

ОСОБЛИВОСТІ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ ТА ЛОКАЛЬНОГО НАПРУЖЕНОГО СТАНУ СТАЛІ 13X11H2B2MФ ЗА ЦИКЛІЧНОГО НАВАНТАЖЕННЯ

З. А. ДУРЯГІНА^{1,2}, А. М. ТРОСТЯНЧИН¹, В. В. КУЛИК¹,
В. І. ВАВРУХ¹, О. С. ФІЛІМОНОВ¹

¹ Національний університет "Львівська політехніка";

² Люблінський католицький університет ім. Яна Павла II, Польща

Методом трансмісійної електронної мікроскопії досліджено зміну тонкої структури сталі 13X11H2B2MФ, характеру розподілу дислокацій та локальних внутрішніх напружень за деформаційного впливу під час випробувань на малоциклову втому. Виявлено, що у вихідному металі субмікроструктура без видимих концентраторів напружень та різкого градієнта густини дислокацій. Після деформаційного впливу в зоні руйнування формується градієнтна дислокаційна структура та виникають локальні внутрішні напруження, значно вищі у мартенситі та біля меж зерен, ніж у фериті та в тілі зерен.

Ключові слова: сталі феритно-мартенситного класу, субмікроструктура, густина дислокацій, локальні внутрішні напруження.

Transmission electron microscopy (TEM) was used to study the change in the fine structure of 13Kh11N2V2MF steel, the character of dislocation density distribution and the level of local internal stresses under deformation influence during low-cycle fatigue test. It is shown that in the initial metal the submicrostructure hasn't visible structural stress concentrators and a sharp dislocation density gradient. As a result of deformation, a gradient dislocation structure is formed and local internal stresses arise in the failure zone, that are much higher in the martensitic component and near the grain boundaries than in the ferritic component and in the grain body.

Keywords: ferritic/martensitic steel, submicrostructure, dislocation density, local internal stresses.

Вступ. Сталі феритно-мартенситного класу, зокрема марки 13X11H2B2MФ (ЭИ-961), широко використовують для виготовлення лопаток газотурбінних установок (ГТУ) та валів газотурбінних двигунів (ГТД) [1, 2]. Вартість капітального ремонту таких відповідальних деталей сягає до 70% від загальної вартості ремонту ГТУ та ГТД. Для безпечної експлуатації запропоновано неруйнівну методику визначення їх ресурсу [3], яка ґрунтується на встановленні питомої енергії руйнування матеріалу і передбачає розрахунок граничної локальної деформації напружених зон елементів конструкцій. Для реалізації цього підходу необхідно мати інформацію як про вихідну мікроструктуру та механічні властивості матеріалів [4, 5], так і про динаміку їх зміни за деформаційного впливу [6, 7]. При цьому за особливостями тонкої структури та характером розподілу густини дислокацій у матеріалі можна ідентифікувати ділянки з локальними внутрішніми напруженнями, де відбувається тріщиноутворення.

Нижче вивчено вплив циклічного навантаження на формування тонкої структури і локальних внутрішніх напружень у сталі 13X11H2B2MФ.

Методика випробувань. Тонку структуру і розподіл дислокацій вивчали на фольгах, використовуючи трансмісійний електронний мікроскоп JEM-200СХ (фірми JEOL) за пришвиджувальної напруги 200 kV. Фолії товщиною $0,2 \pm 0,02 \mu\text{m}$ виготовляли шляхом йонно-плазмового стоншення дисків, вирізаних зі зразків сталі у вихідному стані та з-під їх зламів після $(3 \dots 4) \cdot 10^3$ cycles навантаження. Густина дислокацій ρ визначали методом січних [8] за збільшення не менше в 30000 разів:

$$\rho = \frac{M}{t} \left(\frac{n_1}{L_1} + \frac{n_2}{L_2} \right), \quad (1)$$

де M – збільшення під час дослідження мікроструктури; t – товщина фолії; n_1, n_2 – кількість перетинів горизонтальних і вертикальних ліній з виходами дислокацій, відповідно; L_1, L_2 – сумарна довжина цих ліній.

