

## Пошкодженість та руйнування титанового сплаву VT22 за статичного розтягу після підвантаження силовим імпульсом

П. О. Марущак<sup>а</sup>, І. В. Коноваленко<sup>а</sup>, М. Г. Чаусов<sup>б</sup>, А. П. Пилипенко<sup>б</sup>

<sup>а</sup> Тернопільський національний технічний університет імені Івана Пулюя, Тернопіль, Україна

<sup>б</sup> Національний університет біоресурсів і природокористування України, Київ, Україна

*Установлено основні закономірності пластичного деформування титанового сплаву VT22 та мікромеханізми його руйнування за статичного розтягу та розтягу після різних режимів динамічного нерівноважного навантаження в результаті імпульсних підвантажень. Виявлено, що незалежно від режиму навантаження руйнування сплаву VT22 відбувається за механізмом зародження та об'єднання пор. Проаналізовано фізико-механічні явища утворення на поверхні зламів ямок в'язкого відриву та описано їх зв'язок із деформаційними процесами.*

**Ключові слова:** деградація, пошкодженість, деформація, мікромеханізми руйнування, ямки в'язкого відриву.

**Вступ.** Вивчення мікромеханізмів руйнування та кількісний аналіз морфологічних утворень на зламах конструктивних елементів і лабораторних зразків дозволяють зрозуміти механізми мікронеоднорідного деформування полікристалічних матеріалів за різних умов навантаження [1–3]. Підвищений інтерес до фрактодіагностування зумовлений тим, що злам є природнім сенсором відгуку матеріалу на деформаційний вплив, а його кількісна інтерпретація дозволяє прогнозувати поведінку конструкції за граничного стану [4, 5]. Завдяки високій корозійній стійкості, значній міцності та меншій питомій вазі, ніж у сталі, сплав VT22 широко використовується у космонавтиці й авіації. У даній роботі розглянуто механічну поведінку титанового сплаву VT22 за стандартного статичного розтягу та розтягу після динамічних нерівноважних процесів (ДНП), які реалізуються внаслідок ударно-коливального режиму навантаження. Аналіз відомих результатів свідчить про специфічні особливості деформування матеріалів після ДНП, які полягають у значній пластифікації певних груп матеріалів за наступного статичного розтягу через утворення дисипативних структур [6–9].

Відомі спроби використання математичних підходів до оцінювання та інтерпретації механізмів руйнування, зокрема створено алгоритми обчислення висоти зони витягування, форми втомних борозенок та ін., які є дієвим апаратом кількісного оцінювання морфології поверхні руйнування [10, 11]. Окрім того, існують підходи до оцінювання геометрії ямкових утворень, зокрема одиничних та об'єднаних корозійних пітингів, ямок в'язкого відриву. Але ці підходи потребують подальшого розвитку та вдосконалення, саме цьому й присвячено дану роботу.

Метою роботи є дослідження впливу динамічного нерівноважного процесу на стан поверхні руйнування сплаву VT22 та виявлення особливостей кінетики накопичення внутрішніх дефектів.

**Титановий сплав VT22.** Сплав VT22 – це конструкційний двофазний ( $\alpha + \beta$ )-титановий сплав перехідного класу (5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe) [4]. У стабільному стані сплав містить від 45 до 50%  $\beta$ -фази та має досить гетерогенну структуру. Експерименти з реалізації ДНП у високоміцному титановому сплаві VT22 виконували на пружній ділянці діаграми деформування. У даному випадку сумарні напруження від попереднього статичного розтягу і імпульсного підвантаження не перевищували границю плинності сплаву VT22. Використовували плоскі зразки з розміром робочої частини 10×18 мм. Товщина зразків становила 3 мм.

Методику випробувань реалізовано на базі модифікованої гідравлічної установки для статичних випробувань ZD-100Pu і детально описано в роботах [1–4]. Основна суть запропонованої методики полягає в високошвидкісному розтягуванні матеріалу з накладанням на нього коливального процесу з високою частотою (кілька кілогерц), яка відповідає власній частоті випробувальної машини. Конструктивно це досягається завдяки тому, що окрім зовнішнього контуру (навантажувальна рама випробувальної машини) введено внутрішній контур. Останній являє собою найпростішу статично невизначену конструкцію у вигляді трьох паралельних елементів, що навантажуються одночасно: центрального зразка та двох симетричних зразків-супутників (крихких проб) із різним поперечним перерізом, виготовлених із загартованих сталей 65Г або У8–У12. При навантаженні даної конструкції зразки-супутники руйнуються (при заданих навантаженні чи деформації) з імпульсним введенням енергії у матеріал досліджуваного зразка. Досліджені режими навантаження зразків сплаву ВТ22 наведено у табл. 1.

Т а б л и ц я 1

Режим навантаження зразків титанового сплаву ВТ22

Режим навантаження	Зусилля імпульсного впливу при ДНП, кН	Метод випробувань
а	–	СР
б	60	СР+ДНП+СР
в	–	ВР+СР
г	60	СР+ДНП+ВР+СР

**Примітка.** СР – статичний розтяг; ВР – витримка у рідкому азоті.

Раніше [12] запропоновано алгоритм аналізу формозміни пітингів на поверхнях магістральних газопроводів. Цей алгоритм використовується нижче для кількісного оцінювання форми та розмірів (2D) ямок в'язкого відриву.

