

УДК 620.169; 539.3

ОСОБЛИВОСТІ ВТОМНОГО РУЙНУВАННЯ СПЛАВУ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ ЗА РІЗНОЇ ЧАСТОТИ НАВАНТАЖЕННЯ

В. П. ЯСНІЙ¹, Г. В. КРЕЧКОВСЬКА², В. І. БУДЗ¹, О. З. СТУДЕНТ²

¹ Тернопільський національний технічний університет ім. І. Пулюя;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

Досліджено особливості руйнування зразків зі сплаву з пам'яттю форми (нітинолу) за малоциклової втоми з різною частотою навантаження (0,1; 1 та 10 Hz). Проаналізовано частотні залежності кількості циклів до руйнування зразків, максимальної та залишкової деформації, відповідно, перед та після руйнування. Встановлено, що максимальне значення дисипованої енергії в циклі навантаження знижується зі зростанням частоти від 0,1 до 10 Hz. Фрактографічно встановлено, що механізм втомного руйнування зразків залежить від частоти навантаження. За високої на зламі нітинолу переважали класичні втомні борозенки, декоровані вторинними тріщинами, тоді як за низької виявлено особливий тип борозенкового рельєфу з почерговою зміною кроку і орієнтації площин зсуву, по яких відбувалося локальне підростання тріщини в циклі навантаження. Їх появу пояснено властивими нітинолу фазовими перетвореннями, зумовленими перебудовою його кристалічної ґратки у вершині тріщини внаслідок багаторазових прямих і зворотних (аустеніт → мартенсит → аустеніт) фазових перетворень, відповідно, в півциклах навантаження чи розвантаження зразків.

Ключові слова: сплав з пам'яттю форми, малоциклова втома, дисипована енергія, механізм руйнування.

The features of fracture of shape memory alloy samples (nitinol) under low-cycle fatigue with different load frequencies (0.1; 1 and 10 Hz) were investigated. The frequency dependences of such indicators as the number of cycles before the fracture of samples, the maximum and residual deformation before and after their fracture, respectively, were analyzed. It was established that the maximum value of the dissipated energy in the load cycle decreases with an increase of frequency from 0.1 to 10 Hz. It is shown fractographically that the mechanism of fatigue failure of specimens depends on the frequency of loading. At high frequency at the nitinol fracture surface classical fatigue striations decorated with secondary cracks dominated. While at low frequency, a special type of striated relief was found with alternating changes in the striation spacing and the orientation of shear planes, in which a local crack growth occurred in the loading cycle. Their appearance is explained by phase transformations inherent in nitinol, due to the rearrangement of its crystal lattice at the crack tip with multiple direct and reverse phase transformations (austenite → martensite → austenite) occurring in half-cycles of loading and unloading of samples, respectively.

Keywords: shape memory alloys, low-cycle fatigue, dissipated energy, fracture mechanism.

Вступ. Сплави з пам'яттю форми (СПФ) – функціональні матеріали, які часто використовують через властиві їм ефекти пам'яті форми (ЕПФ) і псевдопружності (ЕПП). Їх застосування залежить від температур початку і завершення прямого та зворотного фазових перетворень, а також здатності деформуватися під час цих перетворень та зберігати унікальні властивості за впливу реальних механічних навантажень [1]. Найчастіше СПФ використовують в авіа- та машинобудуванні, мікроелектроніці та медицині [1, 2]. Їх успішно експлуатують за різних

температур та швидкостей навантаження (найчастіше – за циклічних чи динамічних) [3–5]. Завдяки ЕПФ вони особливо перспективні, оскільки, окрім розсіювання енергії, здатні відновлювати свою початкову форму, властиву перед деформацією, внаслідок аустеніт-мартенситних перетворень [6]. Володіючи ЕПФ та надпружністю, такі сплави спроможні розсіювати енергію, і саме тому придатні для використання і за статичних, і за циклічних навантажень. Розкрито особливості руйнування нітинолу за активного розтягу у повітрі та наводнювання [7–10], за втомного руйнування з різною асиметрією в циклі навантаження [3, 5]. Стабільність властивостей СПФ за дії циклічного навантаження є визначальною для ефективної та безпечної експлуатації конструкцій загалом. Проте здебільшого їх обґрунтовують за результатами, отриманими за жорсткого режиму навантаження. Хоча відомо, що вони суттєво різняться за навантаження в режимі контрольованих напружень чи деформацій [11, 12]. Питання ж про специфіку впливу частоти циклів за м'якого режиму навантаження на функціональні властивості СПФ та особливості механізму їх руйнування є відкритим, тому увагу зосередили саме на цьому.

