

УДК 532.528.6:669.17-194:539.389

## КАВІТАЦІЙНЕ ЗНОШУВАННЯ ФЕРИТНО-МАРТЕНСИТНОЇ СТАЛІ Т91

Г. Ю. РОСТОВА, Г. Д. ТОЛСТОЛУЦЬКА, Р. Л. ВАСИЛЕНКО, І. В. КОЛОДІЙ,  
В. І. КОВАЛЕНКО, В. Г. МАРІНІН, М. А. ТИХОНОВСЬКИЙ, О. С. КУПРІН

*Національний науковий центр "Харківський фізико-технічний інститут" НАН України*

Досліджено мікроструктуру, твердість та кавітаційне зношування феритно-мартенситної сталі Т91, яку порівняно з іншими реакторними сталями марок Eurofer 97 і Cr18Ni10Ti. Виявлено, що кавітаційна стійкість сталі Т91 у 34 рази вища, ніж сталі Eurofer 97 та в 11 разів вища, ніж традиційно використовуваної аустенітної сталі Cr18Ni10Ti. Сталь Т91, легована молібденом і ніобієм, на відміну від феритно-мартенситної сталі Eurofer 97, легованої вольфрамом і танталом, має більші розмір наслідкового аустенітного зерна (20 проти 6  $\mu\text{m}$ ), довжину і ширину мартенситних пакетів (30...40 і 3...10 проти 10...20 і 2...4  $\mu\text{m}$ , відповідно) та мікротвердість (2,47 проти 2,07 GPa).

**Ключові слова:** *феритно-мартенситна сталь, структура, твердість, кавітаційна ерозія, зношування.*

The microstructure, hardness and cavitation wear of the T91 ferritic-martensitic steel were studied and compared with other reactor steels of the Eurofer 97 and Cr18Ni10Ti grades. It is found that the cavitation resistance of T91 steel is 34 times higher than that of Eurofer 97 steel and 11 times higher than traditionally used Cr18Ni10Ti austenitic steel. The T91 steel alloyed with tungsten and niobium, in contrast to Eurofer 97 ferritic-martensitic steel alloyed with tungsten and tantalum, has larger prior austenite grain size (20 vs. 6  $\mu\text{m}$ ), length and width of martensitic packets (30...40 and 3...10 vs. 10...20 and 2...4  $\mu\text{m}$ , respectively) and microhardness (2.47 vs. 2.07 GPa).

**Keywords:** *ferritic-martensitic steel, structure, hardness, cavitation erosion, wear.*

**Вступ.** Сталі феритно-мартенситного (Ф-М) класу, які містять 9...10 wt.% Cr, обрані як конструкційні матеріали для атомних реакторів IV покоління (Gen-IV), а також термоядерних установок DEMO та ITER [1–4]. Перевагою цих сталей є нижче теплове розширення та вища теплопровідність порівняно з аустенітними сталями типу 316 і 304, а також високі корозійна стійкість, жароміцність, термо-стійкість і радіаційна толерантність.

Сталь Eurofer 97 широко застосовуватимуть у термоядерних установках [3, 5–8]. Сталь Т91 розглядають як кандидатний матеріал для парогенераторів та охолоджувальних контурів ядерних реакторів майбутніх поколінь. Зокрема, вона обрана для виготовлення парогенератора у Prototype Fast Breeder Reactor (PFBR) і Commercial Fast Breeder Reactors (CFBR) в Індії [9], а також як конструкційний матеріал для компонентів первинної та вторинної системи теплопередачі (трубопроводів, проміжного теплообмінника та парогенератора) у Japan Sodium-cooled Fast Reactor (JSFR) [10, 11]. Важливо, що більшість досліджених Ф-М сталей мають кращу стійкість до корозійного розтріскування під напруженням, ніж металеві сплави інших класів [12, 13].

Зважаючи на те, що такі сталі будуть здебільшого застосовані у вузлах реакторів, які працюють у водному, газовому та рідкометалевому середовищах, є очевидно актуальність досліджень впливу кавітації на їх ерозійну стійкість. Таких даних у літературі недостатньо, а для сталі T91 вони відсутні.

Мета роботи – порівняти кавітаційну стійкість Ф-М сталей T91 та Eurofer 97.