**Форми ямок в'язкого відриву та їх оцінювання.** Відомо, що мікропори зароджуються на включеннях, частинках вторинних фаз та межах зерен. Із накопиченням деформації у матеріалі пори розширюються та подовжуються, а стінки перетинок звужуються. Перетинки між сусідніми порами стоншуються з утворенням шийки. Злам складається з двох поверхонь, на яких розташовуються розкриті пори (ямки). Форма ямок залежить від напружено-деформованого стану в шийці зразка. Рівновісні округлі ямки утворюються у випадку одновісного розтягу. Місцями зародження мікропор є частинки вторинних фаз, межі зерен, межі включення–матриця, внутрішньозеренні дефекти.

Міру наближення форми ямки в'язкого відриву до колової розраховували за коефіцієнтом округлості [12]. Щоб виявити ступінь відхилення форми ямки, спочатку розраховували координати її центра мас  $C_i(x_{ci}, y_{ci})$ :

$$x_{ci} = \frac{1}{f_i} \sum_{m=1}^{f_i} x_m; \quad y_{ci} = \frac{1}{f_i} \sum_{m=1}^{f_i} y_m. \quad (1)$$

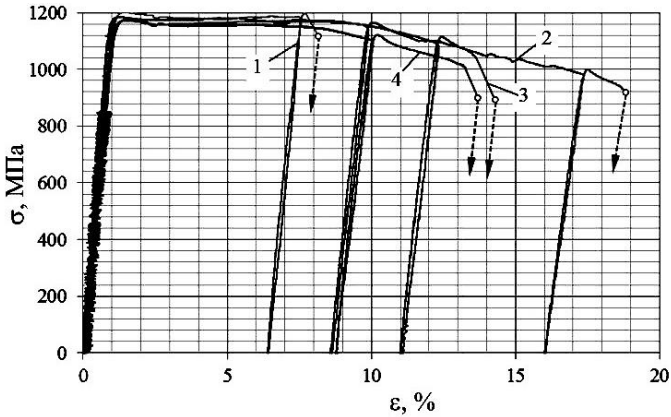
Після цього обчислювали коефіцієнт округлості  $K_c$  – відсоток попадання пікселів об'єкта у коло з діаметром  $d_i$ , центр якого суміщено з центром мас  $C_i$  [12]:

$$K_c = \left( \frac{1}{f_i} \sum_{m=1}^{f_i} g(\vec{r}_m, d_i) \right) \cdot 100\%, \quad g(\vec{r}_m, d_i) = \begin{cases} 1 & \text{при } |\vec{r}_m| \leq d_i/2; \\ 0 & \text{при } |\vec{r}_m| > d_i/2, \end{cases} \quad (2)$$

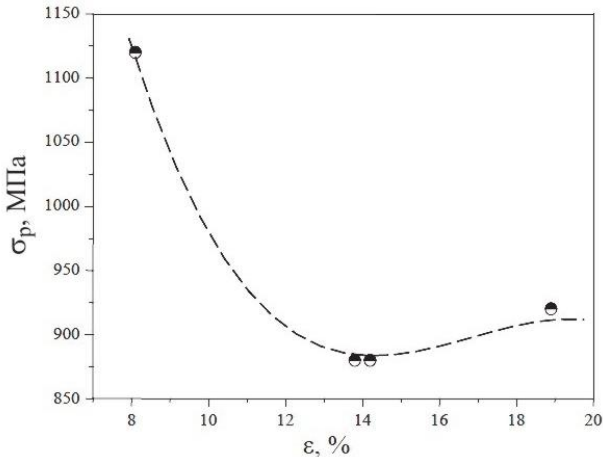
де  $g(\vec{r}_m, d_i)$  – індикаторна функція, яка показує, чи попадає  $m$ -й піксель отвору у межі еквівалентного кола з діаметром  $d_i$ ;  $\vec{r}_m$  – радіус-вектор, направлений від центра еквівалентного кола  $C_i(x_{ci}, y_{ci})$  до  $m$ -го пікселя об'єкта з координатами  $(x_m, y_m)$ .

Вважали, що зміна коефіцієнта округлості  $K_c$  характеризує форму одиничної ямки відриву. До вхідних зображень застосовували алгоритм обробки, який включав фільтрування та бінарне перетворення [11, 13], і аналізували знайдені зв'язні елементи, що відповідають зонам пошкодження. Обчислювали їх площу та координати центра мас. За значенням площі визначали еквівалентний діаметр  $d$  кола з такою ж площею.

**Криві деформування сплаву VT22 за різних режимів навантаження.** Установлено, що режим пластичного деформування  $(\alpha + \beta)$ -титанових сплавів, зокрема використання частки енергії на фрагментацію зерен при імпульсному підвантаженні, впливає на форму діаграми деформування за різних режимів навантаження (рис. 1).



