

УДК 539.3: 620.19:620.17

ВПЛИВ ЛОКАЛЬНИХ НАПРУЖЕНЬ І ДЕФОРМАЦІЙ У ВЕРШИНІ ТРІЩИНИ НА МЕХАНІЗМ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ HARDOX-400

І. Р. ДЗІОБА, Р. ПАЛА

Технологічний університет в Кельцах, Польща

Наведено результати випробувань низьковуглецевої високоміцної сталі Hardox-400 на міцність і тріщиностійкість в інтервалі температур від -100 до 20°C . Мікрофрактографічним аналізом встановлено різні механізми руйнування зразків з тріщиною, від крихкого до в'язкого. Моделюванням і числовими розрахунками отримано розподіл локальних напружень і деформацій у зразку в околі вершини тріщини. На основі аналізу результатів розрахунку і особливостей поверхонь зламів встановлено критичний рівень нормальних напружень, перевищення якого призводить до крихкого механізму руйнування. Врахування рівня напружень і деформацій дало змогу обґрунтувати змішаний крихко-в'язкий механізм руйнування.

Ключові слова: *сталь Hardox-400, характеристики міцності, тріщиностійкість, критичний рівень локальних напружень.*

Вступ. Упродовж останнього десятиліття опрацьовано металургійну технологію виробництва плит високоміцних сталей з низьковуглецевих, яка полягає у багаторівневій термомеханічній обробці та націлена на поєднання високих характеристик міцності і пластичності [1–3]. До такого класу конструкційних матеріалів належить і сталь Hardox-400 з твердістю $HV \geq 400$. Загалом їм властива структура відпущеного мартенситу-бейніту, хоча спостерігають і певні відмінності за товщиною плит. Вони незначно впливають на міцність і пластичність, але суттєво на тріщиностійкість матеріалу, що пояснюють особливостями дії текстури прокату на опір крихкому руйнуванню [4, 5]. Оскільки ці сталі використовують у різних кліматичних зонах, то важлива інформація про температурні залежності характеристик міцності і тріщиностійкості. Дослідження сталей цього типу показали, що їм властивий значний розкид за показниками тріщиностійкості, особливо в інтервалі температур в'язко-крихкого переходу [6–10]. Відмінності у тріщиностійкості можуть бути вдвічі більші, однак вони суттєво зменшуються за випробувань за особливо низьких температур ($T \leq -100^{\circ}\text{C}$). Мета роботи – на основі розрахунку розподілу локальних напружень в околі вершини тріщини проаналізувати різні механізми її поширення: в'язкий, в'язко-крихкий чи крихкий.

Методика досліджень. Експериментували на сталі Hardox-400, товщина плити 30 mm, діапазон температури випробувань $-100 \dots 20^{\circ}\text{C}$. За мінусових температур зразки поміщали в термічну камеру, в яку подавали пари азоту. Характеристики міцності та пластичності визначали розтягом циліндричних зразків діаметром 5 mm і довжиною 25 mm.

Тріщиностійкість оцінювали триточковим згином балкових зразків товщиною 12 mm, вирізаних зі середини плити. Використали метод J -інтеграла з визначенням критичного значення J_{IC} , згідно з вимогами норм ASTM [11–13]. На сканівному мікроскопі JSM-7100F дослідили мікромеханізм руйнування. Методом

скінченних елементів визначено розподіл локальних напружень і деформацій в околі вершини тріщини, коли зразки руйнувалися за в'язким, в'язко-крихким чи повністю крихким механізмами. Обчислювали з використанням програми ADINA. Змодельовано 1/4 частину балкового зразка. За товщиною модель зразка поділили на 11 прошарків, товщина яких зменшувалась у напрямі до зовнішньої поверхні. Вершину тріщини подано дугою з променем $r = 0,01$ mm. Використано 8-ми вузлові тривимірні скінченні елементи, розмір яких зменшувався з наближенням до фронту тріщини. Усунуто можливість переміщення поверхні площини симетрії у напрямі товщини зразка і поверхні перед тріщиною вздовж неї, а також опорного циліндра. Переміщення, яке відповідало зареєстрованому зразку під час навантаження, задали за допомогою руху верхнього циліндра у напрямі прикладеного навантаження.

Мікроструктура, характеристики міцності та тріщиностійкості. Сталі властива структура відпущеного мартенситу і бейніту з розміром зерен $5...20$ μm (рис. 1). Спостерігаємо окремі включення розміром $1...2,5$ μm (рис. 1a), а в зоні фериту – багаточисельні виділення карбідів розміром $50...300$ nm (рис. 1b).