Об'єкт та методи випробувань. Зразки нітинолу $Ni_{55,8}Ti_{44,1}$ довжиною та діаметром 210 та 1,5 mm, відповідно, циклічно навантажували розтягом за частоти циклів 0,1; 1 та 10 Hz та коефіцієнта асиметрії 0,1. Хімічний склад сплаву такий (mass%): 55,78 Ni; 44,12 Ti; 0,032 C; 0,012 Fe; 0,005 Cr; 0,005 Co; 0,005 Nb; 0,005 Cu; 0,04 O; 0,001 H; 0,001 N.

Модуль його пружності в аустенітному стані E_A становив 52,7 GPa, а напруження, за якого відбувалося пряме перетворення аустеніту в мартенсит $\sigma_{AM} = 338$ GPa. Температури початку M_s і завершення M_f мартенситного перетворення становили 22,5 та $-34,6^\circ\text{C}$, тоді як відповідні температури для аустенітного перетворення $A_s = -30,6^\circ\text{C}$, $A_f = 28,1^\circ\text{C}$ [13]. Очевидно, що перед випробуваннями зразків на малоциклову втому за кімнатної температури у сплаві Ni–Ti домінував аустеніт.

Для випробувань використали сервогідравлічну машину СМТ-100 з аналізом даних за допомогою програми Test Builder. Фіксували видовження зразків і прикладене до них навантаження. Видовження на етапі рівномірної деформації заміряли екстензометром Ві-06-308 фірми BISS, а переміщення активного захоплювача фіксували сенсором індуктивного типу Ві-02-313. Максимальна похибка замірів не перевищувала 0,1%. За отриманими результатами в автоматичному режимі розраховували напруження на зразку і його деформацію та будували петлі гістерезису напруження–деформація в кожному з циклів навантаження. За ними обчислювали дисиповану енергію W_{dis} , що розсіювалася (найчастіше у вигляді тепла) і не витрачалася на деформування зразка. Її значення в кожному з циклів навантаження визначали числовим інтегруванням за методом трапецій, оцінюючи різницю площ під кривими напруження–деформація в півциклах навантаження та розвантаження. Фрактографічні особливості зразків після втомних випробувань вивчали на сканівному електронному мікроскопі EVO-40XVP.

Результати досліджень. Аналізували діаграми навантаження–розвантаження зразків із СПФ після 10 ; 10^2 і 10^3 cycles навантаження N за кожної з частот f (0,1; 1 та 10 Hz). Зі зростанням значень N та f дещо змінювались розмах напружень (до його стабілізації), форма і нахил петель гістерезису нітинолу. Практично з 10 cycles навантаження розмах напружень, прикладених до зразків за частот 0,1 та 1 Hz, майже стабілізувався. Тоді як за частоти 10 Hz заданий рівень (55... 550 MPa) досягався впродовж перших 100 cycles. Кількість циклів до стабілізації розмаху напружень на зразках зростала зі збільшенням частоти навантаження. Після стабілізації він не змінювався незалежно від неї (рис. 1).

Проаналізували залежності зміни енергії W_{dis} від кількості циклів навантаження N і встановили, що з досягненням максимуму на них подальші енерговитрати, спричинені розсіюванням енергії у кожному циклі навантаження, зменшувалися.

лися (рис. 2). Це пов'язали з локалізацією деформівних процесів та початком формування поверхневих пошкоджень, що супроводжувалось зростанням енерговитрат на руйнування зразків.

За максимальними значеннями дисипованої енергії W_{dis}^{max} , які досягалися після відповідної кількості циклів навантаження за кожної з частот, побудували їх частотну залежність (рис. 3). Енергія W_{dis}^{max} характеризує максимальне значення частини всієї енергії, затраченої на руйнування зразка, яка розсіюється і не бере прямої участі у його руйнуванні. Адаже під час циклічного навантаження у сплавi Ni–Ti відбуваються псевдопружні деформаційні перетворення, пов'язані із перебудовою кристалічної ґратки внаслідок багаторазових прямих і зворотних фазових перетворень аустеніт \rightarrow мартенсит \rightarrow аустеніт [14]. Під час цих процесів вихідна аустенітна фаза і утворена внаслідок деформації зсувом моноклінна мартенситна почергово змінюють одна одну з виділенням або поглинанням прихованого тепла. Форма СПФ відновлюється після розвантаження (через ЕПП) або нагрівання (через ЕПФ). Максимальні втрати енергії під час випробувань зразків пояснюють їх деформуванням на етапах рівномірного видовження і локалізації деформівних процесів з відповідним нагріванням металу і пов'язаним з цим розсіюванням енергії. Енерговитрати на руйнування зразків за частот, нижчих від 1 Hz, стрімко збільшуються через зростання частки енергії, розсіяної у кожному з циклів навантаження. Тоді як за частоти 10 Hz ці порівняно незначні непродуктивні енерговитрати забезпечили невисокі значення W_{dis}^{max} (рис. 3).