**Матеріал і методика.** Сталі T91 (wt. %: 0,09 C; 8,76 Cr; 0,86 Mo; 0,60 Mn; 0,19 V; 0,07 Nb; решта Fe) і Eurofer 97 (0,11 C; 9,70 Cr; 1,40 W; 0,61 Mn; 0,30 Ta; 0,25 V; решта Fe) вивчали після стандартної термічної обробки: нормалізація (1040°C/30') та (980°C/27') і охолодження у повітрі – відпуск (730°C/60') та (760°C/90'), відповідно. Аналізували мікроструктуру, використовуючи оптичний мікроскоп Olympus GX51 та сканувальний електронний мікроскоп Jeol 7001-F. Зразки для металографічних досліджень шліфували на папері з абразивом SiC (зернистість від P120 до P1200) та полірували в алмазних суспензіях з розмірами фракцій 1 та 0,05  $\mu\text{m}$  на автоматичному шліфувально-полірувальному верстаті LECO GPX-300. Травили поверхню зразків на установці Tenipol 5 у суміші 88% етилового спирту, 6% хлорної кислоти, 6% гліцерину за напруги 39 V при кімнатній температурі.

Рентгенофазовий аналіз виконали на дифрактометрі DRON-2,0 у  $\text{CoK}_{\alpha}$ -випромінюванні зі застосуванням селективно поглинаючого Fe-фільтра. Кількісний фазовий аналіз та визначення параметрів кристалічної ґратки здійснювали методом Рітвельда [14].

Мікротвердість  $HV$  матеріалів вимірювали на приладі LECO LM-700 AT алмазним індентором Вікерса за навантаження 2 N і витримки 14 s. На кожний зразок наносили не менше 10 відбитків, відстань між ними не менше трьох довжин діагоналі відбитка.

Досліджували кавітаційне зношування зразків на установці, описаній раніше [15]. Зону кавітації створювали ультразвуковими хвилями під торцем концентратора, встановленого в посудині з дистильованою водою, за амплітуди коливань  $30 \pm 2 \mu\text{m}$  і частоти 19,5 kHz [16]. Зразок встановлювали на відстані 0,5 mm від поверхні концентратора. Визначали залежність втрати його маси  $\Delta m$  з похибкою  $\pm 0,015 \text{ mg}$  від часу  $t$  і за цими результатами будували кінетичні криві кавітаційного руйнування поверхні. Середню швидкість кавітаційного зношування  $V_C = \Delta m / \Delta t$  матеріалу оцінювали на квазілінійних ділянках цих кривих.

**Результати та їх обговорення.** Структура сталей T91 та Eurofer 97 подібна (рис. 1) – це переважно відпущений мартенсит (tempered martensite) за присутності меж колишніх аустенітних зерен (prior austenite grain boundaries) середнього розміру  $D_{gr} = 20$  і  $6 \mu\text{m}$ , відповідно. Проте вони різняться за морфологією мартенситної фази: довжина і ширина мартенситних пакетів у сталі T91 становить  $30 \dots 40$  і  $3 \dots 10 \mu\text{m}$  проти  $10 \dots 20$  і  $2 \dots 4 \mu\text{m}$  у сталі Eurofer 97, для якої характерні також ділянки з квазіглобулярною структурою. Розподіл та кількість карбідних виділень ( $\text{M}_{23}\text{C}_6$  та типу MX) в обох сталях також подібні, але в сталі T91 вони дрібніші (рис. 1a).

Піки на дифрактограмах вузькі (рис. 2), тобто сталі знаходяться у крупнокристалічному стані (розмір зерен  $\geq 1 \mu\text{m}$ ). Виявлено тільки дифракційні лінії  $\alpha$ -Fe з параметром ґратки  $a = 0,28714$  і  $0,28726 \text{ nm}$  для сталей T91 і Eurofer 97, відповідно. Мартенсит (рис. 1) ідентифікувати не вдалось, оскільки вміст вуглецю в сталях ( $\approx 0,1 \text{ wt. \%}$ ) замалий, щоби спостерігати розщеплення дифракційних ліній, які відповідають тетрагональній ґратці мартенситу.

Сталь T91 має дещо вищу мікротвердість, ніж Eurofer 97 (2,47 проти 2,07 GPa), незважаючи на більший у 3,3 рази розмір зерна, що, найімовірніше, пов'язано з легуванням сталі T91 молібденом і ніобієм замість вольфраму і танталу у сталі Eurofer 97.