а



б

Рис. 1. Механічні характеристики титанового сплаву VT22: а – діаграми деформування в залежності від режиму навантаження (1 – СР; 2 – СР+ДНП ( $F_{imp} = 60$  кН)+СР; 3 – ВР+СР; 4 – ДНП ( $F_{imp} = 60$  кН) до межі плинності сплаву + ВР+СР; б – залежності деформацій руйнування від напружень руйнування.

Розглянемо закономірності деформування та руйнування сплаву ВТ22:

СР, форма діаграми свідчить про те, що матеріал має високу міцність та низьку пластичність, руйнування відбулось за поздовжньої деформації 8%. Виявлено, що  $\sigma_{\text{в}} = 1189$  МПа;  $\sigma_{0,2} = 1090$  МПа;

СР+ДНП+СР, зумовлює зростання поздовжньої деформації при руйнуванні до 19%;

попередня витримка зразка сплаву ВТ22 у середовищі рідкого азоту з наступним підігрівом до 20°C також призводить до підвищення пластичності сплаву, деформація руйнування становить 14,2%, що практично не зменшує міцнісні характеристики;

витримка зразка в середовищі рідкого азоту після реалізації ДНП на пружній ділянці діаграми деформування також збільшує пластичність сплаву, деформація руйнування становить 13,8% (режим ДНП+ВР+СР). Однак при цьому характеристики міцності сплаву помітно знижуються (на рис. 1 крива 4). Це може бути пов'язано з певними структурними пошкодженнями сплаву і відповідним залишковим збільшенням об'єму після фрагментації.

Дослідження, проведені для ряду матеріалів за методом тонких фольг, свідчать, що після реалізації ДНП матеріал набуває "композитної" структури з чергуванням м'яких (дисипативна структура) і твердих (основний матеріал) зон та відповідних прошарків між ними. Природно, що енергозатрати на ріст макротріщини в такому гібридному матеріалі повинні зростати [14]. Необхідно підкреслити, що для сплаву ВТ22 вперше вдалося досягти істотного збільшення вихідної пластичності матеріалу (практично у 2,5 рази) за рахунок реалізації ДНП (рис. 1).

Після реалізації ДНП виявлено подовження діаграми деформування зразка, зміну її кривизни на ділянці "шийкоутворення" та падіння напружень руйнування зразка на 23%. Цей факт опосередковано свідчить про наявність релаксаційних процесів на мікрорівні. На нашу думку, ці релаксаційні процеси мають впливати на форму мікропор, що виникають у перерізі зразка та у подальшому на морфологію утворених ямок відриву.

**Фрактографічний аналіз.** Макроаналіз зламів зразків показав наявність двох основних ділянок: відриву (ямки округлої форми) та зрізу (ямки зсуву) для всіх схем навантажування. При цьому відривні ділянки були домінуючими, а ділянки зсуву виявлено в околі бічних поверхонь зразка (рис. 2). Злами зразків проаналізуємо більш детально:

*СР.* Поверхню зламу сформовано за в'язко-крихким механізмом, вона вкрита стрічкоподібними рубцями, які орієнтовані вздовж довшої з граней зразка (рис. 2,а). Мікрорельєф сформовано неглибокими, проте, яскраво вираженими ямками. Бічні поверхні ямок є гладкими і мають крихкий (скольний) вигляд. Гребені відриву мають гострі краї, що свідчить про крихку складову у процесі руйнування матеріалу (рис. 2,б);

*СР+ДНП+СР.* На макрорівні злам є достатньо гладким, вкритий "терасами", розташованими паралельно довшій з бічних граней (рис. 2,в). При великому збільшенні на поверхні видно чіткі округлі ямки, що свідчить про достатню в'язкість матеріалу та високу енергоємність його руйнування. Окрім того, зазначимо, що візуально всі вони мають приблизно однакий розмір, що вказує на поступовість їх утворення і розвитку та значну пластичність матеріалу (рис. 2,є);

*ВР+СР.* На макрорівні злам має дві ділянки: зсуву та відриву. На поверхні також добре видима "смугастість", під якою розуміли наявність гребенів, розташованих паралельно більшій з граней зразка. Гребені вкриті мікроямками з глибокими межами. Ямки мають крихкий вигляд, а сам механізм їх утворення можна описати як в'язко-крихкий (рис. 2,д). Форма ямок нагадує багатогранники, грані яких переходять одна в одну з утворенням кутів, на яких межі ямки максимально стовщені. Окрім того, на відміну від попереднього зразка, ямки розташовані на кількох рівнях на гребенях та у долинних терасах (рис. 2,є);

