

УДК 539.3

МІКРОМЕХАНІЗМ ПОШИРЕННЯ ВТОМНИХ ТРІЩИН У ПСЕВДОПРУЖНОМУ NiTi СПЛАВІ З ПАМ'ЯТТЮ ФОРМИ

В. П. ЯСНІЙ¹, О. З. СТУДЕНТ², П. В. ЯСНІЙ¹, Г. М. НИКИФОРЧИН²

¹ Тернопільський національний технічний університет ім. Івана Пулюя;

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

Проаналізовано кінетичні особливості та мікромеханізм поширення втомної тріщини в псевдопружному сплаві нітинол з пам'яттю форми в умовах сталоамплітудного циклічного навантаження за асиметрії циклу $R = 0,2$ та $0,5$. Встановлено, що незалежно від параметра R утомна тріщина поширювалася за механізмом квазівідколу, що зумовлено деформаційним аустеніт-мартенситним перетворенням у її вершині. З ним пов'язали і відповідальність максимального значення коефіцієнта інтенсивності напружень у циклі навантаження, а не його розмаху, за кінетику руйнування зі зміною асиметрії R .

Ключові слова: псевдопружний NiTi сплав, ріст утомної тріщини, асиметрія в циклі навантаження, мікромеханізм руйнування.

Вступ. Для оцінювання роботоздатності псевдопружних сплавів із пам'яттю форми важливо оперувати їх довговічністю і на стадії формування макротріщини, і на етапі її поширення. У багатьох дослідженнях проаналізовано особливості зародження втомних тріщин у NiTi сплавах [1–4]. Вивчено також вплив мікроструктури і різних видів холодного оброблення, температури і випробувального середовища, довжини тріщини та асиметрії циклу навантаження R на швидкість росту втомної тріщини (РВТ) [5–8]. Мета цієї статті – дослідити вплив значень R на швидкість і мікромеханізм РВТ у сплаві нітинол у діапазоні ділянки Періса.

Методика випроб. Використали псевдопружний $Ni_{55,8}Ti_{44,2}$ сплав, хімічний склад та механічні властивості якого описані раніше [9]. Випробовували зразки діаметром 8 mm з одностороннім сегментоподібним надрізом у діаметральному їх перерізі на глибину 0,6 mm (рис. 1a, b).

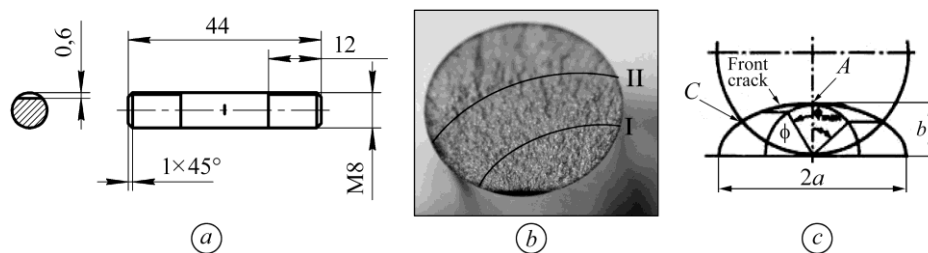


Рис. 1. Схема зразка для випробувань на циклічну тріщиностійкість (a), макрозлам (b) та геометрія півеліптичної поверхневої тріщини (c):

I та II – півеліптичні фронти початкової та кінцевої стадій росту втомної тріщини.

Fig. 1. Scheme of the specimen for testing fatigue crack growth (a), macrofracture surface (b) and geometry of the semi-elliptic surface crack: I and II – semi-elliptic crack fronts at the initial and final stages of its growth.

Заздалегідь на зразках триточковим згином вирощували втомну тріщину, а для оцінювання кінетики її росту навантажували за кімнатної температури на гідравлічній машині СТМ-100 одновісним розтягом частотою 25 Hz при $R = 0,2$ та $0,5$. За приростом тріщини на поверхні зразка стежили візуально, використовуючи мікроскоп. Під час поширення руйнування фронт тріщини на зламах зразків був або рівним, або опуклим півеліптичним (рис. 1b). В останньому випадку робили поправку на довжину тріщини, враховуючи форму фронту початкової і кінцевої тріщин на зламі зразка. Значення коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) для кожної форми тріщини визначали згідно з рекомендаціями [10, 11]. Для фрактографічного аналізу зламів зразків застосували сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP.

