

## ОСОБЛИВОСТІ РОСТУ ВТОМНИХ ТРІЩИН У ПСЕВДОПРУЖНОМУ NiTi СПЛАВІ

<sup>1</sup>Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя

*Проаналізовано кінетичні особливості росту втомної тріщини у псевдопружному NiTi сплаві за асиметрії циклу навантаження  $R = 0,2$  та  $0,5$ . Опір росту втомної тріщини визначали на циліндричних зразках діаметром 8 мм з одностороннім сегментоподібним надрізом у діаметральному їх перерізі на глибину 0,6 мм за температури  $20^\circ\text{C}$  на повітрі. Використовуючи електрогідравлічну випробувальну установку СТМ-100, попереднім навантаженням зразків триточковим згином в них вироцували втомну тріщину від надрізу, а саму кінетику росту втомної тріщини визначали на циліндричному зразку з однією боковою тріщиною за одновісного розтягу і частотою навантаження 25 Гц. Приріст довжини тріщини на поверхні зразка визначали за допомогою бінокулярного мікроскопа, який давав можливість визначати її приріст з точністю, не меншою 0,02 мм. Для підрахунку довжини тріщини у найглибшій точці фронту використовували лінійну інтерполяцію коефіцієнта форми початкової і кінцевої тріщини. Саме за цим значенням у найглибшій точці фронту тріщини після певної кількості циклів навантаження визначали швидкість росту тріщини. Встановлено, що на відміну від усталених концепцій механіки втомного руйнування механічною рушійною силою утомного росту тріщини, яка однозначно описує кінетику руйнування незалежно від асиметрії циклу навантаження, виступає не розмах, а максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень. Згідно з мікрофрактографічними дослідженнями головний механізм поширення тріщини пов'язаний з крихким руйнуванням елементів мартенситної структури сплаву, а звідси деформаційне аустенітно-мартенситне перетворення у вершині тріщини відповідальне за її кінетику. Інтенсивність такого перетворення визначається скоріше рівнем напружень, а не їх розмахом, що і визначає механічну рушійну силу втомного росту тріщини.*

**Ключові слова:** псевдопружний сплав, швидкість росту втомної тріщини, асиметрія циклу навантаження, механізм руйнування.

### Вступ

Металеві сплави з пам'яттю форми (СПФ) належать до функціональних матеріалів, яким притаманна низка специфічних ознак, одна з яких — псевдопружність [1], [2]. Завдяки цьому ефекту такі сплави широко використовуються у біоінженерії, аерокосмічній, машинобудівній, будівельній та інших галузях [3]—[5]. Відповідно до функціональних властивостей відносять залишкову і відновлювану деформацію, дисипацію енергії тощо. Відомо також, що механічне навантаження а також наводнювання інтенсифікують аустенітно-мартенситне перетворення в СПФ, що істотно впливає на їх опір руйнуванню [6], [7].

Відповідно зазначені функціональні властивості стають складовими і для аналізу механічної поведінки цих сплавів з огляду забезпечення їх цілісності. З іншого боку, СПФ часто експлуатуються за циклічного навантаження, тому для них важливі також характеристики опору втомному руйнуванню, зокрема, циклічній тріщиностійкості. Тут важливо ув'язувати опір втомному росту тріщини з мікроструктурними перетвореннями в її вершині, які спричинені циклічним навантаженням. *Метою дослідження є поширення підходів механіки руйнування на дослідження особливостей втомного росту тріщини в сплаві нітинол, дослідивши вплив асиметрії циклу навантаження на швидкість і мікромеханізм росту втомних тріщин (РВТ) у ньому.*

### Особливості методики випробувань

Об'єкт досліджень — псевдопружний  $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$  сплав, хімічний склад та механічні властивості при розтягу отримані раніше [8]. Методом диференційної сканівної калориметрії [9] попередньо

встановили, що для цього матеріалу температура завершення трансформації аустенітної структури складає  $-38\text{ }^{\circ}\text{C}$  [8].

Опір РВТ визначали на циліндричних зразках діаметром 8 мм з одностороннім сегментоподібним надрізом у діаметральному їх перерізі на глибину 0,6 мм за температури  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$  на повітрі. Використовуючи електрогідравлічну установку СТМ-100, попереднім навантаженням зразків триточковим згином в них вирощували втомну тріщину від надрізу, а саму кінетику РВТ визначали на циліндричному зразку з однією боковою тріщиною за одновісного розтягу частотою 25 Гц та асиметрії циклу навантаження  $R = K_{\min}/K_{\max} = 0,2$  та  $0,5$ , де  $K_{\min}$  і  $K_{\max}$ , відповідно, мінімальне і максимальне значення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН).