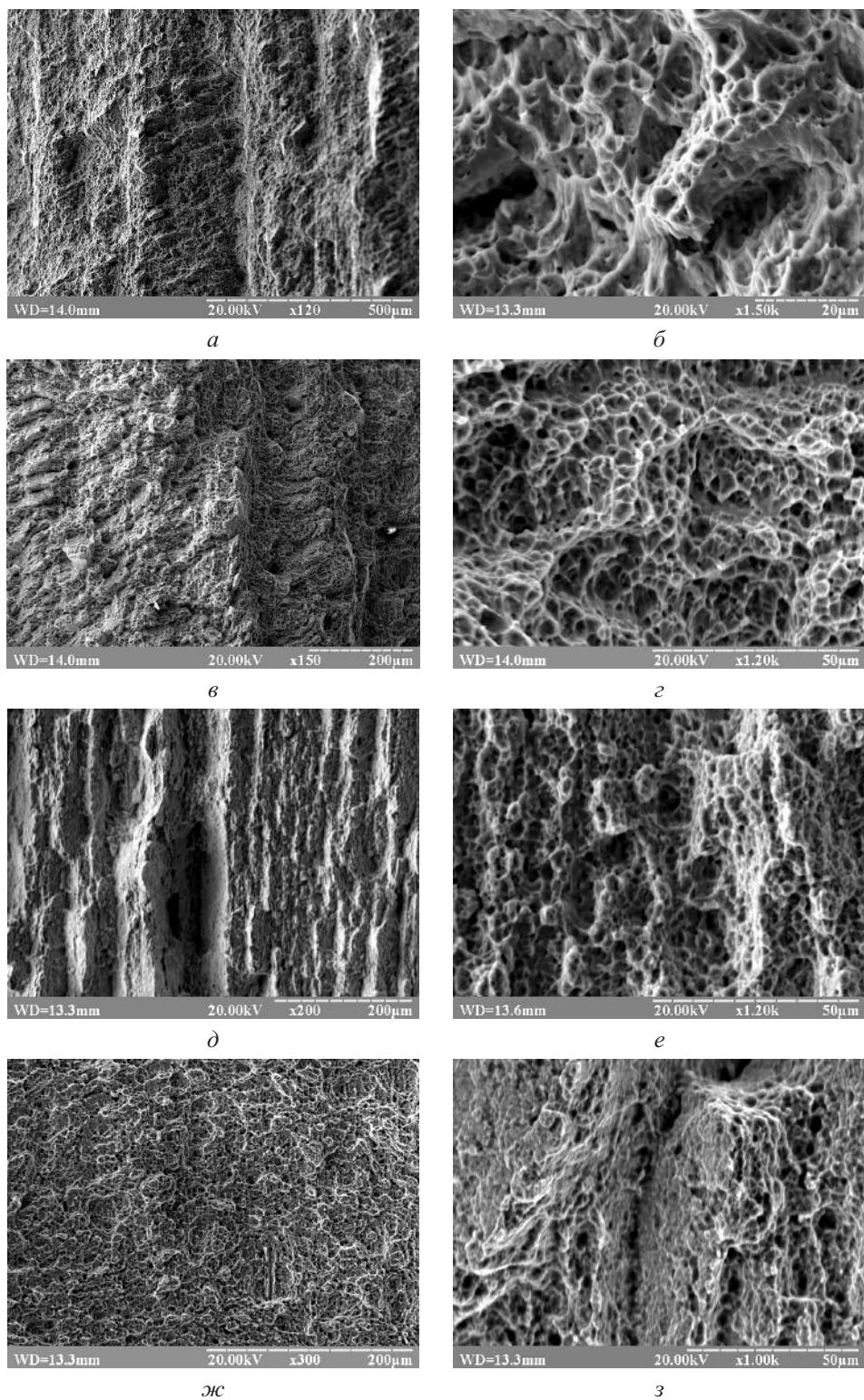


Рис. 2. Злами зразків, випробуваних за різних режимів навантаження: а, б – СР; в, г – СР+ДНП+СР; д, е – ВР+СР; ж, з – СР+ДНП+ВР+СР.

СР+ДНП+ВР+СР. Поверхня зразка має дві виражені ділянки: в'язкого відриву та сколювання (рис. 2,ж). У зоні в'язкого відриву поверхня є "волокнистою". Під час руйнування злам формується в'язко із залученням до деформаційного процесу значних ділянок матеріалу, що спричиняє зсувні та ротаційні процеси у перерізі зразка. На макрорівні злам можна охарактеризувати як в'язко-крихкий, поверхня руйнування має "згладжений" вигляд, без виражених ямок або сколення (рис. 2,з).

Відомо, що реалізація ДНП зумовлює активацію механізмів поперечного ковзання у зоні локалізації деформацій, активуючи проковзування навіть тих фазових складових, у яких низьке значення енергії дефекту упаковки ускладнювало цей процес [15]. Методами трансмісійної електронної мікроскопії виявлено, що після ударно-коливального навантаження має місце істотна фрагментація структури сплаву, в результаті чого має місце формування дрібних зерен у самій основі сплаву ( $\beta$ -фаза) і процес подрібнення субзерен. Зокрема, вихідний розмір зерен  $\beta$ -основи сплаву 35...125 мкм зменшується до 15...75 мкм, а субзерен – із 1,3...3 мкм до 0,6...3 мкм [16]. Саме створення дрібнозернистої структури сплаву при ударно-коливальному навантаженні з високим її об'ємним вмістом, на думку авторів, і сприяє істотному підвищенню вихідної пластичності сплаву за подальшого статичного розтягу.