Результати та їх аналіз. Залежність швидкості РВТ db/dN у найглибшій точці її фронту (т. А на рис. 1c) від розмаху КІН ΔK описали для асиметрії $R = 0,2$ однією лінійною залежністю для обох геометрій фронту (рис. 2a, крива 1), яка є характеристикою матеріалу для певних умов циклічного навантаження і однозначно описується параметрами механіки руйнування. Її порівняли з результатами, отриманими для $R = 0,5$ тільки для одного (опуклого) фронту тріщини (крива 2). Аналіз швидкості РВТ за відповідних значень ΔK виявив, що зі збільшенням коефіцієнта R вона ставала суттєво вищою. Загалом це перечить загальним уявленням, оскільки вважають, що асиметрія циклу навантаження впливає на РВТ в конструкційних сплавах, у першу чергу, на припороговій або завершальній ділянках кінетичної діаграми, у першому випадку – через усунення ефекту закриття тріщини, у другому – внаслідок домінування статичного чинника в процесах руйнування. Зокрема, для конструкційних сталей вважають, що середня ділянка (ділянка Періса) слабчуглива до дії різних структурних та деформаційних чинників [12].

Водночас, подавши отримані значення швидкості РВТ залежно від максимального рівня КІН K_{max} у циклі навантаження, виявили, що в аналізованому діапазоні його зміни швидкість da/dN практично не чутлива до зміни коефіцієнта R (рис. 2b), тому їх можна описати і однією лінійною залежністю. Це означає, що для псевдопружного NiTi сплаву, на протигагу традиційним конструкційним матеріалам, роль параметра K_{max} як механічної рушійної сили РВТ імовірнаша, ніж розмах ΔK . Загалом це узгоджується з результатами праці [13] про вплив розмаху напружень і максимальних їх значень у поширенні тріщини в нітинолі за різної асиметрії циклу навантаження. Це означає, що така особливість в описі РВТ зумовлена специфікою самого сплаву, яка пов'язана із можливістю протікання у ньому структурно-фазових перетворень навіть за кімнатної температури.

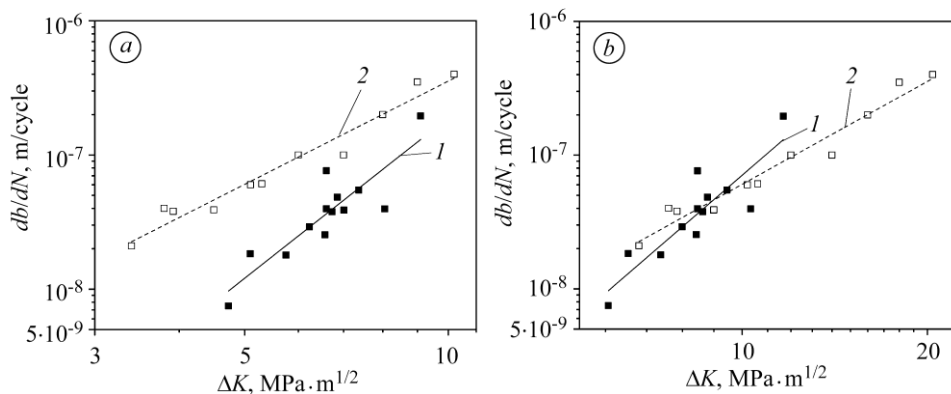


Рис. 2. Залежності швидкості РВТ db/dN від коефіцієнтів ΔK (a) та K_{max} (b), отримані для псевдопружного NiTi сплаву за $R = 0,2$ (крива 1) і $0,5$ (крива 2).

Fig. 2. Dependences of the fatigue crack growth rate db/dN on parameters ΔK (a) and K_{max} (b), obtained for the pseudoelastic nitinol alloy at $R = 0.2$ (curve 1) and 0.5 (curve 2).