Під час циклічного навантаження стежили за зміною довжини тріщини  $a$  на поверхні зразка, використовуючи мікроскоп, який давав можливість визначати її приріст з точністю, не меншою  $0,02\text{ }\mu\text{m}$ . Після руйнування зразка фіксували фронт тріщини на початку випробувань, а також у разі доламу, який міг бути або прямим, або півеліптичним. Для визначення довжини тріщини  $b$  у найглибшій точці фронту використовували лінійну інтерполяцію коефіцієнта форми початкової і кінцевої тріщини ( $b/a$ ). Саме за цим значенням у найглибшій точці її фронту тріщини після певної кількості циклів навантаження  $N$  визначали швидкість РВТ  $db/dN$  та КІН [8]. Кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) традиційно будували в координатах  $da/dN-\Delta K$ , де  $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$  — розмах КІН.

### Результати дослідження

Експериментально отримані залежності швидкості  $da/dN-\Delta K$  відповідають лінійній ділянці Періса і вказують на істотне збільшення швидкості РВТ у разі підвищення асиметрії  $R$  від  $0,2$  до  $0,5$  (рис. 1а). Зазвичай для традиційних конструкційних матеріалів вважають, що коефіцієнт  $R$  незначно впливає на швидкість  $da/dN$  на другій ділянці КДВР, ділянці Періса [10]. На першій припороговій ділянці ріст швидкості РВТ зумовлений усуненням ефекту закриття тріщини, яке істотно проявляється саме за таких умов навантаження. На третій завершальній ділянці РВТ домінує статичний чинник, що і визначає провідну роль у втомному руйнуванні показника  $K_{\max}$ . Водночас ділянці Періса не властивий значний прояв як закриття тріщини, так і статичного чинника.

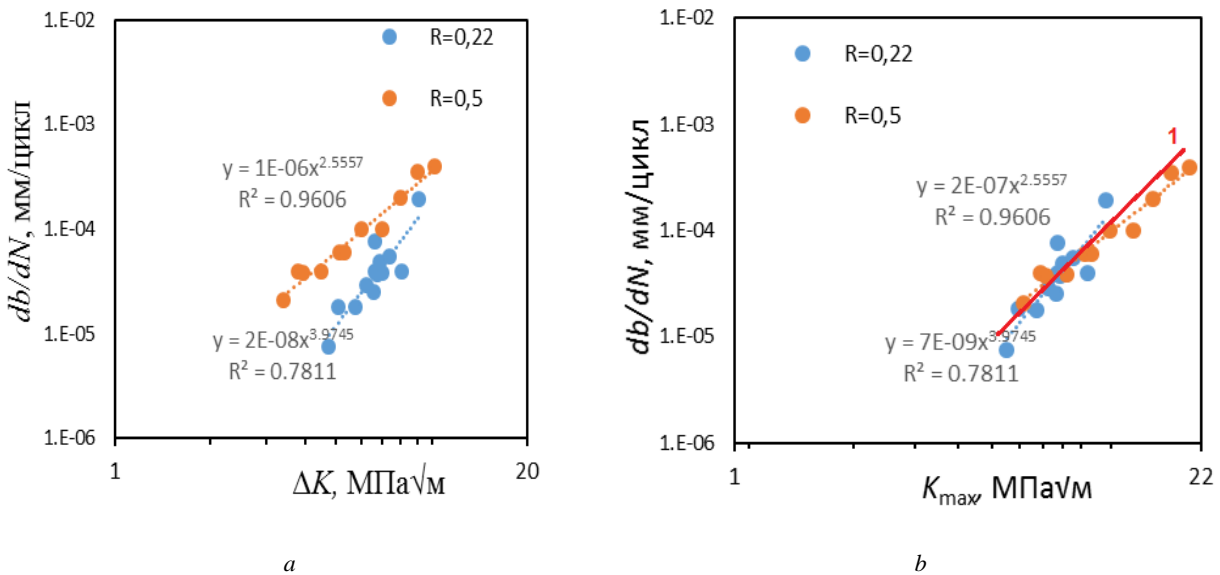


Рис. 1. Залежності випробувань для сплаву нітінол: а —  $da/dN-\Delta K$  за  $R = 0,2$ , і  $0,5$ ; б —  $da/dN-K_{\max}$  за  $R = 0,2$ , і  $0,5$  та незалежно від  $R$  (лінія 1), схематично подані КДВР для випробовуваних традиційних конструкційних сплавів за різних  $R$