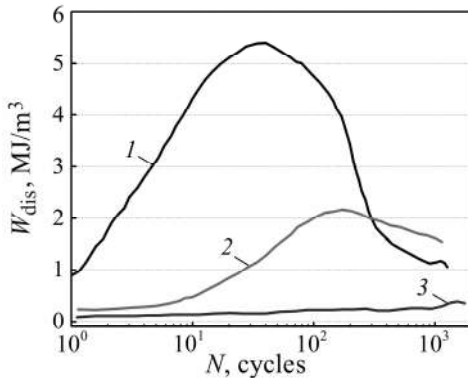


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Залежності дисипованої енергії W_{dis} від кількості циклів N навантаження зразків нітинолу з частотою 0,1 (1); 1 (2) та 10 Hz (3).

Fig. 2. Dependences of the dissipated energy W_{dis} on the number of load cycles N of nitinol specimens with a frequency of 0.1 (1); 1 (2) and 10 Hz (3).

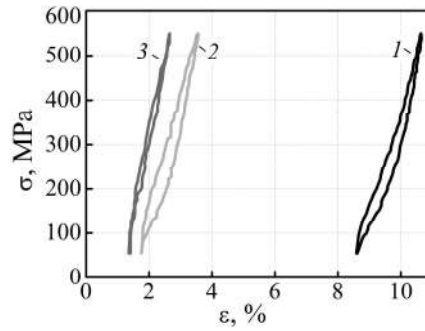


Рис. 1. Типові петлі гістерезису після 10^3 cycles навантаження зразків із нітинолу частотою 0,1 (3); 1 (2) і 10 Hz (1).

Fig. 1. Typical hysteresis loops of nitinol specimens after 10^3 cycles of loading at frequencies of 0.1 (3); 1 (2) and 10 Hz (1).

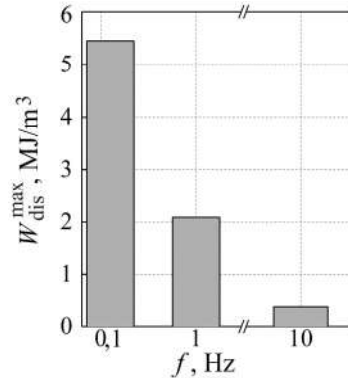


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Вплив частоти циклів навантаження f на максимальне значення дисипованої енергії W_{dis}^{max} , досягнуте за випроб нітинолу на малоциклову втому.

Fig. 3. Influence of the frequency of load cycles f for tests on low-cycle fatigue of nitinol on the maximum value of the dissipated energy W_{dis}^{max} .

Таку закономірність зміни дисипованої енергії пояснили підвищенням середньої температури в циклі навантаження зразків під час їх випробувань на втомну (від 33,3 до 60,9°C за зміни частоти циклів навантаження від 0,1 до 1 Hz) [15]. За випроб з частотою 10 Hz імовірність термічно спричиненого фазового перетворення аустеніту в мартенсит з ростом температури нітинолу знижувалася. У кожному циклі навантаження в зоні передруйнування зразка відбувалося лише циклічне деформування аустеніту, який переважно домінував у структурі нітинолу з підвищенням температури понад A_f . Тоді як за частот 0,1 та 1 Hz (а отже, нижчої температури) на локальних ділянках робочої частини зразків могли виникати сприятливі передумови для такого перетворення через термічно активовану псевдопружну поведінку нітинолу. Суттєва деформація зразків від початку вже перших циклів низькочастотного навантаження могла також сприяти фазовому перетворенню, але активованого вже не температурою, а напруженнями. Можна припустити також, що за частот навантаження нижче 1 Hz можливе фазове перетворення від сумісного впливу температурного і деформаційного чинників.

Особливістю деформування нітинолу вважали суттєвий вплив частоти циклів навантаження зразків на максимальні значення деформації перед їх руйнуванням ϵ_{\max} та їх залишкову деформацію ϵ_{res} , визначену після нього. Різниця між цими показниками ($\epsilon_{\max} - \epsilon_{\text{res}}$) характеризувала пружну деформацію, яка вивільнялася в момент їх руйнування. Загалом усі аналізовані показники деформації зразків до і після руйнування експоненційно знижувалися зі зростанням частоти f (рис. 4). Причому за частоти нижче 1 Hz відчутніше, ніж за частоти понад 1 Hz.

