

УДК 621.181:669.018

ВЛАСТИВОСТІ СТАЛІ 13ХМФ ПІСЛЯ ЕКСПЛУАТАЦІЇ ТА ДЕГРАДАЦІЇ В ЛАБОРАТОРНИХ УМОВАХ

І. Р. ДЗІОБА

Технологічний університет, Кельце, Польща

Досліджено вплив швидкості охолодження під час термічного оброблювання на формування мікроструктури теплотривкої сталі 13ХМФ. Встановлено залежності між мікроструктурою, характеристиками міцності, тріщиностійкості і опором повзучості матеріалу. Трансформацію структури змодельовано тривалістю відпуску. Бейніт-мартенситній структурі властиві найліпша комбінація властивостей і найдовший час трансформації на структуру, характеристики міцності та тріщиностійкості сталі свідчить про їх відповідність.

Ключові слова: *теплотривка сталь, мікроструктура, міцність, тріщиностійкість, деградація.*

Ощаднолеговані теплотривкі Cr–Mo–V сталі широко використовують у сучасній теплоенергетиці для конструкцій, які експлуатують за високих температур (500...550°C) і напружень (30...75 МПа). Внаслідок тривалої експлуатації змінюються їх структура, характеристики міцності і пластичності, опору повзучості і тріщиностійкості [1–10]. Водночас, попри збереження механічних властивостей на допустимому рівні навіть після $\sim 2 \cdot 10^5$ h експлуатації, елементи устаткування все ж руйнуються [1–5]. Тому оцінювання роботоздатності експлуатованого металу актуальне і для країн Європи, і для України [1–6]. Традиційно вживані методики ґрунтуються на аналізі тривалої міцності за робочої температури. Водночас експлуатація передбачає також низькотемпературні періоди (під час запусків, зупинок та гідровипроб). Є випадки аварій саме за низької температури [1–3]. Отже, методика оцінювання роботоздатності металу повинна враховувати характеристики металу і за високо-, і за низькотемпературної експлуатації.

За останні двадцять років створено низку методик оцінювання технічного стану конструктивних елементів: ETM [11], BS 7910 [12], API 579 [13], R6 [14], SINTAP [15]. Вони узагальнені в базовому для країн ЄС документі FITNET (*Fitness for Service Procedure*) [16], згідно з яким роботоздатність металевої конструкції (у тому числі зварної і з тріщинами) під статичним і циклічним навантаженням можна оцінити в широкому діапазоні температур за міцністю і тріщиностійкістю [16–19]. Найбезпечніша (але і найконсервативніша) оцінка передбачає використання мінімальних значень цих величин, а правомірність вживання інших значень слід обґрунтовувати.

Виробник труб постачає теплотривкі Cr–Mo–V сталі з різною мікроструктурою: бейніт-мартенситною (BM), бейнітною (B), ферит-бейнітною (FB), ферит-перлітною (FP) та ферит-карбідною (FC) [1–5, 19–24]. Це зумовлено різною швидкістю охолодження труб під час термічного оброблювання (ТО). Дослідження металу, деградованого в лабораторних умовах за високих темпе-

ратури і напружень, виявили, що будь-яку початкову структуру сталей можна трансформувати у FC з подібними властивостями [3–5]. Проте навіть після $2 \cdot 10^5$ h експлуатації вони зберігають ознаки вихідної структури та різні механічні властивості зі значним їх коливанням [1, 19–22]. Це ускладнює вибір характеристик для аналізу робоздатності металу в конструкції.

Мета роботи – дослідити вплив швидкості охолодження теплотривкої сталі під час ТО та тривалості деградації в лабораторних умовах на структуру, міцність, тріщиностійкість і опір повзучості, а також встановити взаємозв'язок між цими властивостями.

Матеріал та методи випробувань. Досліджували сталь 13ХМФ [25] у вихідному стані і після $135 \cdot 10^3$ і $16 \cdot 10^4$ h експлуатації. Випробовували поздовжні зразки, виготовлені з прямої ділянки парогону. Призматичні заготовки зразків термічно обробляли за двома режимами: ТО1 – аустенітизація (1030°C , 1 h) з нормалізацією за охолодження до кімнатної температури з різною швидкістю (від $0,42$ до $200^\circ\text{C}/\text{min}$); ТО2 – після ТО1 відпуск при 730°C впродовж 3; 5; 8; 16; 96; 136 і 280 h.