Отримані результати (рис. 1а) спонукали перебудувати діаграми  $da/dN-\Delta K$  в нетрадиційні  $db/dN-K_{\max}$  (рис. 1б). Виявлено, що на лінійній ділянці Періса швидкість  $db/dN$  практично не чутлива до зміни  $R$ , і може бути описана єдиною залежністю (лінія 1). Це принциповий результат, який вказує, що параметр  $K_{\max}$  однозначно, незалежно від  $R$ , визначає швидкість РВТ, тобто слугує механічною рушійною силою росту тріщини. До подібного висновку можна дійти також аналізуючи працю [11], в якій зазначено, що стосовно сплаву нітінол параметр  $\Delta K$ , а також ефективний

розмах КІН  $\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op}$ , визначений з урахуванням ефекту закриття тріщини, однозначно не описують кінетику руйнування. Таким чином, з позицій механіки втомного руйнування сплаву нітинол властива чітка особливість: показник  $K_{max}$  виступає механічною рушійною силою втомного росту тріщини. Оскільки цьому сплаву притаманні кардинальні структурно-фазові перетворення, спричинені не температурним чинником, а механічним навантаженням, то можна припустити, що саме вони відповідальні за описаний механічний феномен.

Мікрофрактографічні дослідження виявили практично крихкий характер зламів з формуванням в межах окремих зерен паралельних вузьких смуг фасеток квазівідколу (рис. 2). Крізьзеренний механізм відколу вважали за наслідок деформаційного перетворення аустеніту в мартенсит у вершині тріщини, спричинений напруженим станом в зоні передруйнування впродовж всього шляху поширення руйнування. А крихкий характер зламів пов'язаний з руйнуванням утвореної мартенситної складової, здатність деформуватися якої значно менша, ніж аустеніту.

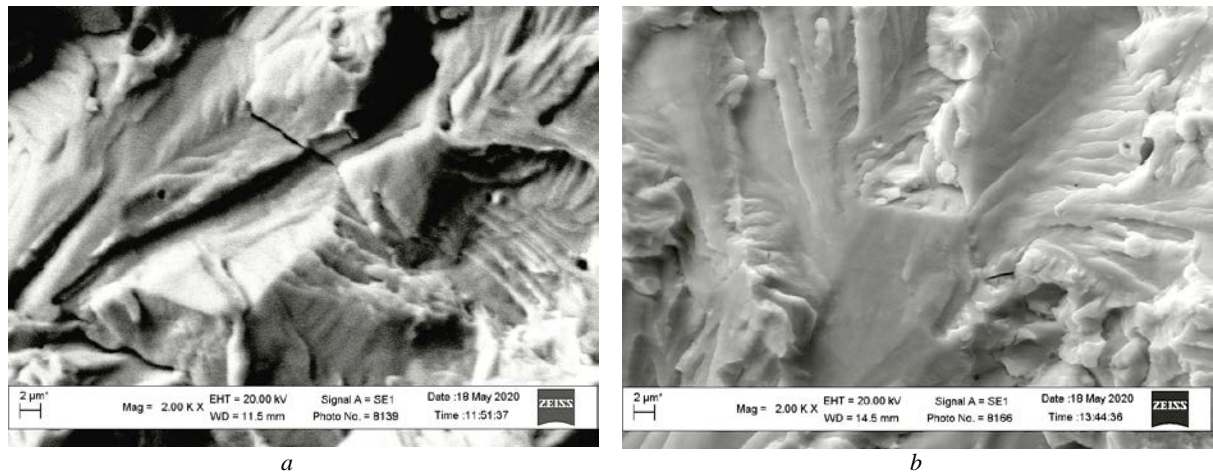


Рис. 2. Мікрофрактограми сплаву нітинолу, отримані на зразках, випробуваних на циклічну тріщиностійкість за: а —  $R = 0,2$ ; б —  $0,5$

Логічно припустити, що експериментально встановлена в рамках механіки втомного руйнування визначальна роль параметра  $K_{max}$  за втомний ріст тріщини зумовлена його відповідальністю за інтенсивність аустенітно-мартенситного перетворення в околі вершини тріщини. І хоча після просування тріщини і, таким чином, розвантаження матеріалу, відбувалося зворотне перетворення мартенситу в аустеніт, існування якого за кімнатної температури термодинамічно зумовлене, однак злами візуалізували морфологію мартенситу в момент його руйнування відколом. Таким чином за допомогою мікрофрактографічного аналізу можна оцінювати інтенсивність мартенситного перетворення в зоні передруйнування. Вона залежить від напруженого стану у вершині тріщини, який описується параметром  $K_{max}$ .