Щоб встановити причину переважного впливу показника K_{\max} в описі РВТ, виконали фрактографічні дослідження зламів зразків, випробуваних за різних значень R . З'ясували, що РВТ у нітинолі відбувся незалежно від коефіцієнта R за механізмом квазівідколу з формуванням в межах окремих зерен паралельних вузьких смуг фасеток відколу (рис. 3). Орієнтація фасеток у різних зернах залежала від напрямку мартенситних кристалів, спричинених деформацією вихідного аустеніту у півциклах розтягу до рівня K_{\max} , і змінювалася з переходом від зерна до зерна.

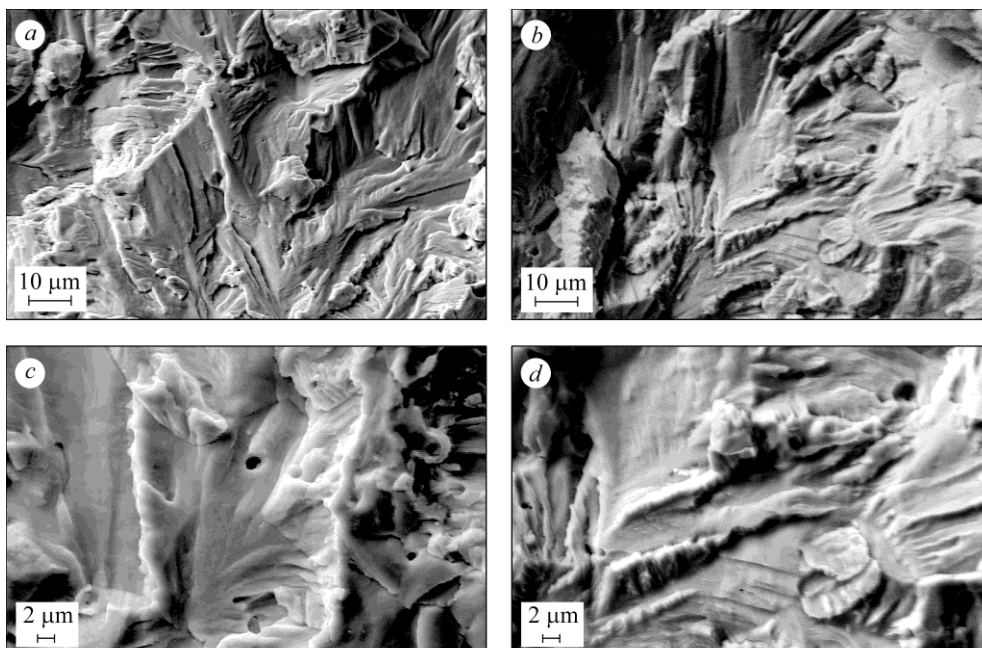


Рис. 3. Фрактограми зразків із псевдопружного NiTi сплаву, випробуваних на циклічну тріщиностійкість за коефіцієнта $R = 0,2$ (*a, c*) і $0,5$ (*b, d*).

Fig. 3. Fractograms of pseudoelastic NiTi alloy specimens, tested for fatigue crack growth resistance with ratios $R = 0.2$ (*a, c*) and 0.5 (*b, d*).

Відомо [14], що деформування досліджуваного сплаву за кімнатної температури зумовлює ріст мартенситних кристалів з переміщенням міжфазних меж у напрямі аустенітної фази. За досягнення значень K_{\max} ріст кристалів мартенситу припиняється, а за його зниження (у півциклі розвантаження) міжфазні межі пересуваються в зворотному напрямку (в бік мартенситної фази) і товщина кристалів мартенситу зменшується. Що вищий КН у вершині тріщини під час півциклу розвантаження (що реалізовувалося за вищого R), то сильніше стримуватиметься зворотне перетворення індукованої мартенситної фази в аустенітну через закріплення меж деформаційної мартенситної фази дефектами [15]. Тому припустили, що виявлені довгі і вузькі ділянки (у вигляді гребенів між суміжними квазівідколами) з дрібними елементами в'язкого ямкового руйнування пов'язані саме з місцями, де розпочиналося зворотне деформаційне перетворення мартенситу в аустеніт (рис. 3с, d). Адже деформівна здатність аустеніту, безумовно, вища, ніж мартенситу. Тому руйнування аустеніту, сформованого у вузьких прошарках між мартенситними кристалом під час півциклу розвантаження, могло відбуватися за відносно в'язким механізмом із формуванням ямкового рельєфу, що чіткіше спостерігали на зламі зразка, випробуваного за нижчого значення R (рис. 3с). Враховуючи одержані результати, вважали, що саме через формування квазівід-