Міцність і тріщиностійкість металу визначали за кімнатної температури згідно з вимогами [26, 27]. Балкові зразки SENB ($25 \times 12,5 \times 120$ mm) навантажували триточковим згином на машині MTS-250. Реєстрували зміну в часі навантаження (P), показів екстензометрів переміщення (u_{ext}) і розкриття (δ_M) та різницю потенціалу ($\Delta\Phi$), зумовлену підростанням тріщини. Критичне значення J -інтеграла J_{Ic} визначали для кожного зразка за зміною потенціалу [27]. Із значень J_{Ic} вираховували коефіцієнти інтенсивності напружень $K_{Ic} = \sqrt{E J_{Ic} / (1 - \nu^2)}$. Зразки для фрактографічних і металографічних досліджень та визначення властивостей за одновісного розтягу виготовляли з половинок випробуваних на тріщиностійкість зразків SENB. Для металографічних досліджень використали електронні сканівний JSM5400 і трансмісійний JEM200CX мікроскопи фірми JEOL.

Вплив ТО на мікроструктуру і характеристики сталі 13ХМФ. Внаслідок нормалізації з охолодженням зразків з різною швидкістю V (ТО1) отримали структури: FC ($V < 0,5^\circ\text{C}/\text{min}$) (рис. 1a), FP ($V = 0,5 \div 5^\circ\text{C}/\text{min}$), FPB ($V = 5 \div 15^\circ\text{C}/\text{min}$) (рис. 1d), FB ($V = 15 \div 35^\circ\text{C}/\text{min}$), B ($V = 35 \div 150^\circ\text{C}/\text{min}$) (рис. 1g), BM ($V > 150^\circ\text{C}/\text{min}$) (рис. 1j). З підвищенням швидкості V в інтервалі перлітного перетворення формується структура з тоншими пластинами цементиту і аж до утворення сорбіту або трооститу, а в інтервалі бейнітного – з тоншими пластинами бейнітного фериту і меншими частками цементиту [23].

Під час відпуску (730°C , 5 h) відбувається сфероїдизація наявних і утворення нових дрібних карбідів. Такий відпуск майже не змінює FC структуру сталі, оскільки сфероїдизація і коагуляція карбідів вже відбулися в ній під час нормалізації з повільним охолодженням. У FC структурі переважають зерна фериту ($25 \dots 35 \mu\text{m}$) і карбіди ($150 \dots 250 \text{ nm}$), рівномірно розташовані у матриці (рис. 1a, b). Після відпуску в сталях з FP і FPB структурами розпадається перліт і сфероїдизуються карбіди (рис. 1e). Причому, що дисперсніший цементит, то дисперсніші карбіди виникнуть після відпуску. Внаслідок відпуску сталі з B структурою сфероїдизовані карбіди ($100 \dots 150 \text{ nm}$) розташовуються вздовж меж зерен і бейнітних пакетів ($7 \dots 12 \mu\text{m}$) (рис. 1h), а в BM структурі – дрібні карбіди ($30 \dots 100 \text{ nm}$) вздовж меж пластин відпущеного мартенситу, бейнітних пакетів ($3 \dots 6 \mu\text{m}$) та всередині них (рис. 1k).