Локальні внутрішні напруження розраховували за залежністю [9, 10]

$$\tau_{\text{loc}} = G \cdot b \cdot t \cdot \rho / [\pi \cdot (1 - \nu)], \quad (2)$$

де G – модуль зсуву; b – вектор Бюргерса; ν – коефіцієнт Пуассона.

Результати досліджень. Вихідна мікроструктура сталі феритно-мартенситна (рис. 1a, b). Вивчали утворення субструктурних угруповань зерен легованого

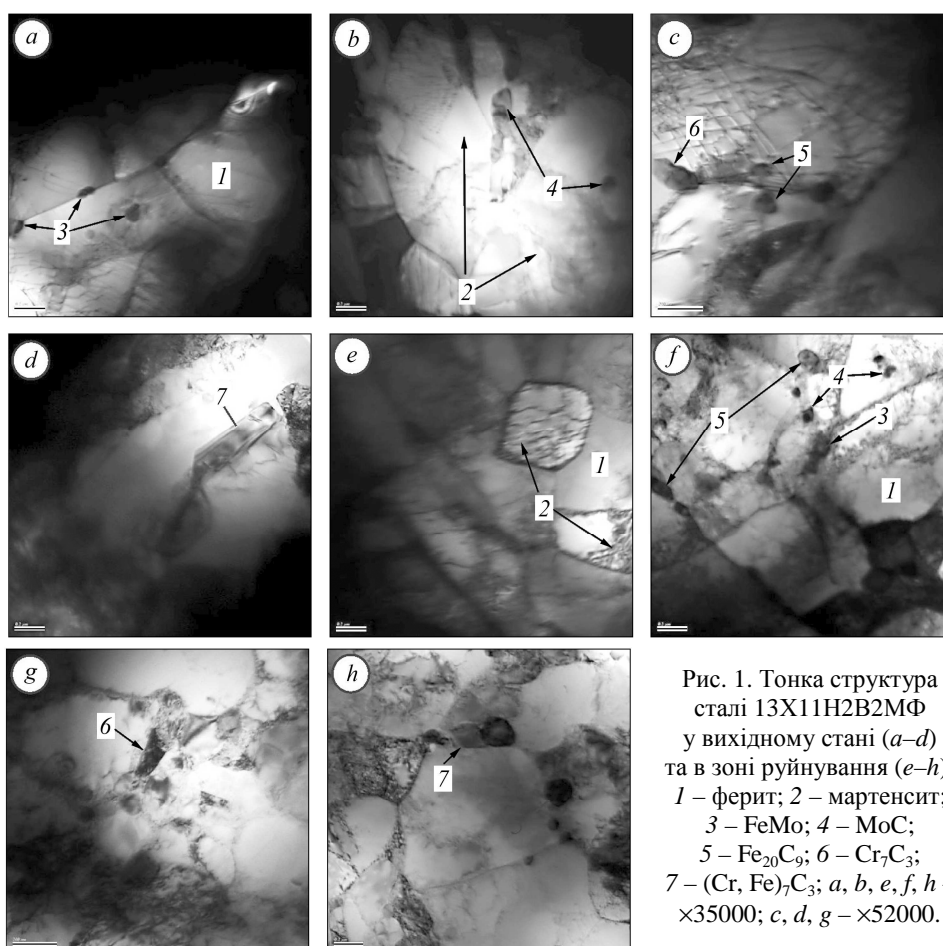


Fig. 1. Fine structure of 13Kh11N2V2MF steel in the initial state (a–d) and in the failure zone (e–h): 1 – ferrite; 2 – martensite; 3 – FeMo; 4 – MoC; 5 – Fe₂₀C₉; 6 – Cr₇C₃; 7 – (Cr, Fe)₇C₃; a, b, e, f, h – ×35000; c, d, g – ×52000.