Мінімізація відповідальності розмаху  $\Delta K$  за кінетику втомного руйнування сплаву нітинол передбачає також мінімізацію впливу реверсивної пластичної деформації у вершині тріщини на швидкість її поширення, тобто за прояву чисто втомних механізмів РВТ. Це означає реалізацію статичних механізмів руйнування навіть на ділянці Періса, що виділяє досліджуваний матеріал серед інших. З іншого боку, реалізація статичного механізму руйнування передбачає досягнення в локальному об'ємі попереду тріщини критичного значення КІН  $K_{Ic}$ , тобто досягається умова  $K_{max} = K_{Ic}$ . В нашому випадку діапазон зміни  $K_{max}$  від 6 до 20 МПа·м<sup>1/2</sup>, тобто  $K_{Ic} \leq 6$  МПа·м<sup>1/2</sup>. Тоді зростання швидкості РВТ більше, ніж на порядок на лінійній ділянці Періса має бути зумовлене збільшенням на таку ж величину мікроділянки з мартенситним перетворенням. Приведений аналіз обмежений тим, що зовсім виключає роль втомних механізмів у підготовці матеріалу у вершині тріщини до локального руйнування та передбачає РВТ у кожному циклі навантаження. Очевидно, що реально втома матеріалу реалізується і у випадку сплаву нітинол, але в цьому процесі визначальний максимальний КІН  $K_{max}$ .

## Висновки

Побудовані залежності швидкості росту втомної тріщини у псевдопружному сплаві нітинол від максимального значення коефіцієнта інтенсивності напружень  $K_{max}$  виявилися нечутливими до

зміни коефіцієнта асиметрії циклу навантаження в діапазоні 0,2...0,5. Фрактографічні дослідження виявили крихкий характер зламів, зумовлений деформаційним перетворенням аустеніту попереду вершини тріщини в мартенсит в процесі циклічного навантаження. Цей факт використано для обґрунтування відповідальності параметра  $K_{max}$  за інтенсивність фазових перетворень в зоні передруйнування та припущення про реалізацію квазістатичних механізмів руйнування на лінійній ділянці Періса.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

- [1] V. a. L'vov, A. a. Rudenko, V. a. Chernenko, E. Cesari, J. Pons, and T. Kanomata, "Stress-induced Martensitic Transformation and Superelasticity of Alloys: Experiment and Theory," *Mater. Trans.*, vol. 46, no. 4, pp. 790-797, 2005.
- [2] K. Otsuka, C. M. Wayman, K. Nakay, H. Sakamoto, and K. Shimizu, "Superelasticity effects and stress-induced martensitic transformations in CuAlNi alloys," *Acta Metall.*, vol. 24, no. 3, pp. 207-226, 1976.
- [3] P. Silva, J. Almeida, and L. Guerreiro, "Semi-active Damping Device Based on Superelastic Shape Memory Alloys," *Structures*, vol. 3, pp. 1-12, 2015.
- [4] M. Nematollahi, K. S. Baghbaderani, A. Amerinatanzi, H. Zamanian, and M. Elahinia, "Application of NiTi in Assistive and Rehabilitation Devices: A Review," *Bioengineering*, vol. 6, no. 2, p. 37, Apr. 2019.
- [5] J. Mohd Jani, M. Leary, A. Subic, and M. A. Gibson, "A review of shape memory alloy research, applications and opportunities," *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 1078-1113, 2014.
- [6] В. П. Ясній, О. З. Студент, і Г. М. Никифорчин, «Вплив наводнювання на характер руйнування сплаву нітинол за розтягу,» *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, т. 54, № 3, pp. 80-85, 2019.
- [7] В. П. Ясній, Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, і О. З. Студент, «Особливості деформування сплаву нітинол після електролітичного наводнювання,» *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, т. 54, № 4, pp. 124-130, 2018.
- [8] V. Iasnii, P. Yasniy, Y. Lapusta, and T. Shnitsar, "Experimental study of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading," *Sci. J. TNTU*, vol. 92, no. 4, pp. 7-12, 2018.
- [9] Л. В. Базюк, і Н. В. Мещерякова, «Методи визначення ентальпії металів та стопів (огляд),» *Вісник Прикарпатського національного університету імені Василя Стефаника, серія «Хімія»*, № 11, pp. 81-89, 2011.
- [10] В. В. Панасюк, О. Н. Романив, и С. Я. Ярема, *Механика разрушения и прочность материалов, т.4, "Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов,"* справ. пос, в 4-х т., В. В. Панасюк, ред. Киев: Наук. думка, 1990.
- [11] A. L. McKelvey and R. O. Ritchie, "Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol," *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 32, no. 13, pp. 731-743, 2001.