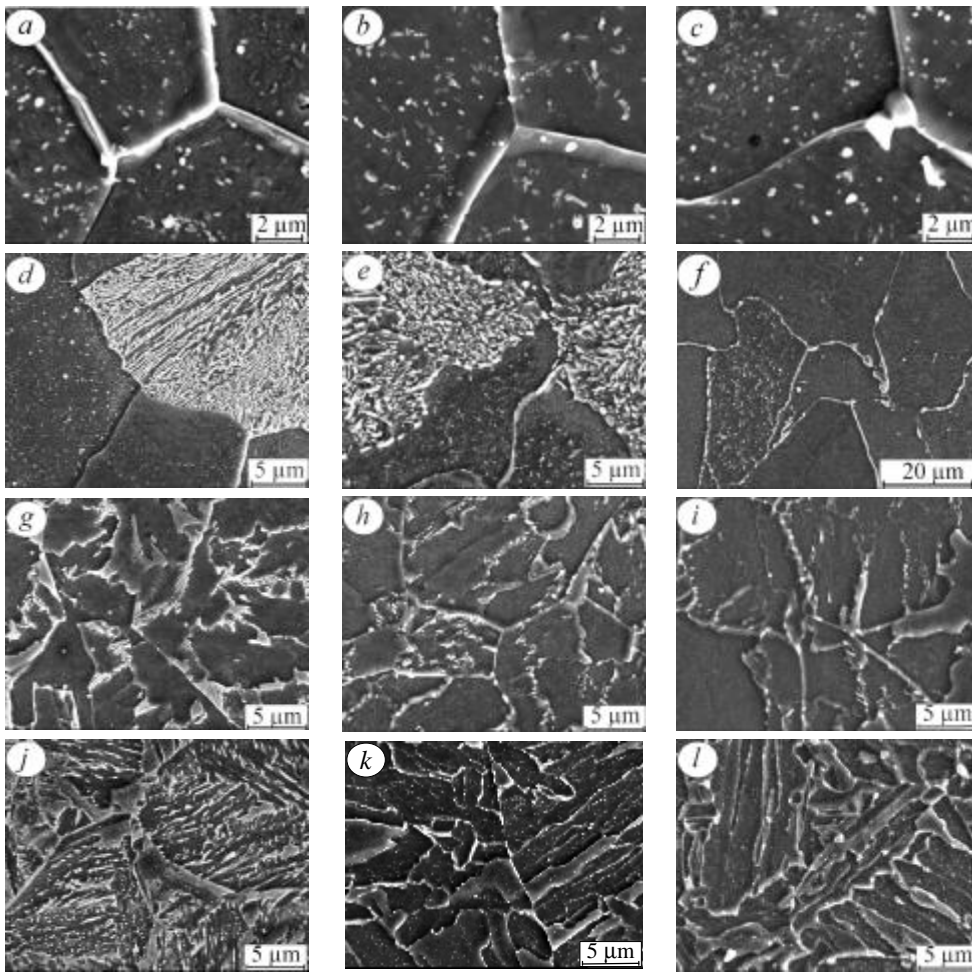


Рис. 1. Трансформація мікроструктури сталі 13ХМФ внаслідок зміни швидкості охолодження під час нормалізації (*a* – FC; *d* – FPB; *g* – B; *j* – BM) та відпуску 5 (*b, e, h, k*) і 280 h (*c, f, i, l*).

Fig. 1. Transformation of 13XMF steel microstructure caused by the change of cooling rate under normalization (*a* – ferrite-carbide (FC); *d* – ferrite-pearlite-bainite (FPB); *g* – bainite (B); *j* – bainite-martensite (BM) and tempering for 5 h (*b, e, h, k*) and 280 h (*c, f, i, l*).

Зі збільшенням тривалості відпуску до 280 h карбідоутворення, сфероїдизація та коагуляція карбідів пришвидшуюються. Лише FC структура залишається майже незмінною (рис. 1*c*). В ній збільшується розмір лише великих карбідів (до 1,5...1,8 μm) за одночасного зменшення кількості дрібних. Внаслідок такого ж відпуску сталей із FP і FPB структурами меншає кількість карбідів у перлітних і бейнітних зернах, але зростає їх кількість у фериті, а на межах зерен виникають ланцюги з великих (1,2...1,5 μm) карбідів (рис. 1*f*). В сталі з B структурою теж відбувається сфероїдизація і коагуляція карбідів, але вони залишаються дрібними (0,5...0,8 μm), а розмір зерен фериту внаслідок рекристалізації зростає (рис. 1*i*). У BM структурі збільшуються і кількість, і розміри карбідів на межах і всередині фериту, проте порівняно з карбідами в інших структурах вони залишаються найменшими (рис. 1*l*).

Карбіди цементитного типу (Fe, Cr)₃C, дрібні карбіди ванадію VC і моібдену Mo₂C переважають у теплотривких сталях з усіма початковими

структурами [1, 5, 23]. За високої температури елементи легування і вуглець дифундують, сприяючи утворенню складнолегованих Cr і Mo карбідів M_7C_3 , $M_{23}C_6$ і M_6C , які коагулюють до розмірів 1,5...2,0 μm . Впродовж експлуатації майже не змінюється лише карбід VC. Послідовність зміни фазового складу карбідів унаслідок експлуатації подають у вигляді $M_3C + VC + Mo_2C \rightarrow M_{23}C_6 + M_7C_3 + VC + Mo_2C \rightarrow VC + M_{23}C_6 + M_7C_3 + M_6C$ [1, 5, 23, 24].