фериту (Ф) розмірами $0,23...1,1 \times 0,4...1,57 \mu\text{m}$ та колоній мартенситу (М) з розмірами $0,34...1,4 \times 0,52...1,62 \mu\text{m}$. По тілу зерен фериту розташовані глобулярні частинки фаз FeMo і MoC з діаметрами $0,06...0,11$ та $0,10...0,12 \mu\text{m}$, відповідно (рис. 1a, b), які присутні також уздовж меж зерен, де додатково ідентифіковано подовгуваті частинки карбідів складу Fe_{20}C_9 , Cr_7C_3 та $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ (рис. 1c, d) розміром $0,07...0,14$; $0,11...0,17 \times 0,23...0,74$ і $0,17 \times 0,74 \mu\text{m}$, відповідно. Густина дислокацій ρ в об'ємі зерен фериту невисока і становить $\sim 5 \cdot 10^8 \dots 2 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$, тоді як із наближенням до меж зерен зростає до $\sim 9 \cdot 10^9 \dots 2,5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. По тілу пластин мартенситу вона становить $\sim (1...2,5) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$, у той час як на міжфазних поверхнях поділу – $\sim (5...8) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. У результаті формується неоднорідна комірково-сітчаста субмікроструктура, в розорієнтованих комірках якої скупчуються дислокації з невисокою густиною, а поблизу меж зерен – з підвищеною (рис. 2).

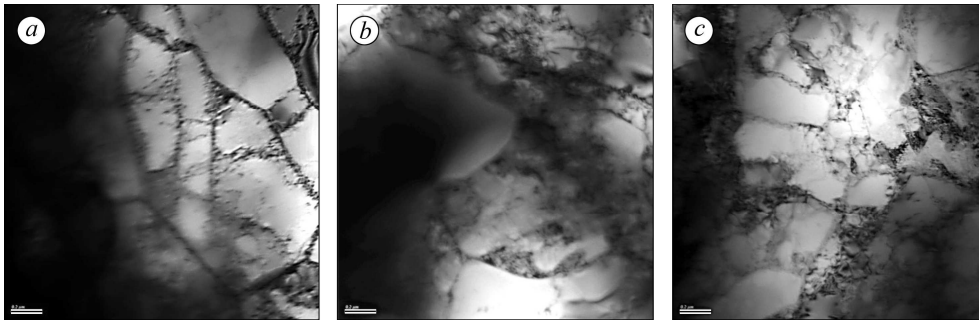


Рис. 2. Коміркова нерозорієнтована (a), комірково-сітчаста (b) та плавно розорієнтована (c) дислокаційна структура сталі ($\times 35000$).

Fig. 2. Cellular non-disoriented (a), cellular-mesh (b) and smoothly disoriented (c) dislocation structure of the steel ($\times 35000$).