Для порівняльного аналізу розмірів ямок, зведених у вибірки за схемами деформування та руйнування, будували гістограми їх розподілу (рис. 3). Аналіз гістограм показує, що вони мають асиметричний вигляд, що дещо знижує інформативність середніх значень діаметра ямок ( $d_{сеп}$ ). Для досліджених умов навантаження титанового сплаву  $d_{сеп} = 2,4; 2,61; 2,48; 2,92$  відповідно для схем СР; СР+ДНП+СР; ВР+СР; СР+ДНП+ВР+СР (рис. 4, табл. 2).

Т а б л и ц я 2

**Типи, розміри та геометричні характеристики ямок**

Режим навантаження	Параметри ямок в'язкого відриву	
	Дрібні	Великі
а	$d_i \leq 6,0$ мкм $K_c = 45...100$	$6,0 < d_i \leq 19$ мкм $K_c = 60...78$
б	$d_i \leq 5,0$ мкм $K_c = 34...93$	$5,0 < d_i \leq 30$ мкм $K_c = 48...82$
в	$d_i \leq 4,0$ мкм $K_c = 40...100$	$4,0 < d_i \leq 15$ мкм $K_c = 38...80$
г	$d_i \leq 7,5$ мкм $K_c = 35...95$	$7,5 < d_i \leq 19$ мкм $K_c = 40...70$

Розподіл діаметрів ямок у межах аналізованої площі описано кумулятивними кривими (рис. 3,д). На рис. 3 по осі абсцис відкладено значення діаметра ямок, по осі ординат – накопичені частоти. Помітні відмінності у розташуванні кривих, на які впливає кількість ямок певного розміру. Зокрема, чим меншим є нахил кривих, тим меншою є різниця в розмірах ямок у варіаційному ряді. Найодноріднішим за розмірами ямок є статичний злам (схема навантаження СР), а найменш однорідним – злам, одержаний за схемою СР+ДНП+СР.

Залежність коефіцієнта форми ямок відриву від їх діаметра показує як вплив включень у матеріалі на процеси деформування, так і механізми коалесценції (утворення великих ямок шляхом об'єднання менших).