Дослідженнями на трансмісійному мікроскопі сталі з початковою FB структурою зафіксовано глобулярні M_3C (250...300 nm) (рис. 2a) і високодисперсні VC (40...45 nm) карбіди (рис. 2b). Після $16 \cdot 10^4$ h експлуатації її структура трансформується у FC з великими (600...2000 nm) карбідами $M_{23}C_6 + M_6C$ (рис. 2d, e) та відносно дрібними (80...120 nm) VC і (100...150 nm) Mo_2C (рис. 2f). Склад і будова карбідів після тривалого відпуску сталі змінюються подібно. Зокрема, у FB структурі після відпуску впродовж 96 h (рис. 2c): $M_{23}C_6 + M_7C_3$ (500...1000 nm), VC (50...60 nm), Mo_2C (100...125 nm), а після 280 h: $M_{23}C_6 + M_6C$ (1000...1500 nm), VC (70...80 nm).

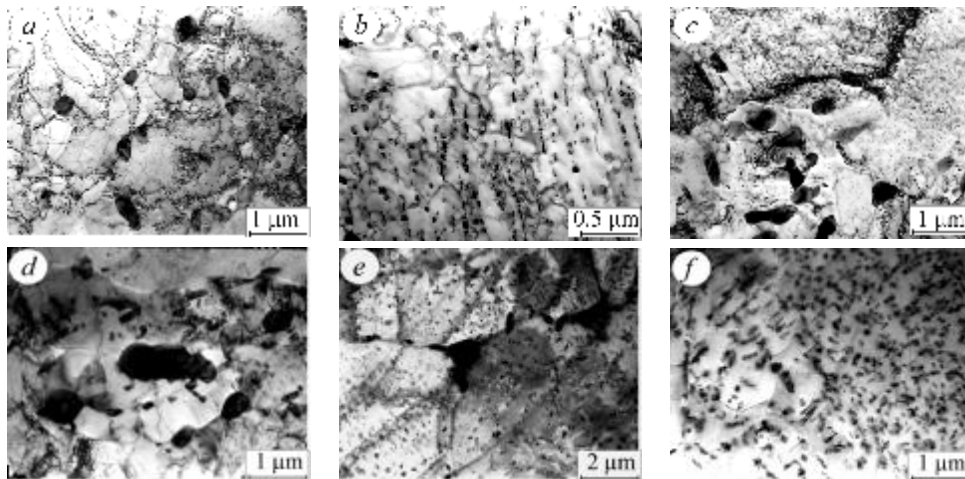


Рис. 2. Мікроструктура FB після відпуску 5 h (a, b), 96 h (c) та після експлуатації $135 \cdot 10^3$ h (d) і $16 \cdot 10^4$ h (e, f) з виділеннями карбідів $M_{23}C_6$ (d, e), VC і Mo_2C (f).

Fig. 2. Microstructure of ferrite-pearlite (FB) after tempering 5 h (a, b), 96 h (c) and after operation for $135 \cdot 10^3$ h (d) $16 \cdot 10^4$ h (e, f) with carbides particles $M_{23}C_6$ (d, e), VC and Mo_2C (f) release.

Отже, зміна швидкості охолодження під час нормалізації сталі забезпечує їй широкий спектр початкових мікроструктур, а різна тривалість високо-температурного відпуску – трансформацію мікроструктури, яка відповідає отриманій в експлуатаційних умовах. Зі зростанням швидкості охолодження під час ОТ1 структура сталі змінюється від FC до BM, підвищуються її твердість і міцність та знижується пластичність (рис. 3). Інтенсивність зміни характеристик сталі зменшується зі зниженням швидкості охолодження під час ОТ1 і зі збільшенням тривалості відпуску (ОТ2). Відпуск повільно ($V < 0,5^\circ\text{C}/\text{min}$) охолодженої під час ОТ1 сталі з FC структурою майже не змінює її властивості (рис. 3b, c), а швидко охолодженої ($V \approx 200^\circ\text{C}/\text{min}$) з BM структурою – суттєво.

Тріщиностійкість K_{Jc} інакше залежить від швидкості охолодження V під час ОТ1 і тривалості відпуску τ_{temp} . Зі зростанням швидкості охолодження під час ОТ1 параметр K_{Jc} змінюється неоднозначно (рис. 4a). Мінімальну тріщиностійкість ($K_{Jc} = 79,5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$) отримали після охолодження з $V \approx 6,67^\circ\text{C}/\text{min}$ з

утворенням FPB структури. Охолодження з вищою або нижчою швидкістю підвищує K_{Jc} . Висока тріщиностійкість ($K_{Jc} > 200 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) властива металу з FC і BM структурами. З відпуском нормалізованого металу впродовж 5 h його тріщиностійкість підвищується. Причому приріст K_{Jc} мінімальний для сталі з FC структурою і максимальний – з BM (рис. 4a, b). Після відпуску 5 h метал з BM структурою має найвищі тріщиностійкість, міцність і твердість, а з FC – попри високу тріщиностійкість, найнижчі міцність і твердість.