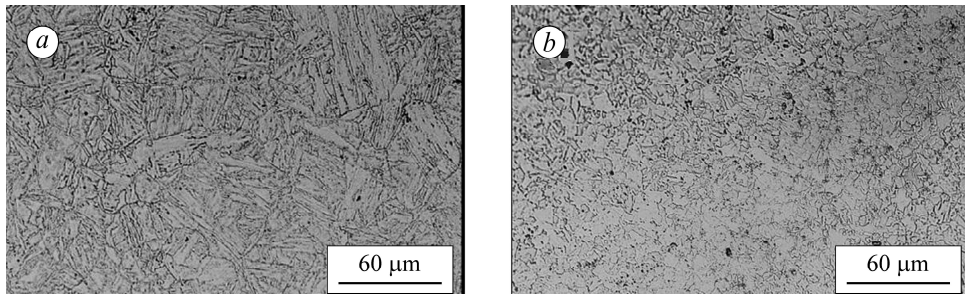


Рис. 1. Мікроструктура сталей Т91 (а) і Eurofer 97 (b).

Fig. 1. Microstructure of T91 (a) and Eurofer 97 (b) steels.

Результати експериментів стосовно кавітаційної ерозії сталі Т91 порівняно з раніше отриманими для сталей Eurofer 97 і Cr18Ni10Ti [17] залежностями втрати маси зразків  $\Delta m$  (рис. 3а) та середньої швидкості кавітаційної ерозії  $V_C$  (рис. 3б) від часу випробувань  $t$ . Видно, що найвищу стійкість до кавітаційного зношування серед досліджуваних матеріалів має сталь Т91, а найнижчу – сталь Eurofer 97 (рис. 3а). Зміна середньої швидкості зношування  $V_C$  сталей Eurofer 97 і Cr18Ni10Ti подібна (рис. 3б, криві 2, 3): спочатку вона зростає, але далі стабілізується і стає практично сталою. Часова залежність середньої швидкості кавітаційного зношування для сталі Т91 має інший вигляд (рис. 3б, крива 1): спочатку є тенденція до зниження  $V_C$ , а далі вона швидко досягає сталою значення. Порівнюючи мікроструктуру (рис. 1) і опір зношуванню (рис. 3) сталей Т91 і Eurofer 97, отримуємо підтвердження, що матеріали з пластинчастою структурою мають вищу зносостійкість, ніж матеріали з глобулярною [18]. Для досліджуваних сталей середня швидкість кавітаційного зношування стає сталою через 3 h випробувань (рис. 3б) і становить  $8 \cdot 10^{-4}$  mg/min для сталі Т91;  $2,7 \cdot 10^{-2}$  mg/min для Eurofer 97 і  $9 \cdot 10^{-3}$  mg/min для Cr18Ni10Ti.

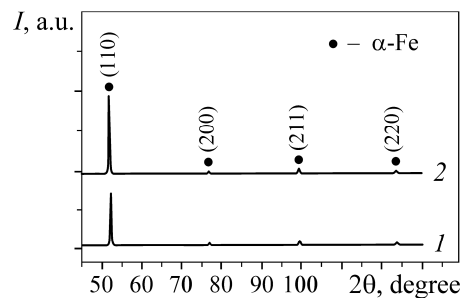


Рис. 2. Дифрактограми сталей Т91 (1) і Eurofer 97 (2).

Fig. 2. Diffraction patterns of T91 (1) and Eurofer 97 (2) steels.

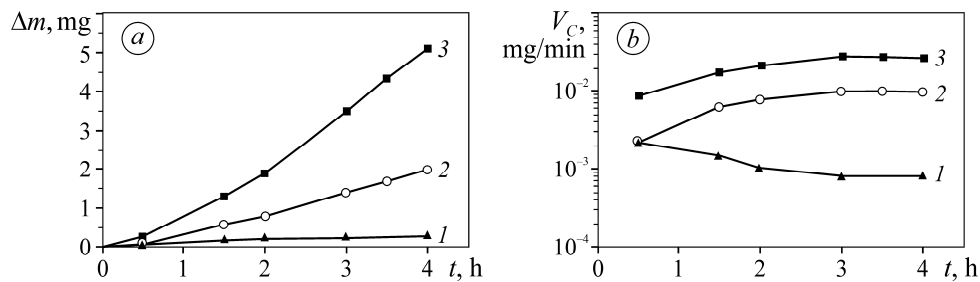


Рис. 3. Втрата маси за кавітаційного зношування (а) та зміна його середньої швидкості (б) для реакторних сталей: 1 – Т91; 2 – Cr18Ni10Ti [17]; 3 – Eurofer 97 [17].