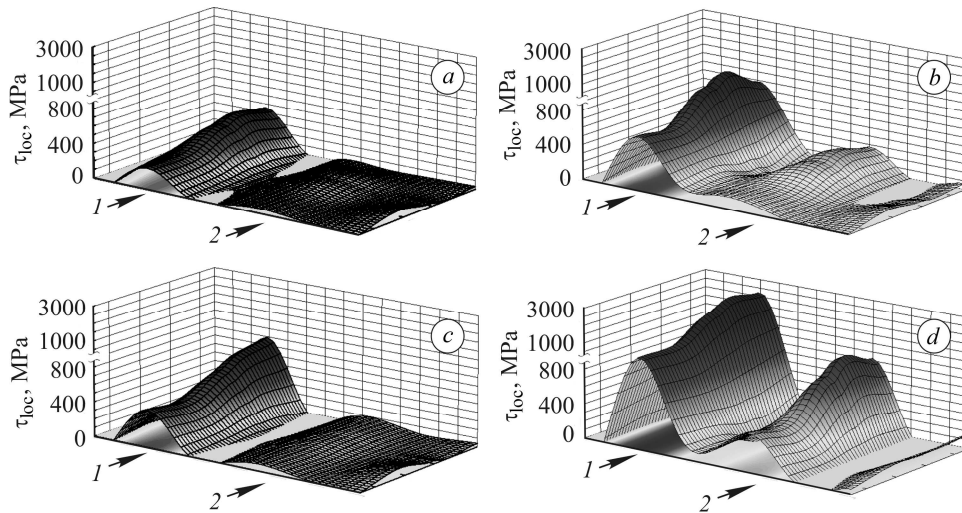


Рис. 3. Локальні внутрішні напруження в сталі 13X11N2B2MФ у вихідному стані (a, b) та в зоні руйнування (c, d): a, c – ферит; b, d – мартенсит; 1 – межі зерен; 2 – в об'ємі зерен.

Fig. 3. Local internal stresses in 13Kh11N2V2MF steel in the initial state (a, b) and in the failure zone (c, d): a, c – ferritic; b, d – martensitic; 1 – grain boundaries; 2 – in the volume of grains.

Рівномірний розподіл та невисока густина дислокацій у фериті призводять до відносно рівномірного розподілу локальних внутрішніх напружень τ_{loc} (рис. 3a), рівень яких в об'ємі зерен становить $\sim 6...24$ МПа, а поблизу їх меж – $\sim 107...295$ МПа. Зі збільшенням густини дислокацій поблизу меж зерен мартенситної структури виникає (рис. 3b) незначний їх градієнт $473... 657$ МПа між тілом зерен мартенситу ($\sim 118...290$ МПа) та їх межами ($\sim 591...947$ МПа).

Таким чином, у сталі у вихідному стані відсутні структурні концентратори напружень та суттєві перепади густини дислокацій. За деформаційного впливу в зоні руйнування елементи феритно-мартенситної мікроструктури здрибнюються у середньому в 1,2 рази. Розміри ділянок фериту $0,18...0,89 \times 0,39...1,25$ μm (рис. 1e) та мартенситу $0,25...1,28 \times 0,32...1,35$ μm . По тілу зерен феритно-мартенситної структури виділяються дисперсні частинки MoC , тоді як уздовж міжзеренних меж – ідентифіковані глобулярні та подовгуваті частинки фаз MoC , FeMo , Fe_{20}C_9 , Cr_7C_3 та $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$ (рис. 1f–h). Це свідчить про ідентичність стехіометричного складу частинок виділених фаз у зоні руйнування та у вихідній мікроструктурі сталі. Водночас крупні частинки карбідів MoC , Cr_7C_3 та $(\text{Cr}, \text{Fe})_7\text{C}_3$, що розташовані вздовж міжзеренних меж, диспергують за одночасного зменшення відстані між ними, що вказує на зростання їх об'ємної частки. Дислокаційна структура в зоні руйнування неоднорідна з ділянками коміркової та комірково-сітчастої субмікроструктури. В місцях виділення дисперсних вторинних фаз коміркова структура має ознаки фрагментації зі скупченням дислокацій біля меж зерен. При цьому густина дислокацій тут зростає порівняно зі структурою у вихідному стані. Зокрема, у фериті вона збільшується як по тілу зерен (до $\rho \sim (3...7) \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$), так і біля їх меж (до $\rho \sim (3...6) \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$), внаслідок чого підвищуються локальні внутрішні напруження між тілом і межею зерен від $\sim 36...83$ до $\sim 355...710$ МПа (рис. 3c). Для мартенситу характерне зростання густини дислокацій за переходу від тіла зерен до їх меж від $\sim (4...7) \cdot 10^{10}$ до $\sim (1...2) \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$. Це спричиняє градієнтний розподіл локальних внутрішніх напружень між тілом ($\tau_{loc} \sim 473... 828$ МПа) і межею зерен ($\tau_{loc} \sim 1183...2366$ МПа) в інтервалі $710...1538$ МПа (рис. 3d), що, очевидно, може викликати утворення і ріст мікротріщин.