колів вздовж кристалів деформаційного за походженням мартенситу, що утворився у півциклі розтягу, вдалося візуалізувати ознаки деформаційного мартенситного перетворення навіть за кімнатної температури, яка значно перевищує ту, коли стає можливим термічне мартенситне перетворення. Злами зразків зафіксували рельєф, спричинений крихким руйнуванням мартенситу, що сформувався на місці аустеніту через деформаційне перетворення. Однак після просування тріщини локально зруйнований метал розвантажується і деформаційний за походженням мартенсит зникає внаслідок зворотного перетворення в аустеніт, який за кімнатної температури є термодинамічно вигіднішим. Таким чином, злами зразків візуалізували морфологію мартенситу лише у момент перед їх руйнуванням відколом. Хоча насправді після руйнування в структурі розвантаженого металу мартенсит відсутній.

Зазначимо, що в зоні доламу зразків, проти зони РВТ, незалежно від коефіцієнта R виявили типові ознаки в'язкого руйнування шляхом формування ямкового рельєфу, властивого нітинолу за випроб активним розтягом [16], або на етапі спонтанного поширення руйнування за випроб на втому гладких зразків [17].

ВИСНОВКИ

Отримано експериментальні залежності швидкості росту втомної тріщини у псевдопружному $\text{Ni}_{55,8}\text{Ti}_{44,2}$ сплаві за кімнатної температури від розмаху коефіцієнта інтенсивності напруження ΔK та максимального його значення в циклі навантаження K_{\max} . Виявлено, що з підвищенням асиметрії циклу навантаження R швидкість росту тріщини db/dN у нітинолі суттєво зростала в межах другої ділянки діаграми її росту. Водночас кінетичні діаграми втомного руйнування в координатах $db/dN-K_{\max}$ виявилися не чутливими до його впливу. Цей феномен пов'язали з фрактографічно підтвердженим однотипним квазівідкольним механізмом руйнування зразків, обумовленим деформаційним перетворенням аустеніту в мартенсит у зоні передруйнування, що властиво нітинолу за кімнатної температури. Таке перетворення, найімовірніше, визначає значення K_{\max} , ніж ΔK , що заперечує усталене уявлення, що показник ΔK (чи ефективний розмах КІН ΔK_{eff} , визначений з урахуванням явища закриття тріщини) адекватніше описує кінетику руйнування. Це означає, що нітинолу властива нетипова для механіки втомного руйнування особливість: показник K_{\max} виступає механічною рушійною силою втомного росту тріщини.

SUMMARY. The peculiarities and micromechanism of fatigue crack growth in pseudoelastic NiTi shape memory alloy under constant amplitude loading at stress ratios $R = 0.2$ and 0.5 were analyzed. It was found that fatigue crack growth in the second section of its growth diagram occurred by the quasi-cleavage mechanism, regardless of the parameter R , which was caused by the deformation austenite-martensitic transformation at its tip. This phenomenon also explained the responsibility of the maximum stress intensity factor (SIF), though not SIF range, for the fracture kinetics with change of the stress ratio R .

Keywords: *pseudoelastic NiTi alloy, fatigue crack growth, stress ratio, micromechanism of fatigue crack growth.*

1. Cheung G. S. P. and Darvell B. W. Fatigue testing of a NiTi rotary instrument. Part 2: fractographic analysis // Int. Endod. J. – 2007. – **40**, № 8. – P. 619–625.
2. Holtz R. L., Sadananda K., and Imam M. A. Fatigue thresholds of Ni-Ti alloy near the shape memory transition temperature // Int. J. Fatigue. – 1999. – **21**. – P. S137–S145.
3. Amin-Ahmadi B., Noebe R. D., and Stebner A. P. Crack propagation mechanisms of an aged nickel-titanium-hafnium shape memory alloy // Scr. Mater. – 2019. – **159**. – P. 85–88.
4. Perry K. E. and Teiche A. Fatigue crack initiation in superelastic nitinol // Fatigue and Fracture Metallic Medical Materials and Devices. American Society for Testing and Materials. – 2013. – ASTM STP 1559. – P. 35–52.