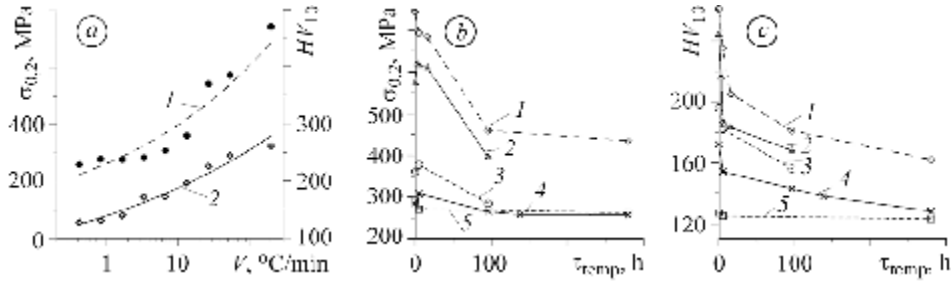


Рис. 3. Залежність границі текучості $\sigma_{0.2}$ (a, крива 1; b) і твердості HV_{10} (a, крива 2; c) від швидкості охолодження під час нормалізації V (a) та тривалості відпуску τ_{temp} при 730°C (b, c) для сталей з BM (1), B (2), FB (3), FPB (4) та FC (5) структурами.

Fig. 3. Dependence of the yield strength, $\sigma_{0.2}$, (a, curve 1; b) and hardness, HV_{10} , (a, curve 2; c) on cooling rate under normalization, V , (a) and of tempering time, τ_{temp} , at 730°C (b, c) for steels with BM (1), B (2), ferrite-bainite (FB) (3), FPB (4), FC (5) microstructures.

При τ_{temp} понад 5 h тріщиностійкість металу з усіма структурами знижується (рис. 4b, c) допоки структура не трансформується у FC. Після цього параметр K_{Jc} стрімко зростає. Таку залежність отримали для металу з початковою FPB структурою (рис. 4b, c). Перетворення металу з B (або BM) структурою у FC не завершилося навіть після 280 h відпуску. Для них тріщиностійкість продовжує знижуватися, залишаючись, однак, найвищою. Характер зміни залежності $K_{Jc} - HV_{10}$ для сталі з BM структурою засвідчує її найкращий комплекс властивостей (за однакової твердості чи міцності її тріщиностійкість найвища). При цьому час трансформації BM структури у FC найдовший.

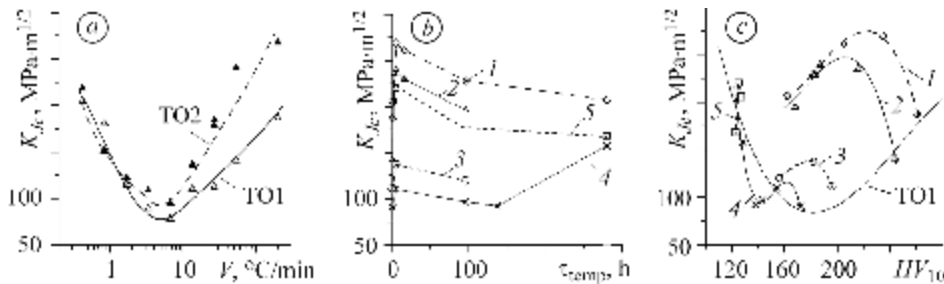


Рис. 4. Залежності статичної тріщиностійкості K_{Jc} від швидкості охолодження V після ТО1 та наступного відпуску ТО2 за його тривалості $\tau_{\text{temp}} = 5 \text{ h}$ (a) від тривалості відпуску τ_{temp} при 730°C (b); твердості HV_{10} (c) для мікроструктур BM (1), B (2), FB (3), FPB (4), FC (5).

Fig. 4. Dependences of the fracture toughness, K_{Jc} , on cooling rate, V , after heat treatment HT1 and HT2 for $\tau_{\text{temp}} = 5 \text{ h}$ (a) on tempering time τ_{temp} at 730°C (b); hardness HV_{10} (c) for BM (1), B (2), FB (3), FPB (4), FC (5) microstructures.