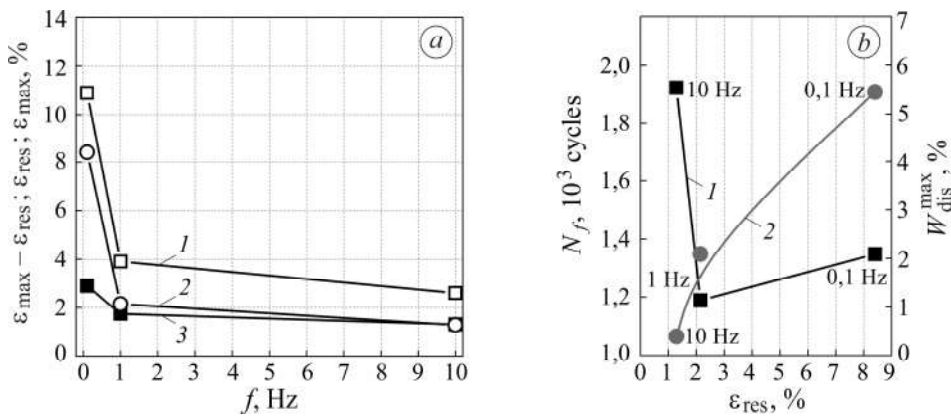


Рис. 4. Вплив частоти циклів навантаження f за випроб на малоциклову втому на максимальну ϵ_{\max} (1), залишкову ϵ_{res} (2) і пружну частину $\epsilon_{\max} - \epsilon_{\text{res}}$ (3) деформації (а) та зв'язок значень ϵ_{res} з кількістю циклів навантаження до руйнування N_f (1) та максимальними величинами дисипованої енергії W_{dis}^{\max} (2) за різних частот навантаження нітинолу (б).

Fig. 4. Influence of the frequency of load cycles f during low-cycle fatigue tests on the maximum ϵ_{\max} (1), residual ϵ_{res} (2) and elastic part $\epsilon_{\max} - \epsilon_{\text{res}}$ (3) of deformation (a) and the relationship between the ϵ_{res} values and number of loading cycles to failure N_f (1) and the maximum values of dissipated energy W_{dis}^{\max} (2) at different loading frequencies of nitinol (b).

Загалом локалізація деформівних процесів мала би сприяти мартенситному перетворенню в нітинолі, а отже, знеміцненню зони передруйнування. Адже згідно з відомими уявленнями про погіршення характеристик втоми сталей у повітрі зі зниженням їх міцності таке знеміцнення мало би негативно вплинути на втомну довговічність нітинолу за низьких частот навантаження. Отримані для нітинолу результати не узгоджуються з такою закономірністю і його втомна довговічність N_f за найнижчої частоти (0,1 Hz) виявилися дещо вищою, ніж за частоти 1 Hz. Проте за подальшого зростання частоти від 1 до 10 Hz відбулася інверсія її

впливу на показник N_f . Кореляційна залежність $\epsilon_{res} - N_f$ чітко візуалізувала цей неоднозначний вплив (рис. 4b, крива 1), що пояснили подальшим зростанням температури зразка і неможливістю реалізації через це мартенситного перетворення в зоні передруйнування зразків, випробовуваних за частоти понад 1 Hz. У цьому випадку мова може йти лише про специфіку деформування нітінолу з аустенітною структурою, яка починала домінувати за підвищеної температури.

Виявили також хоч і нелінійний, але прямий зв'язок між показниками ϵ_{res} та W_{dis}^{max} (рис. 4b, крива 2). Зі зміною частоти f від 1 Hz і нижче суттєво зростали і залишкова деформація зразка ϵ_{res} , і дисипована енергія W_{dis}^{max} внаслідок, імовірно, посилення ролі фазового перетворення аустеніту в мартенсит внаслідок дії напружень. Тоді як практичну сталість значень ϵ_{res} за зростання частоти понад 1 Hz може зумовлювати незмінність природи деформування аустеніту через підвищення температури зразків під час випроб у цьому діапазоні частот.

Фрактографічні особливості руйнування зразків нітінолу за різної частоти навантаження. Макроаналіз зламів зразків виявив, що незалежно від частоти циклів навантаження тріщини зароджувалися від зовнішньої поверхні зразків у вигляді лінзоподібних сегментів (рис. 5a). Максимальну їх глибину на ділянках зародження (I) та підростання (II), заміряну на зламах зразків, випробовуваних за частот 0,1; 1 та 10 Hz, подано на рис. 5b. Зони I усіх зламів виявились найбільш пошкодженими, що пояснили контактуванням берегів коротких тріщин у циклі навантаження зразків [16]. Відомо [17], що ці тріщини виникають під кутом до напрямку дії нормальних напружень, а їх поширення контролює коефіцієнт інтенсивності напружень (КІН) K_{II} у вершині. Оскільки розкриття берегів тріщин зсуву значно менше, ніж нормально орієнтованих, то умови для їх контактування зберігалися на обох етапах (навантаження і розвантаження зразків), що сприяло знищенню невисокого рельєфу зламу у цій зоні.