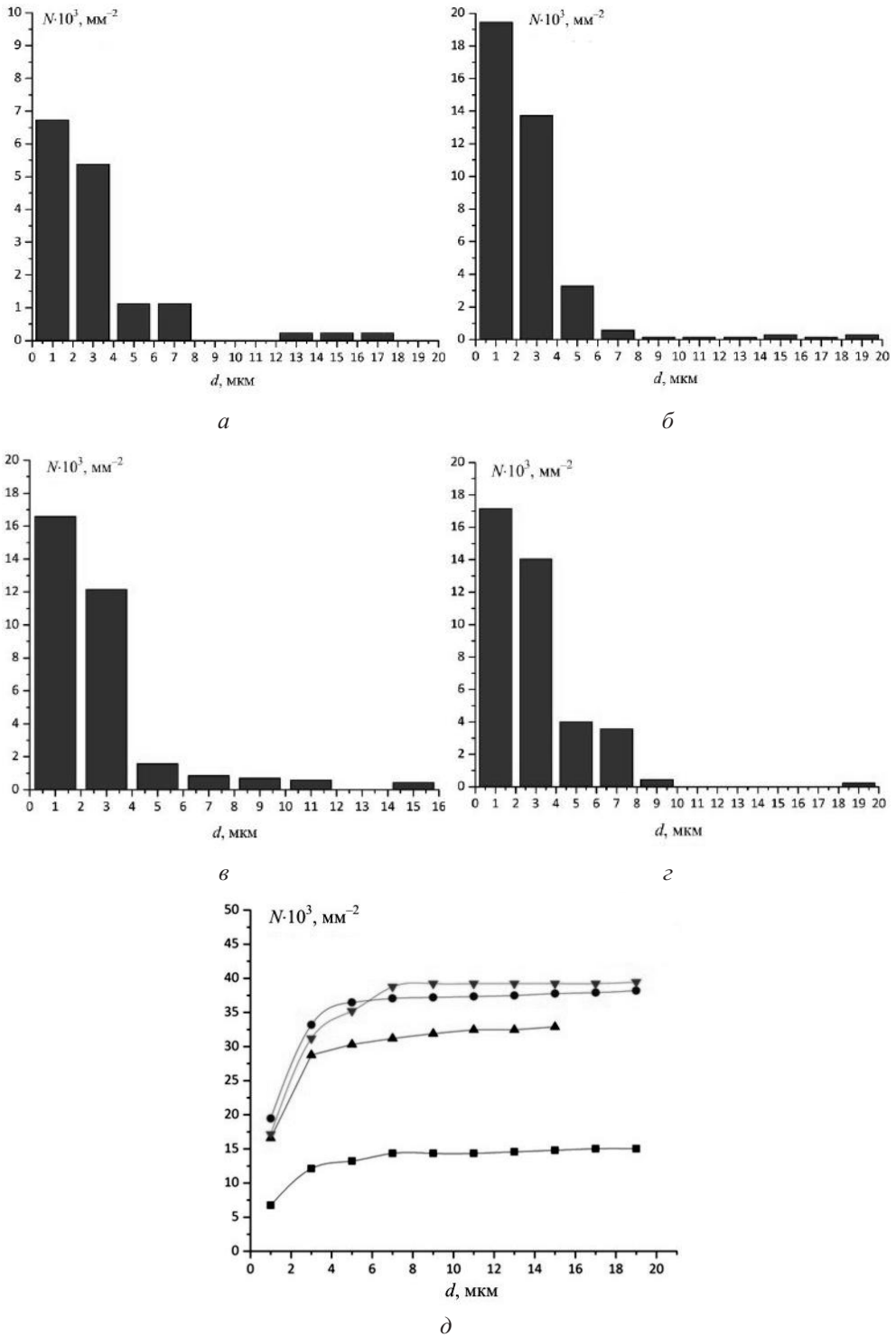


Рис. 3. Залежність кількості ямок відриву на мм<sup>2</sup> від їх діаметра для зразків сплаву VT22 за різних режимів навантаження: а – CP; б – CP+ДНП+CP; в – ВР+CP; г – CP+ДНП+ВР+CP; д – кумулятивні криві розмірів ямок (■ – CP; ● – CP+ДНП+CP; ▲ – ВР+CP; ▼ – CP+ДНП+ВР+CP).

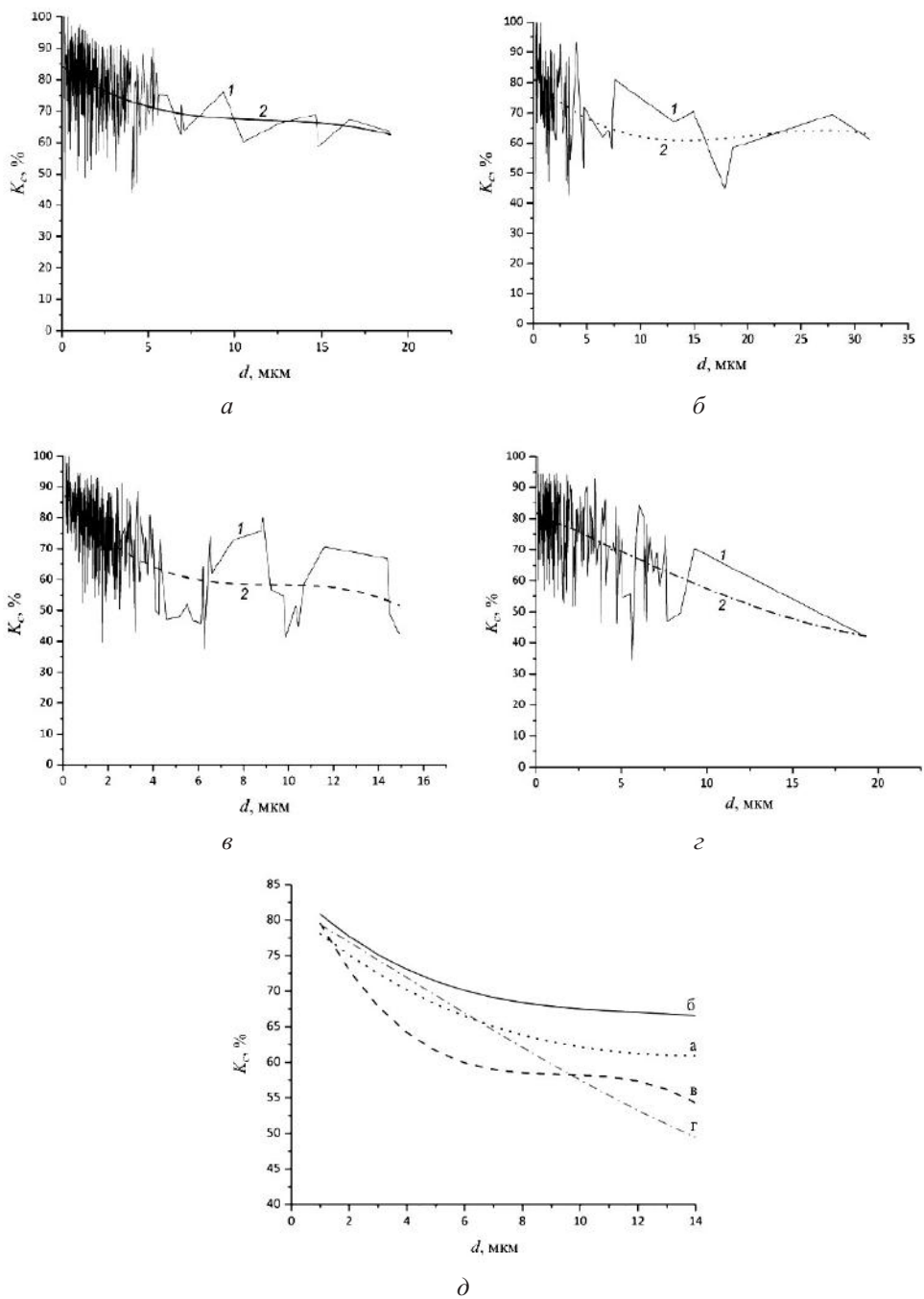


Рис. 4. Залежність коефіцієнта форми ямок відриву від їх діаметра для зразків сплаву ВТ22 за різних режимів навантаження: а – СР; б – СР+ДНП+СР; в – ВР+СР; г – СР+ДНП+ВР+СР; д – кумулятивні криві (1 –  $K_{cr}$ ; 2 – основна тенденція (trend)).

