 titanium alloy sheet / M. G. Chausov, A. P. Pylypenko, V. B. Berezin et al // *J. of Mater. Eng. and Perform.* – 2016. – 25(8). – P. 3482-3492.
23. *Chausov M.* Influence of dynamic non-equilibrium processes on strength and plasticity of materials of transportation systems / M. Chausov, A. Pylypenko,

V. Berezin, et al. // Transport. – 2017, P. 1-11, article in press, doi:10.3846/16484142.2017.1301549.

24. *Maruschak P.* Methods and some results of automated analysis of ductile failure mechanisms of titanium alloy VT-22 / P. Maruschak, I. Konovalenko, O. Prentkovskis, M. Chausov, A. Pylypenko // Procedia Engineering. – 2016. – 134. – P. 475-480.

25. *Chausov M.* Enhancing plasticity of high-strength titanium alloys VT 22 under impact-oscillatory loading / M. Chausov, P. Maruschak, A. Pylypenko, L. Markashova // Philosophical Magazine. – 2017. – 97. – P. 389-399.

26. *Марущак П. О.* Пошкодженість та руйнування титанового сплаву VT22 за статичного розтягу після підвантаження силовим імпульсом / П. О. Марущак, І. В. Коноваленко, М. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко // Проблемы прочности. – 2017. – №3. – С. 1-11.

27. *Chausov M. G.* Structural self-organization of titanium alloys under impulse force action / M. G. Chausov, P. O. Maruschak, A. P. Pylypenko, V. B. Berezin, O. Prentkovskis // Materials Testing. – 2017. – 59(6). – P. 567-569.

28. *Konovalenko I.* Fuzzy logic analysis of parameters of dimple of ductile tearing on the digital image of fracture surface / I. Konovalenko, P. Maruschak, M. Chausov, O. Prentkovskis // Procedia Engineering. – 2017. – 187. – P. 229-234.

29. *Zasimchuk E.* Structural transformations in metallic materials during plastic deformation / E. Zasimchuk, T. Turchak, A. Baskova, N. Chausov, V. Hutsaylyuk // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2017. – 26(3). – P. 1293-1299.

30. *Chausov M. G.* Mechanical properties of the sheet two-phase-high-strength titanium alloy VT23 due to impulse introduction of energy / M. G. Chausov, P. O. Maruschak, A. P. Pylypenko, O. Prentkovskis, V. Hutsaylyuk // Procedia Engineering. – 2017. – 187. – P. 414-419.

31. *Чаусов М. Г.* Методи покращення механічних властивостей високоміцних листових титанових сплавів / М. Г. Чаусов, П. О. Марущак, А. П. Пилипенко, К. Г. Лопатько, Ю. А. Герасимчук / Збірник тез доповідей матеріалів всеукраїнської науково-технічної конференції «Актуальні проблеми проектування, виготовлення і експлуатації озброєння та військової техніки» (17-19 травня), Вінниця. – ВНТУ. – 2017. – С. 325-327.

32. *Чаусов Н. Г.* Влияние ударно-колебательного нагружения на механические свойства  $\alpha + \beta$  титановых сплавов / Н. Г. Чаусов, П. О. Марущак, А. П. Пилипенко, Л. И. Маркашова // Механика машин, механизмов и материалов. – 2017. – 40(3). – С. 77-82.

33. *Чаусов М. Г., Марущак П. О., Пилипенко А. П.* Поліпшення пластичних властивостей високоміцних двофазних титанових сплавів за рахунок ударно-коливального навантаження // Праці V Міжнародної науково-технічної конференції «Пошкодження матеріалів під час експлуатації, методи його діагностування і прогнозування» (19-22 вересня), Тернопіль. – ТНТУ ім. І. Пулюя. – 2017. – С. 105-109.

34. *Чаусов Н. Г.* Влияние концентратора напряжений на кинетику разрушения листовой нержавеющей стали с учетом импульсных подгрузок /

Н. Г. Чаусов, А. П. Пилипенко, М. Н. Бондар, Е. М. Порохнюк // Вісник національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія «Машинобудування». – 2010. – №58. – С. 48-52.

35. *Chausov M.* Complete stress-strain curve as a source of information on the kinetics of fracture of titanium alloys subjected to a combined mode of loading / M. Chausov, V. Hutsaylyuk, L. Sniezek, P. Maruschak, A. Pylypenko // Proceedings of the 5th International conference on Integrity-Reliability-Failure (24-28 July), Portugal, Porto. – 2016. – P. 109-116.

36. *Пат. України* на винахід № 98493. МПК В82В 3/00, С21D 7/04 (2006.01), G01N 3/32 (2006.01). Спосіб модифікації механічних властивостей матеріалів / М. Г. Чаусов, В. Г. Каплуненко, М. В. Косінов, К. М. Порохнюк; заявник і патентотримач НУБіП України, заявлено 29.12.2009, опубліковано 25.05.2012. – Бюл. №10.

37. *Strengthening* surface layers of titanium alloys by impact-oscillatory loading and nanotechnologies / M. Chausov, P. Maruschak, A. Pylypenko, K. Lopatko, A. Guzanova / Proceedings of the International scientific conferences «PRO-TECH-MA 2017» and «Surface Engineering 2017» (20-23 June), Slovakia, Bardejov Spa. – 2017. – P. 38-39.



Наукове видання

ЧАУСОВ Микола Георгійович,  
ПИЛИПЕНКО Андрій Петрович,  
МАРУЦАК Павло Орестович.

---

---

**МЕТОДИКА ПОЛІПШЕННЯ ПЛАСТИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
ЛИСТОВИХ ДВОФАЗНИХ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ  
СПЛАВІВ ЗА РАХУНОК  
УДАРНО-КОЛИВАЛЬНОГО НАВАНТАЖЕННЯ**

*Науково-методичні рекомендації для підприємств України  
з проектування та виробництва сільськогосподарської техніки*

---

---

**ISBN 978-617-7331-46-8**

Підписано до друку 10.11.2017. Формат 60×90, 1/16.  
Друк лазерний. Папір офсетний. Гарнітура TimesNewRoman.  
Обл. вид. арк. 2,0.. Наклад – 300 прим.  
Замовлення № 101117-1

\*\*\*\*\*

Друк ФОП Паляниця В. А.  
Свідоцтво ДК №4870 від 20.03.2015 р.  
м. Тернопіль, вул. Б. Хмельницького, 9а, оф.38.  
тел. (0352) 528–777.