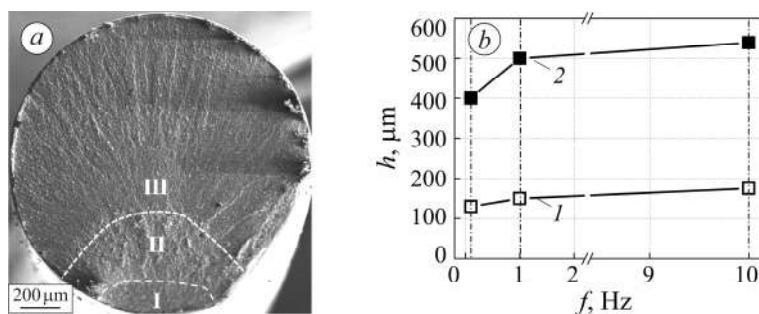


Рис. 5. Макрофрактограма зразка нітінолу, випробовуваного на втому за частоти циклів навантаження 10 Hz, з виділеними зонами зародження (I), докритичного росту (II) та доламу (III) (a), а також частотні залежності максимальної глибини підростання утомних тріщин h на етапі їх зародження (1) та докритичного росту (2) (b).

Fig. 5. Macrofractogram of a nitinol sample tested for fatigue at a load cycle frequency of 10 Hz with the zones of initiation (I), subcritical growth (II) and rupture (III) indicated on it (a) and the frequency dependences of the maximum depth of fatigue cracks h at the stage of their initiation (1) and subcritical growth (2) (b).

Зони I на зламах зразків змінювались зонами II докритичного підростання тріщини зі значно вищим рельєфом (рис. 5a). Через нормальну орієнтацію тріщин до напружень розтягу і більше їх розкриття ці ділянки були менш пошкодженими внаслідок контактування їх берегів в циклі навантаження. Глибина докритичного підростання тріщин збільшувалася зі зростанням частоти навантаження (рис. 5b), а відповідні значення їх залишкової деформації ϵ_{res} знижувалися

(див. рис. 4а). Це свідчить, що деформацію зразків ϵ_{res} визначало не переміщення берегів тріщин під час їх докритичного росту. Водночас зміна ϵ_{res} від частоти навантаження зразків корелювала з інтенсивністю слідів пластичного деформування на бічній поверхні зразків, сформованих на етапі зародження тріщин.

На мікроскопічному рівні в зоні зародження руйнування у зразку, випробуваному за частоти 0,1 Hz, виявили гребені відриву, які віялом розходилися від бічної поверхні зразка в глибину його перерізу (рис. 6). Їх трактували як фестони, які, як правило, витягувались в напрямі росту утомних тріщин і візуалізували межі між суміжними ділянками їх локального однонаправленого поширення. Найчастіше поперек фестонів виявляють ряди паралельних утомних борозенок, але у нашому випадку їх сліди на зламі були знищені через контактування берегів тріщини на етапі її зародження в нітинолі.

Майже неушкоджену ділянку зародження тріщини зафіксували безпосередньо біля бічної поверхні зразка, випробуваного за частоти 1 Hz (рис. 7а). В межах окремих фестонів виявили два типи чітких рядів втомних борозенок, які відрізнялися і за кроком (вужчі і ширші), і за нахилом до напрямку поширення. В середньому крок ширших досягав 0,5 μm , а вужчих становив 0,2 μm (рис. 7а). Оскільки крок борозенок характеризує підростання тріщини в кожному циклі навантаження [18], то швидкість росту тріщини на цьому етапі досягала $(5..7) \cdot 10^{-7}$ m/cycle. Її значення відповідало верхній частині лінійної ділянки діаграми втомного росту тріщини, що передуює нестабільному поширенню руйнування в нітинолі, коли починає домінувати вплив параметра K_{max} у циклі навантаження [19–21].

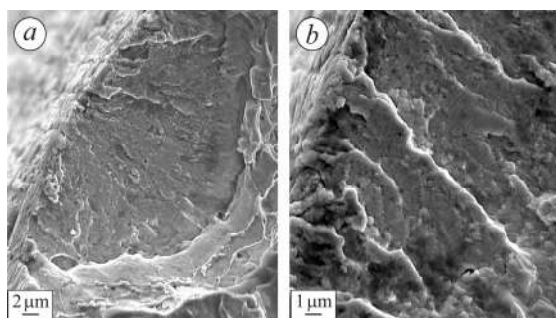


Рис. 6. Мікрофрактограми двох різних ділянок з характерними ознаками зародження тріщини від бічної поверхні зразка, випробуваного за частоти 0,1 Hz.

Fig. 6. Microfractograms of two different areas with characteristic features of crack initiation from the side surface of the sample tested at a frequency of 0.1 Hz.