Ямки відриву, виявлені на поверхні зламів зразків, можна поділити на кілька категорій для різних схем деформування за коефіцієнтом форми.

*Дрібні ямки.* У зламах всіх зразків присутні мікроямки: кругоподібні, зсувні (еліпсоподібні) та ямки змішаного типу з плоским дном. На нерівностях рельєфу



зламу спостерігаються ямки овальної форми, які орієнтовані у певному напрямку внаслідок дії зсувних деформацій. Загалом, різні режими навантаження сплаву сприяли утворенню ямок різного розміру (табл. 2).

*Великі ямки.* Із рис. 4 видно, що для всіх режимів навантажень форма великих ямок є максимально відхиленою від округлої. Відмінності між коефіцієнтами форми для різних схем навантаження зразків свідчать про вплив мікролокалізаційних ефектів та додаткове спотворення форми внаслідок об'єднання кількох ямок [17].

Аналіз параметрів ямок показує, що середній розмір (діаметр) ямок в'язкого відриву суттєво залежить від режимів навантаження.

**Результати та їх обговорення.** Установлені особливості деформування титанового сплаву VT22 після ударного підвантаження зумовлені сукупністю деформаційних процесів, що відбуваються на макро-, мезо- і макрорівнях:

макрорівень – криві деформування матеріалу після ДНП “подовжуються”, напруження руйнування знижується;

мезорівень – відбувається перерозподіл локальних деформаційних зон у матеріалі за механізмом “біжучої шийки” з подальшою локалізацією процесу деформування та руйнування;

мікрорівень – має місце накопичення мікропор, стоншення меж між ними та подальше об'єднання з утворенням ямок [3–5].

Установлено кореляцію між основною характеристикою ямкоутворення (діаметр) і напруженням руйнування сплаву VT22 за різних схем навантаження, зокрема за реалізації ДНП, що зумовлює нові можливості для визначення причин руйнування високоміцних титанових сплавів (рис. 5).

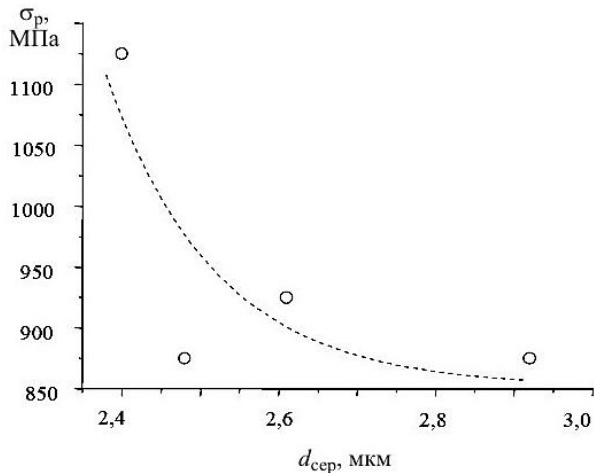


Рис. 5. Залежність усередненого діаметра ямки від напруження руйнування сплаву VT22 за різних режимів навантаження.

У відомих працях показано, що більш міцні матеріали мають значну кількість дрібних ямок, а менш міцні, але з в'язкою матрицею, – меншу кількість, проте, більших [18, 19]. Подібна закономірність спостерігалась й у нашому випадку. Установлено, що зі зниженням напруження руйнування зразка зростає середній діаметр ямок, виявлених на його поверхні.

Слід відзначити, що окрім ямкоутворення у матеріалі відбуваються й інші механізми деформування та руйнування. Разом із тим використання розміру ямки як контрольованої величини дозволяє урахувати мікропластичні деформації, які діють під час формування пор, їх коалесценції та руйнування.

## Висновки

1. Виявлено основні закономірності деформування титанового сплаву VT22 при статичному розтязі і після реалізації ДНП, у тому числі з попередньою витримкою зразків у середовищі рідкого азоту.

2. Установлено, що реалізація ДНП зумовлює збільшення пластичної деформації сплаву за всіх досліджених режимів навантаження за рахунок зростання опору деформування сплаву на стадії накопичення розпорошених мікрodefektів.

3. Із використанням раніше розробленого алгоритму оптико-цифрового аналізу зламів зразків матеріалів встановлено кількісні параметри ямок в'язкого відриву, сформованих на поверхні руйнування сплаву VT22 для досліджених режимів навантаження.

## Резюме

Установлены основные закономерности пластического деформирования титанового сплава VT22 и микромеханизмы его разрушения при статическом растяжении и при растяжении после разных режимов динамического неравновесного нагружения в результате импульсных подгрузений. Выявлено, что независимо от режима нагружения разрушение сплава VT22 происходит по механизму зарождения и объединения пор. Проанализированы физико-механические явления образования на поверхности изломов ямок вязкого отрыва и описана их связь с деформационными процессами.