Зі залежностей $K_{Jc} - \tau_{\text{temp}}$ можна зробити висновок, що будь-яка початкова структура сталі під час відпуску (за відповідної для неї тривалості) трансформується у FC структуру. Однак кожна з них має власну закономірність

зміни $K_{Jc}-\tau_{temp}$ (рис. 4b) і, відповідно, залежність $K_{Jc}-HV_{10}$ (рис. 4c). Для металу після ТО1 залежність $K_{Jc}-HV_{10}$ описує рівняння ($R^2 = 0,909$)

$$K_{Jc} = 1664,37 - 21,59 \cdot HV_{10} + 0,094 \cdot (HV_{10})^2 - 0,00013 \cdot (HV_{10})^3. \quad (1)$$

Зміну тріщиностійкості K_{Jc} від твердості HV_{10} внаслідок трансформації В структури під час відпуску (ОТ2) описує рівняння ($R^2 = 0,978$)

$$K_{Jc} = 2954,846 - 49,901 \cdot HV_{10} + 0,293 \cdot (HV_{10})^2 - 0,00056 \cdot (HV_{10})^3, \quad (2)$$

а FPB структури – рівняння ($R^2 = 0,981$)

$$K_{Jc} = 20494,025 - 405,512 \cdot HV_{10} + 2,678 \cdot (HV_{10})^2 - 0,00587 \cdot (HV_{10})^3. \quad (3)$$

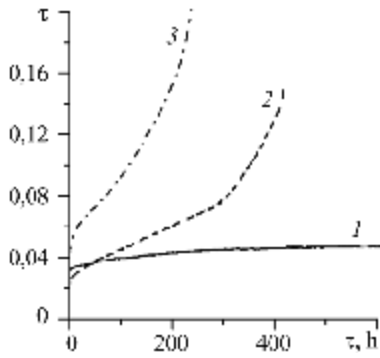


Рис. 5. Криві повзучості для сталі 13ХМФ з ВМ (1), FPB (2) та FC (3) структурами за температури випроб 550°C і початкового рівня напружень $\sigma_0 = 200$ МПа.

Fig. 5. Creep-resistance curves for 13XMF steel with ВМ (1), FPB (2) and FC (3) microstructures for testing temperature 550°C and initial stress level $\sigma_0 = 200$ МПа.

За однакових температурно-силових умов випроб отримали криві повзучості для сталі з ВМ, FPB і FC структурами після відпуску впродовж 5 h (рис. 5). Найвищу швидкість усталеної повзучості $d\varepsilon/dt$ ($9,4 \cdot 10^{-6} s^{-1}$) зафіксували для сталі з FC структурою. Швидкість повзучості для сталі з FPB структурою більш ніж у два рази нижча ($3,9 \cdot 10^{-6} s^{-1}$), ніж з FC, найнижча для сталі з ВМ структурою ($1,5 \cdot 10^{-7} s^{-1}$).

Отже, після відпуску сталь із ВМ структурою має високі міцність, тріщиностійкість і опір повзучості; ці показники значно нижчі для сталі з FPB структурою; попри високу тріщиностійкість, міцність і опір повзучості сталі з FC структурою найнижчі.

Вплив початкової структури сталі 13ХМФ на її властивості після деградації. За відповідності початкової структури сталей їх властивості після деградації в експлуатаційних (на парогонках) і лабораторних умовах змінюються подібно (рис. 6). На залежності $\sigma_{0,2}-HV_{10}$ для сталі, деградованої в лабораторних і експлуатаційних умовах, відповідні значення границі текучості $\sigma_{0,2}$ вкладаються у смугу (рис. 6a), що дає підстави описати їх спільною залежністю – рівнянням у вигляді многочлена другого порядку:

$$\sigma_{0,2} = 338,786 - 2,765 \cdot HV_{10} + 0,017 \cdot (HV_{10})^2 \quad (4)$$

За відповідності початкової структури точки для металу, деградованого в лабораторних і експлуатаційних умовах, досить близькі, а тенденції зміни K_{Jc} від HV_{10} для них подібні (рис. 6b), що дає підстави описувати їх рівняннями (1)–(3). Врахування впливу початкової структури сталі суттєво звужує смугу розташування даних K_{Jc} (рис. 6c). Це полегшує вибір властивостей для застосування FITNET і зменшує консервативність результату аналізу.

Залежності $K_{Jc}-HV_{10}$ і $\sigma_{0,2}-HV_{10}$ зручні для практичного використання. Адже твердість металу регулярно заміряють під час обстежень чи ремонтів устаткування. За початковою структурою і твердістю сталі з рівнянь (1)–(4) можна оцінити зміну її властивостей ($\sigma_{0,2}$ і K_{Jc}) внаслідок експлуатації.