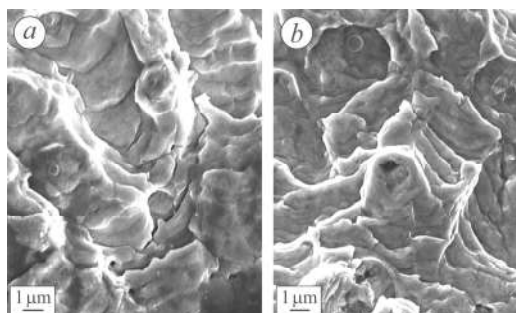
Вважали, що виявлена на етапі зародження руйнування за частоти 1 Hz особливість росту втомної тріщини з почерговою зміною і кроку, і орієнтації поверхні локального поширення руйнування у кожному циклі навантаження зумовлена фазовими перетвореннями, властивими нітинолу під дією напружень. Виглядало так, що втомні борозенки одного типу формувалися внаслідок просування вершини тріщини на один крок вперед через зсув в одній площині, а іншого – від її просування ще на один крок, але вже шляхом зсуву вздовж іншої площини. Через таку почергову зміну напрямку зсуву у вершині тріщини на зламі утворився виразний рельєф втомних борозенок двох типів, крок яких у зоні зародження тріщини зростав з її підростанням (рис. 7а). Припустили, що така нетипова зміна кроку в кожному з подальших циклів навантаження нітинолу зумовлена почерговою реалізацією прямого (аустеніт \rightarrow мартенсит) і зворотного (мартенсит \rightarrow аустеніт) фазових перетворень внаслідок зміни напружень у локальній зоні передруйнування у вершині тріщини під час утомних випробувань. Пряме та зворотне перетворення в нітинолі відбувалися, відповідно, в півциклах навантаження та розвантаження зразків у результаті ЕПП.

На етапі зародження руйнування у зразку, випробуваному за частоти 10 Hz, виявили класичне втомне руйнування з витягненими в напрямі його поширення

фестонами та утомними борозенками поперек них (рис. 7b). Вторинні мікротріщини через зсув у напрямі, сприятливому для деформування аустеніту, сформованого під час зворотного фазового перетворення (в півциклах розвантаження), декорували їх. Не відкидали, що і за цієї частоти навантаження тріщина в нітинолі могла просуватися на один крок вперед також шляхом формування в зоні передруйнування мартенситу через псевдопружну поведінку аустеніту.

Рис. 7. Мікрофрактограми наприкінці зони зародження тріщини на зразках, випробуваних за частот 1 (a) та 10 Hz (b).

Fig. 7. Microfractograms of the final stage of the crack initiation zone on samples tested at frequencies of 1 (a) and 10 Hz (b).



На зламах зразків у зоні докритичного руйнування (II), незалежно від частоти навантаження, домінували різні за формою фестони, орієнтовані здебільшого в магистральному напрямі поширення тріщини (рис. 8). Нітинол в околі вершини тріщини деформувався не вздовж всієї довжини її фронту, а на коротких його ділянках. За всіх частот навантаження з поширенням руйнування вглиб перерізу зразків випуклі фестони з поперечними втомними борозенками на поверхні ставали щораз виразнішими, а їх крок зростав до $\sim 0,9 \mu\text{m}$. Якщо кожна борозенка відповідає просуванню вершини тріщини впродовж одного циклу навантаження, то заміряний їх крок на завершальній ділянці докритичного руйнування нітинолу відповідав швидкості росту тріщини $\sim 9 \cdot 10^{-7} \text{ m/cycle}$. Особливість фестонів у нітинолі – їх випукла (або увігнута) поверхня, яка у сталях, як правило, значно плоскіша. Подібну їх геометрію спостерігали під час фрактографічного аналізу особливостей втомного рельєфу в сталі, коли тріщина в зразку поширювалась в умовах складного напруженого стану (за дії КІН типу $K_I + K_{II}$ та $K_I + K_{III}$) [22]. Припустили, що у зразках нітинолу, навантажених за типом K_I , у вершині тріщини на мікрорівні виникали передумови для формування складного напруженого стану. Перерозподіл напружень і деформацій у вершині тріщини, що залежав від орієнтації різних зерен і їх здатності до прямого і зворотного фазових перетворень, сприяв появі такої фрактографічної особливості, як опуклість поверхонь фестонів.

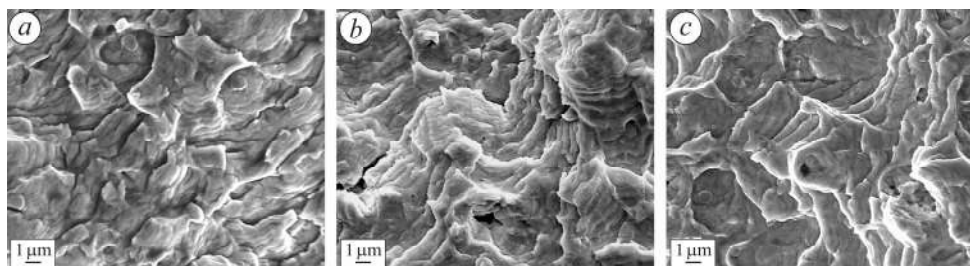


Рис. 8. Мікрофрактограми зламів зразків нітинолу в зоні їх докритичного руйнування (II) після випробувань на втому за частот 0,1 (a); 1 (b) та 10 Hz (c).