Рекомендована кафедрою галузевого машинобудування ВНТУ

Стаття надійшла до редакції 19.08.2020

**Ясній Володимир Петрович** — д-р філософії, доцент, завідувач кафедри будівельної механіки, e-mail: v\_iasnii@tntu.edu.ua.

Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя, Тернопіль

**V. P. Iasnii<sup>1</sup>**

## Peculiarities of Fatigue Crack Growth in Pseudoelastic NiTi Alloy

<sup>1</sup>Ternopil Ivan Puluj National Technical University

There have been analyzed the peculiarities of fatigue crack growth in pseudoelastic NiTi alloy at stress ratios  $R = 0,2$  and  $0,5$ . The fatigue crack growth resistance was determined on cylindrical specimens with a diameter of 8 mm with a unilateral segmental notch to a depth of 0,6 mm in their diametrical cross section at a temperature of 20°C in air. Using the servohydraulic testing machine STM-100, the specimens were preloaded by three-point bending in order to grow a fatigue crack from the notch, and the fatigue crack growth kinetics was determined on a cylindrical specimen with one lateral crack under uniaxial tension at a frequency of 25 Hz. The length of crack on the specimen surface was determined using the binocular microscope with the precision not less than 0,02 mm. To calculate the crack depth  $b$  in the deepest point of the crack front, the crack shape  $b/a$  of the initial and final cracks was determined using the linear interpolation. The fatigue crack growth rate was determined using this value in the deepest point of the crack front after certain number of loading cycles. It was found out that, unlike the traditional concepts of fracture mechanics, the mechanical driving force of fatigue crack growth, that unambiguously describes the failure kinetics despite of  $R$  is not the stress range, but a maximal value of stress intensity factor. According to the microfractographic studies, the main mechanism of crack propagation is connected with the brittle failure of martensite alloy structure elements. Therefore, the strain austenite–martensite transformation at the crack tip is responsible for its kinetics. The intensity of such transformation is determined mostly by the stress levels, and not by its range, that determines the mechanical driving force of fatigue crack growth.

**Keywords:** pseudoelastic alloy, fatigue crack grow rate, density, stress ratio, fracture mechanisms.

**Iasnii Volodymyr P.** — Dr. Sc. (Eng.), Associate Professor, Head of the Chair of Structural Mechanics, e-mail: v\_iasnii@tntu.edu.ua

**В. П. Ясний<sup>1</sup>**

## **Особенности роста усталостных трещин в псевдоупругом NiTi сплаве**

<sup>1</sup>Тернопольский национальный технический университет им. Ивана Пулюя;

*Проанализированы кинетические особенности роста усталостной трещины в сплаве нитинол с коэффициентом асимметрии цикла нагружения  $R = 0,2$  и  $0,5$ . Сопротивление роста усталостной трещины определяли на цилиндрических образцах диаметром 8 мм с односторонним сегментообразным надрезом в диаметральном их сечении на глубину 0,6 мм при температуре 20 °С на воздухе. Используя электрогидравлическую испытательную установку СТМ-100, предварительной нагрузкой образцов трехточечным изгибом выращивали усталостную трещину от надреза, а саму кинетику роста усталостной трещины определяли на цилиндрическом образце с одной боковой трещиной при одноосном растяжении и частотой нагрузки 25 Гц. Прирост длины трещины на поверхности образца определяли с помощью бинокулярного микроскопа, который дает возможность определять ее прирост с точностью, не менее 0,02 мм. Для подсчета длины трещины в самой глубокой точке фронта трещины использовали линейную интерполяцию коэффициента формы начальной и конечной трещины. Именно по этому значению в самой глубокой точке ее фронта трещины после определенного количества циклов нагрузки определяли скорость роста трещины. Установлено, что, в отличие от устоявшейся концепции механики усталостного разрушения, механической движущей силой усталостного роста трещины, которая однозначно описывает кинетику разрушения независимо от асимметрии цикла нагрузки, является не размах, а максимальное значение коэффициента интенсивности напряжений. Согласно с микрофрактографическими исследованиями главный механизм распространения трещины связан с хрупким разрушением элементов мартенситной структуры сплава, а следовательно деформационное аустенитно-мартенситное превращение в вершине трещины является ответственным за ее кинетику. Интенсивность такого преобразования определяется скорее уровнем напряжений, а не их размахом, что и определяет механическую движущую силу усталостного роста трещины.*

**Ключевые слова:** псевдоупругий сплав, скорость роста усталостной трещины, асимметрия цикла нагружения, механизм разрушения.

**Ясний Владимир Петрович** — д-р философии, доцент, заведующий кафедрой строительной механики, e-mail: v\_iasnii@tntu.edu.ua