Fig. 3. Cavitation wear mass loss (a) and change of a mean cavitation wear rate (b) for reactor steels: 1 – T91; 2 – Cr18Ni10Ti [17]; 3 – Eurofer 97 [17].

Кавітаційне пошкодження сталі T91 характеризується формуванням кратерів, ямок, тріщин та плоских ділянок на поверхні зразків (рис. 4a, b). Розміри кратерів та тріщин  $\sim 5 \mu\text{m}$ , а ямок  $-\leq 1 \mu\text{m}$ . Лінійні розміри плоских ділянок з незначною і досить рівномірною ерозією становлять десятки мікрометрів, що співрозмірно з довжиною мартенситних пакетів у цій сталі (див. рис. 1a).

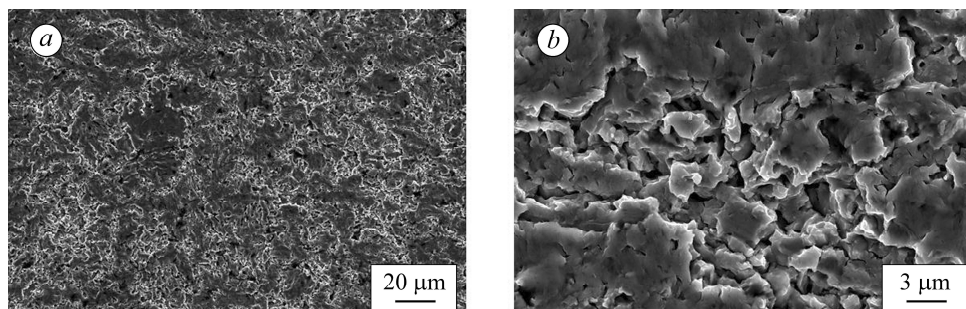


Рис. 4. СЕМ-зображення поверхні зразків зі сталі T91 після кавітаційного зношування впродовж 4 h: a –  $\times 500$ , b –  $\times 3500$ .

Fig. 4. SEM images of the surface of T91 steel samples after cavitation wear during 4 h: a –  $\times 500$ , b –  $\times 3500$ .

Порівняння цих результатів з отриманими раніше [17] за тих самих умов однозначно вказує на менш пошкоджену поверхню зразків сталі T91 порівняно зі сталями Eurofer 97 та Cr18Ni10Ti. Дрібні ямки і тріщини та особливо плоскі ділянки з рівномірною ерозією для сталі T91 можна пояснити рівномірним розподілом локальної деформації, зумовленим оптимальною мартенситною структурою [19]. Така морфологія зони ерозії характерна для матеріалів з дуже високою стійкістю до кавітаційної ерозії.

#### ВИСНОВКИ

Вперше досліджено кавітаційну стійкість феритно-мартенситної сталі T91. Показано, що середня швидкість кавітаційного зношування у дистильованій воді після 3 h випробовування стає сталою і для сталі T91 становила  $8 \cdot 10^{-4} \text{ mg/min}$ , Eurofer 97 –  $2,7 \cdot 10^{-2} \text{ mg/min}$ , Cr18Ni10Ti –  $9 \cdot 10^{-3} \text{ mg/min}$ , тобто кавітаційна стійкість сталі T91 у 34 рази вища, ніж сталі Eurofer 97 того ж класу, та вища в 11 разів порівняно з аустенітною сталлю Cr18Ni10Ti. Отримані результати можна пов'язати з оптимальнішою (стосовно опору зношуванню) морфологією мартенситної структури сталі T91 внаслідок її легування молібденом та ніобієм.

*Робота виконана за фінансової підтримки Національної академії наук України (програма “Підтримка розвитку пріоритетних напрямків наукових досліджень” (КПКВК 6541230)).*

1. Klueh R. L. Ferritic/Martensitic Steels for Advanced Nuclear Reactors // Trans. Indian Inst. Met. – 2009. – **62**. – P. 81–87.
2. Murty K. L. and Charit I. Structural materials for Gen-IV nuclear reactors: Challenges and opportunities // J. Nucl. Mater. – 2008. – **383**. – P. 189–195.
3. Present development status of EUROFER and ODS-EUROFER for application in blanket concepts / R. Lindau, A. Möslang, M. Rieth et al. // Fus. Eng. Des. – 2005. – **75–79**. – P. 989–996.
4. Status of reduced activation ferritic/martensitic steel development / N. Baluc, D. S. Gelles, S. Jitsukawa, A. Kimura, R. L. Klueh, G. R. Odette, B. Van der Schaaf, and Yu Jinnan // J. Nucl. Mater. – 2007. – **367–370**. – P. 33–41.
5. The effects of fusion reactor thermal transients on the microstructure of Eurofer-97 steel / D. Kumar, J. Hargreaves, A. Bharj, A. Scorrer, L. M. Harding, H. Dominguez-Andrade,