Fig. 8. Microfractograms of fractures of nitinol samples in the zone of their subcritical fracture (II) after fatigue tests at frequencies of 0.1 (a); 1 (b) and 10 Hz (c).

Незалежно від частоти циклів навантаження під час випробувань зразків нітинолу у м'якому режимі зі збереженням незмінним розмаху напружень 55...550 МПа ріст тріщини на етапах і зародження, і докритичного її росту відбувався шляхом формування втомних борозенок. Їх відсутність на деяких ділянках зламів вважали наслідком контактування найвипукліших ділянок зламів з відповідними частинами на спряжених поверхнях (через ефект закриття тріщини). Специфічну морфологію рельєфу на зламах у вигляді втомних борозенок зі змінним кроком пояснили реалізацією зсувів уздовж різних площин у вершині тріщини внаслідок багаторазових прямих і зворотних структурно-фазових перетворень у нітинолі, ініційованих зміною напружень у циклі навантаження.

На етапі III спонтанного поширення руйнування (див. рис. 5а) на усіх зламах зразків (незалежно від частоти навантаження) спостерігали практично ідентичний в'язкий мікрорельєф. Параболічні за формою ямки (димпли), сформовані шляхом зародження і росту порожнин з руйнуванням перетинок між ними, були типовими на цьому етапі, а їх геометрія відповідала руйнуванню за активного статичного навантаження зразків з односторонньою тріщиною.

Таким чином, за результати втомних випробів нітинолу з різною частотою навантаження вдалось встановити особливості зміни його характеристик (дисипованої енергії, залишкової деформації та довговічності) за м'якого режиму навантаження, а також фрактографічно виявити особливості втомного механізму руйнування за низької частоти навантаження, спричинені фазовими перетвореннями у вершині тріщини через зміну напруженого стану у зоні передруйнування впродовж циклу навантаження.

ВИСНОВКИ

За результатами втомних випробувань зразків нітинолу за м'якого режиму навантаження (55...550 МПа) з різною частотою f (від 0,1 до 10 Hz) та асиметрії 0,1 отримано спадні частотні залежності максимального значення дисипованої енергії W_{dis}^{max} , максимальної ϵ_{max} , а також залишкової ϵ_{res} деформації зразків у момент руйнування. Встановлено, що зі зростанням частоти циклів навантаження від 0,1 до 1 Hz залишкова деформація та кількість циклів до їх руйнування N_f знижувалися. Водночас за подальшого її зростання до 10 Hz, попри незначну зміну залишкової деформації, суттєво зростала довговічність зразків.

Фрактографічно виявлено, що незалежно від частоти циклів навантаження нітинол руйнувався за механізмом втоми з витягненими в напрямі руйнування фестонами і паралельними рядами втомних борозенок, орієнтованих поперек них. За навантаження з частотою до 1 Hz встановлено і описано новий тип втомних борозенок з почерговою зміною їх кроку і напрямку поширення, впродовж циклу навантаження. Їх появу пояснено сприятливими умовами для зсуву вздовж різних площин, що виникали у вершині втомної тріщини через фазові перетворення у циклі навантаження: пряме (аустеніт \rightarrow мартенсит) і зворотне (мартенсит \rightarrow аустеніт). За частоти 10 Hz на зламі нітинолу виявлено традиційні втомні борозенки, декоровані вторинними тріщинами, які пов'язали із поширенням руйнування в аустеніті, стабілізованому підвищенням температури у вершині тріщини.

1. *Large-size shape memory alloy plates subjected to cyclic tension: towards novel self-centring connections in steel frames* / X. Zhou, Y. Huang, K. Ke, M.C.H. Yam, H. Zhang, H. Fang // *Thin-Walled Struct.* – 2023. – **185**. – Article number: 110591. DOI:10.1016/j.tws.2023.110591
2. *Shape memory alloys: properties, technologies, opportunities* / Eds.: N. Resnina and V. Rubanik. – Zurich: Trans. Techn. Publ. Ltd., 2015. – 640 p.
3. *Nemat-Nasser S. and Guo W.-G. Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures* // *Mech. Mater.* – 2006. – **38**, № 5–6. – P. 463–474. DOI:10.1016/j.mechmat.2005.07.004