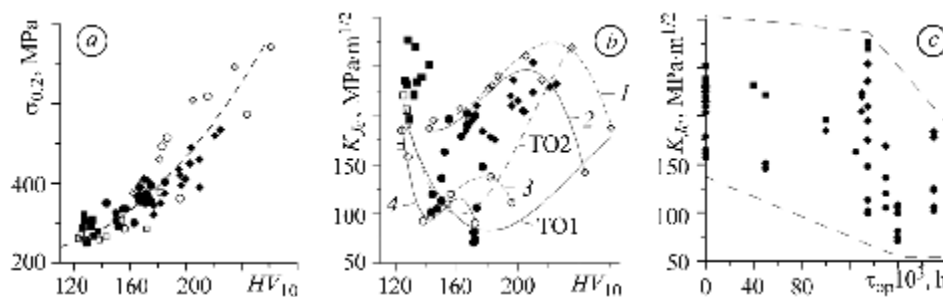


Рис. 6. Залежності границі текучості $\sigma_{0,2}$ (a) та статичної тріщиностійкості K_{Jc} (b) від твердості HV_{10} і тривалості експлуатації (c) для сталі 13ХМФ після експлуатації (◆, ●, ■) та ТО (◇, ○, □) для початкової структури: ВМ і В (◇, криві 1, 2); FPB (○, криві 3, 4); FC (□).

Fig. 6. Dependences of the yield strength, $\sigma_{0,2}$, (a) and fracture toughness, K_{Jc} , (b) on hardness, HV_{10} , and service time (c) for 13ХМФ steel after operation (◆, ●, ■) and after HT (◇, ○, □) for initial microstructures: BM and B (◇, curves 1, 2); FPB (○, curves 3, 4); FC (□).

ВИСНОВКИ

Встановлено, що міцність, тріщиностійкість, опір повзучості теплотривкої сталі 13ХМФ у вихідному стані і після тривалої експлуатації залежать від її початкової структури. Кожній структурі відповідає власна закономірність зміни характеристик після тривалого впливу високої температури. Сталь з відпущеною ВМ структурою має найвищі міцність, твердість, тріщиностійкість і опір повзучості. Після тривалого впливу високої температури її характеристики залишаються вищими порівняно зі сталлю з іншими структурами.

РЕЗЮМЕ. Исследовано влияние скорости охлаждения во время термической обработки на формирование микроструктуры теплоустойчивой стали 13ХМФ. Установлены зависимости между микроструктурой, характеристиками прочности, трещиностойкости и сопротивлением ползучести металла. Трансформацию структуры моделировали продолжительностью отпуска стали. Бейнитно-мартенситной структуре свойственна наилучшая комбинация свойств и максимальная длительность трансформации структуры. Сравнение результатов влияния лабораторной и эксплуатационной деградации на структуру, характеристики прочности и трещиностойкости свидетельствует об их соответствии.

SUMMARY. The influence of cooling rate under heat treatment of the metal on formation of microstructure of 13ХМФ heat-resistant steel has been investigated. The correlations between microstructure, tensile properties, fracture toughness and creep resistance have been determined. The microstructure transformation has been modeled by the change of tempering time. For bainite-martensite microstructure the best results for material properties and transformation time have been obtained. The comparison of the influence of results of a modeled and a long-term operated material on the microstructure transformation, strength and crack growth resistance proves that they are similar.

1. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
2. Нахалов В. А. Надежность гибов труб энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1983. – 216 с.
3. Березина Т. Г., Бугай Н. В., Трунин И. Н. Диагностирование и прогнозирование долговечности металла теплоэнергетических установок. – К.: Техніка, 1991. – 120 с.
4. Hernas A., Dobrzański J. Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych. – Gliwice: WPS, 2003. – 245 p.
5. Hernas A. Żarowytrzymałość stali i stopów. – Gliwice: WPS, 2000. – 355 p.
6. Забара Ю. Вихід завжди є // Обрій ПІБ. – 2002. – № 24 (82). – <http://www.obriy.pib.com.ua/>
7. Студент О. З. Особливості впливу водню на порогові характеристики циклічної тріщиностійкості конструкційних сталей // Машинознавство. – 1999. – № 2. – С. 17–23.