5. *Crack initiation and propagation in 50.9 at. pct Ni–Ti pseudoelastic shape-memory wires in bending-rotation fatigue* / T. A. Sawaguchi, G. Kausträter, A. Yawny, M. Wagner, G. Egeler // *Metall. Mater. Trans. A*. – 2003. – **34**, № 12. – P. 2847–2860.
6. *Full-Field Measurements of Fracture Initiation and Crack Growth in Superelastic Nitinol* / K. E. Perry, P. E. Labossiere, K. L. Jerina, M. R. Mitchell, T. O. Woods, B. T. Berg, and S. W. Dean // *J. ASTM Int.* – 2009. – **6**, № 2. – P. 1–5.
7. *Influence of strain ratio on bending fatigue life and fatigue crack growth in TiNi shape-memory alloy thin wires* / R. Matsui, Y. Makino, H. Tobushi, Y. Furuichi, F. Yoshida // *Mater. Trans.* – 2006. – **47**, № 3. – P. 759–765.
8. *Robertson S. W., Pelton A. R., and Ritchie R. O. Mechanical fatigue and fracture of nitinol* // *Int. Mater. Rev.* Taylor and Francis, 2012. – **57**, № 1. – P. 1–37.
9. *Experimental study of pseudoelastic NiTi alloy under cyclic loading* / V. Iasnii, P. Yasniy, Yu. Lapusta, and T. Shnitsar // *Sci. J. TNTU*. – 2018. – **92**, № 4. – P. 7–12.10.
10. *BSI. BS 7910: Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures* // *BSI Standards Publication*. – 2015. – **3**, № 1. – 492 p.
11. *Nishitani H. and Chen D. Stress intensity factor for a semi-elliptic surface crack in a shaft under tension* // *Trans. Japan Soc. Mech. Eng. Ser. A*. – 1984. – **50**, № 453. – P. 1077–1082.
12. *Назарчук З. Т., Никифорчин Г. М. Структурна та корозійна механіка руйнування як складові фізико-хімічної механіки матеріалів* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2018. – **54**, № 1. – С. 17–30.
(*Nazarchuk Z. T. and Nykyforchyn H. M. Structural and corrosion fracture mechanics as components of the physicochemical mechanics of materials* // *Materials Science*. – 2018. – **54**, № 1. – P. 7–21.)
13. *Особливості деформування сплаву нітинол після електролітичного наводнювання* / В. П. Ясній, Г. М. Никифорчин, О. Т. Цирульник, О. З. Студент // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2018. – **54**, № 4. – С. 124–130.
(*Specific features of deformation of the nitinol alloy after electrolytic hydrogenation* / V. P. Iasnii, H. M. Nykyforchyn, O. T. Tsyurul'nyk, O. Z. Student // *Materials Science*. – 2019. – **54**, № 4. – P. 582–588.)
14. *McKelvey A. L. and Ritchie R. O. Fatigue-crack growth behavior in the superelastic and shape-memory alloy nitinol* // *Metall. Mater. Trans. A Phys. Metall. Mater. Sci.* – 2001. – **54**, № 13. – P. 731–743.
15. *Brinson L. C., Schmidt I., and Lammering R. Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy: micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy* // *J. Mech. Phys. Solids*. – 2004. – **52**. – P. 1549–1571.
16. *Ясній В. П., Студент О. З., Никифорчин Г. М. Вплив наводнювання на характер руйнування сплаву нітинол за розтягу* // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2019. – **55**, № 3. – С. 80–85.
(*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.)
17. *Фрактографічні особливості втомного руйнування сплаву нітинол* / В. П. Ясній, Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, Л. М. Свірська // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2019. – **55**, № 5. – С. 148–153.

Одержано 12.06.2020