4. *Capabilities* of self-centering damping device based on pseudoelastic NiTi wires / V. Iasnii, O. Yasniy, S. Homon, V. Budz, and P. Yasniy // *Eng. Struct.* – 2023. – **278**. – Article number: 115556. DOI:10.1016/j.engstruct.2022.115556
5. *Micromechanism* of propagation of fatigue cracks in pseudoelastic NiTi shape-memory alloy / V. P. Iasnii, O. Z. Student, P. V. Yasniy, and H. M. Nykyforchyn // *Materials Science.* – 2021. – **56**, № 4. – P. 461–465. DOI:10.1007/s11003-021-00451-3
6. *Maletta C. and Furgiuele F.* Analytical modeling of stress-induced martensitic transformation in the crack tip region of nickel–titanium alloys // *Acta Mater.* – 2010. – **58**, № 1. – P. 92–101. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2009.08.060>
7. *Iasnii V. P., Student O. Z., and Nykyforchyn H. M.* Influence of hydrogenation on the character of fracture of nitinol alloy in tension // *Materials Science.* – 2019. – **55**, № 3. – P. 386–391. DOI:10.1007/s11003-019-00314-y
8. *Specific* features of deformation of the nitinol alloy after electrolytic hydrogenation / V. P. Iasnii, H. M. Nykyforchyn, O. T. Tsyruł'nyk, and O. Z. Student // *Materials Science.* – 2019. – **54**, № 4. – P. 582–588. DOI:10.1007/s11003-019-00221-2
9. *Fractographic* features of the fatigue fracture of nitinol alloy / V. P. Iasnii, H. M. Nykyforchyn, O. Z. Student, and L. M. Svirska // *Materials Science.* – 2020. – **55**, № 5. – P. 774–779. DOI:10.1007/s11003-020-00370-9
10. *Cheung G. S. P. and Darvell B. W.* Fatigue testing of a NiTi rotary instrument. P. 1: Strain life relationship // *Int. Endod J.* – 2007. – **40**. – P. 612. DOI:10.1111/j.1365-2591.2007.01262.x
11. *Gall K. and Maier H.* Cyclic deformation mechanisms in precipitated NiTi shape memory alloys // *Acta Mater.* – 2002. – **50**, № 18. – P. 4643–4657. DOI:10.1016/S1359-6454(02)00315-4
12. *Pseudoelastic* fatigue of NiTi wires: frequency and size effects on damping capacity / H. Soul, A. Isalgue, A. Yawny, V. Torra, and F. C. Lovey // *Smart Mater. Struct.* – 2010. – **19**, № 8. Article number: 085006. DOI:10.1088/0964-1726/19/8/085006
13. *Iasnii V. and Junga R.* Phase transformations and mechanical properties of the nitinol alloy with shape memory // *Materials Science.* – 2018. – **54**, № 3. – P. 406–411. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0199-7>
14. *Stress-induced* martensitic transformations and shape memory at nanometer scales / C. P. Frick, T. W. Lang, K. Spar, and K. Gall // *Acta Mater.* – 2006. – **54**, № 8. – P. 2223–2234. <https://doi.org/10.1016/J.ACTAMAT.2006.01.030>
15. *Yin H., He Y., and Sun Q.* Effect of deformation frequency on temperature and stress oscillations in cyclic phase transition of NiTi shape memory alloy / *J. Mech. Phys. Solids.* – 2014. – **67**. – P. 100–128. <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2014.01.013>
16. *Fatigue crack growth* fundamentals in shape memory alloys / Y. Wu, A. Ojha, L. Patriarca, and H. Sehitoglu // *Shape Mem. Superelasticity* – 2015. – **1**. – P. 18–40. <https://doi.org/10.1007/S40830-015-0005-4/FIGURES/19>
17. *Miller K. J.* Materials science perspective of metal fatigue resistance // *Mater. Sci. Techn.* 1993. – **9**, № 6. – P. 453–462. DOI:10.1179/MST.1993.9.6.453
18. *Estimation* of fatigue crack growth rate in heat-resistant steel by processing of digital images of fracture surfaces / P. Maruschak, R. Vorobel, O. Student, I. Ivasenko, H. Krechkovska, O. Berehulyak, T. Mandziy, L. Svirska, and O. Prentkovskis // *Metals.* – 2021. – **11**, № 11. – P. 1776. DOI:10.3390/MET11111776
19. *McKelvey A. L. and Ritchie R. O.* Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2001. – **32**. – P. 731–743. DOI:10.1007/s11661-001-1008-7
20. *Vaidyanathan R., Dunand D. C., and Ramamurty U.* Fatigue crack-growth in shape-memory NiTi and NiTi–TiC composites // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2000. – **289**. – P. 208–216. DOI:10.1016/S0921-5093(00)00882-0
21. *McKelvey A. L. and Ritchie R. O.* Fatigue-crack propagation in nitinol, a shape-memory and superelastic endovascular stent material // *J. Biomedical Mater. Res.* – 1999. – **47**. – P. 301–308. DOI:10.1002/(SICI)1097-4636(19991205)47:3<301::AID-JBM3>3.0.CO;2-H
22. *Study* of the fatigue crack growth in long-term operated mild steel under mixed-mode (I + II, I + III) loading conditions / G. Lesiuk, M. Smolnicki, D. Rozumek, H. Krechkovska, O. Student, J. Correia, R. Mech, and A. De Jesus // *Materials (Basel).* – 2020. – **13**, № 1. – P. 160. DOI:10.3390/MA13010160