8. *Кречковська Г. В., Студент О. З., Марков А. Д.* Структурні зміни в металі парогону ТЕС зі сталі 15Х1М1Ф внаслідок експлуатації // Міжвуз. зб. "Наукові нотатки". – Луцьк: ЛДТУ, 2007. – Вип. 20. – С. 213–217.
9. *Структурна деградація теплостійких сталей та її вплив на показники тріщиностійкості / Т. Стахів, І. Дзіоба, Б. Лонюк, О. Студент* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – Спец. вип. № 3. – С. 67–72.
10. *Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr–Mo / Л. О. Бабій, О. З. Студент, А. Загурський, А. Д. Марков* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – **43**, № 5. – С. 91–96.
(*Babii L. O., Student O. Z., Zagorski A., and Markov A. D.* Creep of Degraded 2.25Cr–Mo Steel in Hydrogen // Materials Science – 2007. – **43**, № 5. – P. 701–707.)
11. *EFAM ETM 97: the ETM method for assessing crack-like defects in engineering structures.* Report GKSS 98/E/6 / К.-Н. Schwalbe, U. Zerbst, Y.-J. Kim et al – Geesthacht: GKSS Research Centre Geesthacht GmbH, 1998.
12. *British Standard BS7910.* Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures. – London: British Standards Institutions, 2005.
13. *API 579.* Recommended practice for fitness-for-service. – Washington DC: American Petroleum Institute, 2000.
14. *R6.* Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects. Gloucester. – UK: British Energy Generation Ltd, 2001.
15. *SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry,* Project No BE95-1426. Rotterdam, British Steel, 1999.
16. *FITNET.* Fitness for Service Procedure / Eds.: М. Koçak, S. Webster, J. J. Janosh et al. – Stuttgart: GKSS Research Centre Geesthacht GmbH, 2008.
17. *Ocena wytrzymałości, trwałości i bezpieczeństwa pracy elementów konstrukcyjnych zawierających defekty / A. Neimitz, I. Dzioba, M. Graba, J. Okrajni.*– Kielce: WPSk, 2008. – 440 p.
18. *Дзіоба І. Р., Студент О. З., Марков А. Д.* Про сучасний підхід SINTAP та його використання для оцінки роботоздатності зварних з'єднань парогонів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2005. – **41**, № 6. – С. 70–79.
(*Dzioba I. R., Student O. Z., and Markov A. D.* On the Contemporary SINTAP Approach and Its Application to the Evaluation of the Serviceability of Welded Joints of Steam Pipelines of Thermal Power Plants // Materials Science – 2005. – **41**, № 6. – P. 791–804.)
19. *Dzioba I.* Failure assessment analysis of pipelines for heat and power generating plants according to the SINTAP procedures // Int. J. Press. Ves. Pip. – 2005. – **82**, № 10. – P. 787–796.
20. *Dzioba I.* Wpływ długotrwałej eksploatacji na własności złączy spawanych rurociągów energetycznych. // Energetyka. – 2008. – XVIII. – S. 39–42.
21. *Результат довготривалого термомеханічного впливу на тріщиностійкість сталі 12Х1МФ / О. М. Романів, О. Н. Ткач, І. Р. Дзіоба та ін.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1989. – **25**, № 2. – С. 87–92.
(*Romaniv O. M., Tkach A. N., Dzioba I. R. et al.* Effect of long-term thermo-mechanical treatment on the crack resistance of the 12Kh1MF steel // Materials Science. – 1989. – **25**, № 2. – P. 202–208.)
22. *Вплив експлуатаційної пошкоджуваності паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, І. Р. Дзіоба та ін.* // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – **34**, № 1. – С. 101–104.
(*Effect of damage in service of 12Kh1MF steam-pipe steel on its crack resistance characteristics / O. M. Romaniv, H. M. Nykyforchyn, I. R. Dzioba et al.* // Materials Science. – 1998. – **34**, № 1. – P. 110–114.)
23. *Bainite in Steels.* Bhadeshia H. K. D. H. – London: Institute of Materials, 2001. – 458 p.
24. *Thomson R. C., and Bhadeshia H. K. D. H.* Changes in chemical composition of carbides in 2.25Cr–1.0Mo power plant steel. Part 1. Bainitic microstructure // Mater. Sci. Technol. – 1994. – **10**, № 3. – P. 193–203.
25. *PN-EN 10222-2:2002.* Stal 13HMF. – Warszawa: PKN, 2002. – 18 s.
26. *PN-EN 10002-1+AC1.* Metallic materials. Tensile testing. Part 1: method of test at ambient temperature. – Warszawa: PKN, 1998. – 25 s.
27. *ASTM E 1820-05.* Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness. – West Conshohocken: ASTM International, 2005. – 46 p.

Одержано 05.05.2010