- R. Holmes, R. Burrows, H. Dawson, A. D. Warren, P. E. J. Flewitt, and T. L. Martin // *J. Nucl. Mater.* – 2021. – **554**. – 153084.
6. *Choice of a low operating temperature for the DEMO EUROFER97 divertor cassette* / G. Mazzone, J. Aktaa, C. Bachmann, D. De Meis, P. Frosi, E. Gaganidze, G. Di Gironimo, G. Mariano, D. Marzullo, M. T. Porfiri, M. Rieth, R. Villari, and J. H. You // *Fusion Eng. Des.* – 2017. – **124**. – P. 655–658.
  7. *EUROFER as wall material: Reduced sputtering yields due to W surface enrichment* / J. Roth, K. Sugiyama, V. Alimov, T. Hörschen, M. Baldwin, and R. Doerner // *J. Nucl. Mater.* – 2014. – **454**. – P. 1–6.
  8. *Divertor of the European DEMO: Engineering and technologies for power exhaust* / J. H. You, G. Mazzone, E. Visca et al. // *Fusion Eng. Des.* – 2022. – **175**. – 113010.
  9. *Current status of fast reactors and future plans in India* / S. C. Chetal, P. Chellapandi, P. Puthiyavinayagam, S. Raghupathy, V. Balasubramanian, P. Selvaraj, P. Mohanakrishnan, and Raj Baldev // *Energy Procedia* – 2011. – **7**. – P. 64–73.
  10. *Design study and R&D progress on Japan Sodium-cooled Fast Reactor* / K. Aoto, N. Uto, Y. Sakamoto, T. Ito, M. Toda, and S. Kotake // *J. Nucl. Sci. Technol.* – 2011. – **48**. – P. 463–471.
  11. *Evaluation of JSFR key technologies* / Y. Chikazawa, K. Aoto, H. Hayafune, S. Kotake, Y. Ohno, T. Ito, and M. Toda // *Nucl. Technol.* – 2012. – **179**. – P. 360–373.
  12. *Corrosion and stress corrosion cracking in supercritical water* / G. Was, P. Ampornrat, G. Gupta, S. Teysseyre, E. West, T. Allen, K. Sridharan, L. Tan, Y. Chen, X. Ren, and C. Pister // *J. Nucl. Mater.* – 2007. – **371**. – P. 176–201.
  13. *Progress in corrosion resistant materials for supercritical water reactors* / C. Sun, R. Hui, W. Qu, and S. Yick // *Corros. Sci.* – 2009. – **51**. – P. 2508–2523.
  14. *Rietveld H. M. A profile refinement method for nuclear and magnetic structures* // *J. Appl. Cryst.* – 1969. – **2**. – P. 65–71.
  15. *Resistance of titanium alloys to cavitation wear* / I. O. Klimenko, V. G. Marinin, V. D. Ovcharenko, V. I. Kovalenko, A. S. Kuprin, O. M. Reshetnyak, V. A. Belous, and H. Yu. Rostova // *Probl. Atom. Sci. Tech.* – 2022. – **1 (137)**. – P. 130–135.
  16. *ASTM G 32-16. Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus.* – West Conshohocken, PA, 2016.
  17. *Cavitation wear of Eurofer 97, Cr18Ni10Ti and 42HNM alloys* / H. Rostova, V. Voyevodin, R. Vasilenko, I. Koldiy, V. Kovalenko, V. Marinin, V. Zuyok, and A. Kuprin // *Acta Polytechnica.* – 2021. – **61 (6)**. – P. 762–767.
  18. *Структура та опір руйнуванню залізобуглецевих сплавів* / О. П. Остап, І. П. Волчок, О. Б. Колотілкін, І. М. Андрейко, М. М. Стадник, В. П. Силованюк, Г. І. Слинько. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. – 272 с.
  19. *Cavitation erosion behavior of Cr–Mn–N stainless steels in comparison with 0Cr13Ni5Mo stainless steel* / W. Liu, Y. G. Zheng, C. S. Liu, Z. M. Yao, and W. Ke // *Wear.* – 2003. – **254**. – P. 713–722.

Одержано 27.01.2022