ВИСНОВКИ

Деформаційні процеси в зоні втомного руйнування сталі 13X11H2B2MФ супроводжуються формуванням субмікроструктури коміркового типу, подрібненням карбідних та інтерметалідних фаз стехіометричного та нестехіометричного складу, градієнтним розподілом густини дислокацій на міжфазних межах. За локальними внутрішніми напруженнями можна передбачити місця зародження та поширення тріщин у матеріалі. Це суттєво підвищить ефективність неруйнівної методики [3] визначення ресурсу роботи деталей ГТД.

Дослідження виконанні за фінансової підтримки МОН України в межах реалізації проєкту № 0119U002248 “Підвищення надійності та прогнозування безпечного ресурсу елементів турбінних двигунів авіаційної техніки”. Висловлюємо щире вдячність Інституту електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України за допомогу у проведенні мікроскопічних досліджень та інтерпретації отриманих результатів.

1. Study of the wear resistance of ion-plasma coatings based on titanium and aluminum and obtained by magnetron sputtering / G. V. Kachalin, A. F. Mednikov, A. B. Tkhabisimov, and S. V. Sidorov // J. of Physics: Conference Series. – 2017. – **857**. – 012016.
<https://doi.org/10.1088/1742-6596/857/1/012016>

2. *Experimental* and theoretical analysis of solid particle erosion of a steel compressor blade based on incubation time concept / A. Evstifeev, N. Kazarinov, Y. Petrov, L. Witek, and A. Bednarz // *Eng. Failure Analysis*. – 2018. – **87**. – P. 15–21.
<https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2018.01.006>
3. *Experimental* determination of critical strain energy density of ductile materials / Y. Molkov, Y. Ivanyts'kyi, T. Lenkovs'kyi, A. Trostianchyn, V. Kulyk, and R. Shyshkovskyy // *Ukrainian J. of Mech. Eng. and Mat. Sci.* – 2019. – **5**, № 1. – P. 39–44.
<https://doi.org/10.23939/ujmeme2019.01.039>
4. *Sukhova O. V.* The effect of carbon content and cooling rate on the structure of boron-rich Fe–B–C alloys // *Phys. Chem. Solid St.* – 2020. – **21**, № 2. – P. 355–360.
<https://doi.org/10.15330/pcss.21.2.355-360>
5. *Sukhova O. V., Polonskyy V. A., and Ustinova K. V.* Structure formation and corrosion behaviour of quasicrystalline Al–Ni–Fe alloys // *Phys. Chem. Solid St.* – 2017. – **18**, № 2. – P. 222–227. <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-3-01>
6. *Analysis* of the stress-strain state of a Bridgman specimen in axial tension by the finite-element method / T. M. Lenkovskyy, Ya. L. Ivanytskyi, Yu. V. Molkov, Z. A. Duriagina, V. V. Kulyk, A. M. Trostianchyn, and R. O. Shyshkovskyy // *Materials Science*. – 2021. – **56**, № 5. – P. 722–726. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00488-4>
7. *Zurnadzhy V. I., Efremenko V. G., and Petryshynets I.* Mechanical properties of carbide-free lower bainite in complex-alloyed constructional steel: Effect of bainitizing treatment parameters // *Kovove Materialy – Metallic Materials*. – 2020. – **58**. – P. 129–140.
https://doi.org/10.4149/km_2020_2_129
8. *Subbarao R. and Chakraborty S.* Microscopic studies on the characteristics of different alloys suitable for gas turbine components // *Materials Today: Proc.* – 2018. – **5**, № 5. – P. 11576–11584. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2018.02.126>
9. *Estimation* of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, and T. A. Alekseenko // *Materials Science*. – 2012. – **47**, № 6. – P. 799–806.
<https://doi.org/10.1007/s11003-012-9458-1>
10. *Effect* of the structure on the mechanical properties and cracking resistance of welded joints of low-alloyed high-strength steels / O. Berdnikova, V. Pozniakov, A. Bernatskyi, T. Alekseenko, and V. Sydorets // *Procedia Structural Integrity*. – 2019. – **16**. – P. 89–96.
<https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.07.026>

Одержано 04.08.2021