1. *Панин В. Е.* Физическая мезомеханика материалов. – Томск: Изд. дом Томск. гос. ун-та, 2015. – Т. 1. – 462 с; Т. 2. – 464 с.
2. *Лебедев А. А., Чаусов Н. Г.* Новые методы оценки деградации механических свойств металла конструкций в процессе наработки. – Киев: Ин-т проблем прочности им. Г. С. Писаренко НАН Украины, 2004. – 133 с.
3. *Maruschak P., Menou A., Chausov M., and Mocharskyi V.* Fractographic analysis of surface and failure mechanisms of nanotitanium after laser shock-wave treatment // *Key Eng. Mater.* – 2014. – **592-593**. – P. 346–349.
4. *Ohash M.* Extreme value analysis of ductile fracture surface by dimpled rupture associated with fracture behavior of tensile specimens // *Mater. Sci.* – 2007. – **42**. – P. 9877–9887.
5. *Panin S. V., Maruschak P. O., Vlasov I. V., et al.* The role of notch tip shape and radius on deformation mechanisms of 12Cr1MoV steel under impact loading. Part 1. Energy parameters of fracture // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2017. – **40**. – P. 586–596.
6. *Zasimchuk E., Markashova L., Baskova O., et al.* Influence of combined loading on microstructure and properties of aluminum alloy 2024-T3 // *J. Mat. Eng. Perform.* – 2013. – **22**. – P. 3421–3429.
7. *Hutsaylyuk V., Chausov M., Berezin V., and Pylypenko A.* Strength analysis of mechanical systems at dynamic non-equilibrium processes // *Eng. Fail. Anal.* – 2013. – **35**. – P. 636–644.
8. *Hutsaylyuk V., Chausov M., Berezin V., et al.* Influence of dissipative structures formed by impulsed loads on the processes of deformation and fracture // *Key Eng. Mater.* – 2014. – **577**. – P. 573–576.
9. *Засимчук Е. Э., Маркашова Л. И., Турчак Т. В. и др.* Особенности трансформации структуры пластичных материалов в процессе резких смен в режиме нагружения // *Физ. мезомеханика.* – 2009. – **12**, № 2. – С. 77–82.

10. *Yasniy P. V., Okipnyi I. B., Maruschak P. O., et al.* Crack tip strain localization on mechanics of fracture of heat resistant steel after hydrogenation // *Theor. Appl. Fract. Mech.* – 2013. – **63-64**. – P. 63–68.
11. *Maruschak P. O., Soroachak A. P., and Konovalenko I. V.* Stereoscopic analysis of the stretch zone of a steel specimen cut out of a railway axle and tested for static fracture toughness // *J. Fail. Anal. Prevention.* – 2015. – **15**. – P. 436–440.
12. *Maruschak P., Konovalenko I., Guzanova A., et al.* Defectometry analysis of surface condition damaged with corrosion pitting // *Mater. Sci. Forum.* – 2015. – **818**. – P. 153–157.
13. *Марущак П. О., Коноваленко І. В., Поливана У. В.* Автоматизований аналіз форми та розмірів ямок в'язкого відриву на поверхнях руйнування сталей та титанових сплавів // *Матеріали VI Міжнар. наук.-практ. конф. "Сучасні енергетичні установки на транспорті і технології та обладнання для їх обслуговування"* (вересень 24–25, 2015, Херсон). – Херсон: Вид-во Херсон. держ. мор. академії, 2015. – 211 с.
14. *Chausov M., Prentkovskis O., et al.* Self-organization of the heat resistant steel structure following dynamic non-equilibrium processes // *Solid State Phenomena.* – 2015. – **220-221**. – P. 917–921.
15. *Clark B. G., Michael J. R., McKenzie B. B., et al.* Characterization of void-dominated ductile failure in pure Ta // *Microscopy Microanalysis.* – 2015. – **21** (Suppl. 3). – P. 1163–1164.
16. *Chausov M., Maruschak P., Pylypenko P., and Markashova L.* Enhancing plasticity of high-strength titanium alloys VT 22 under impactoscillatory loading // *Philos. Mag.* – 2017. – **97**. – P. 389–399.
17. *Чаусов Н. Г., Лебедев А. А., Зайцева Л. В., Гетманчук А. В.* Влияние вида напряженного состояния на кинетику накопления повреждений и трещиностойкость корпусной стали 15Х2МФА в разных состояниях. Сообщ. 2. Стадийность процесса разрушения сталей КП80 и КП10 // *Пробл. прочности.* – 1993. – № 5. – С. 13–20.
18. *Khan A. S., Suh Y. S., and Kazmi R.* Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys // *Int. J. Plasticity.* – 2004. – **20**. – P. 2233–2248.
19. *Yasniy P., Maruschak P., Bishchak R., et al.* Damage and fracture of heat resistance steel under cyclic thermal loading // *Theor. Appl. Fract. Mech.* – 2009. – **52**. – P. 22–25.

Поступила 16. 04. 2016