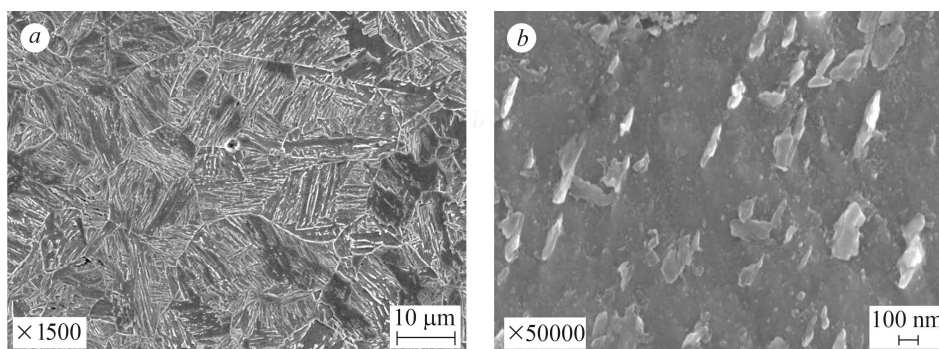


Рис. 1. Мікроструктура сталі Hardox-400 зі включенням (a) та виділення карбідів у зонах фериту (b).

Fig. 1. Microstructure of Hardox-400 steel with an inclusion (a) and carbides precipitates in ferritic zones (b).

Характеристики міцності і пластичності сталі Hardox-400

Hardox-400	20°C	0°C	-50°C	-80°C	-100°C
$\sigma_{y,n} / \sigma_{y,t}$, МПа	947 / 955	958 / 966	990 / 999	1020 / 1030	1053 / 1062
$\sigma_{UTS,n} / \sigma_{UTS,t}$, МПа	1149 / 1205	1162 / 1212	1195 / 1254	1221 / 1297	1245 / 1327
E_n / E_t , GPa	180 / 180	179 / 180	176 / 177	173 / 174	202 / 203
n_n / n_t	10,6 / 9,5	10,6 / 9,6	10,9 / 9,8	12,42 / 10,51	14,4 / 11,7
$\epsilon_{UTS,t}$, %	4,9	5,1	5,2	6,6	7,1
$\epsilon_{c,n}$, %	15,7	15,9	16,2	17,5	18,4

На рис. 2a подані криві в номінальних напруженнях і деформаціях ($\sigma_n - \epsilon_n$), отримані за різних температур. На основі них побудовано істинні залежності $\sigma_t - \epsilon_t$, які використано для розрахунків. Методика їх побудови описана раніше [14, 15] і складається з декількох етапів. Спочатку з експериментальних результатів розраховували напруження і деформації з урахуванням зміни поперечного перерізу і довжини зразка, поки не досягнуто максимального значення σ_n . На на-

ступному кроці цю залежність вводять у модель зразка, в якому задають навантаження розтягуванням, і порівнюють експериментальні і розрахункові залежності сила-видовження. За різниці між ними коригують залежність $\sigma_r-\epsilon_r$. Для низькопластичних матеріалів достатньо врахувати зміни поперечного перерізу і довжини зразка [16], для високопластичних необхідно коригувати в кілька ітерацій. Для сталі Hardox-400 добру збіжність отримали вже після першого етапу побудови залежності $\sigma_r-\epsilon_r$. В таблиці наведені характеристики міцності і пластичності в номінальних і дійсних показниках для різних температур випробувань сталі.

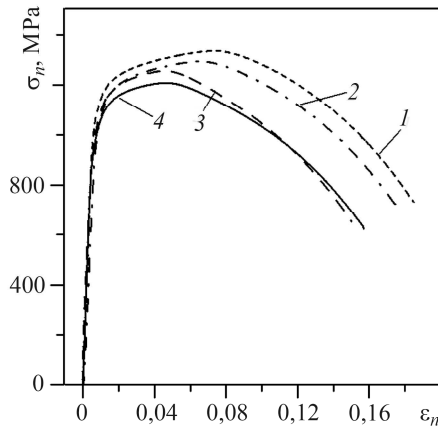


Рис. 2. Fig. 2.

Рис. 2. Залежності $\sigma_n-\epsilon_n$ для сталі Hardox-400 для $T = -100^\circ\text{C}$ (1); -80°C (2); -50°C (3); 0°C (4).

Fig. 2. The $\sigma_n-\epsilon_n$ dependences of Hardox-400 steel for $T = -100^\circ\text{C}$ (1); -80°C (2); -50°C (3); 0°C (4).

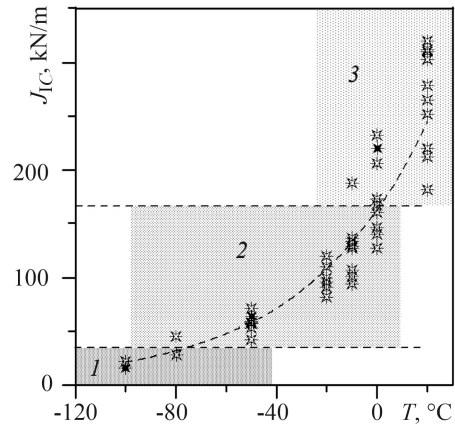


Рис. 3. Fig. 3.

Рис. 3. Температурна залежність J_{IC} для сталі Hardox-400: 1 – зона крихкого руйнування; 2 – в'язко-крихкого; 3 – в'язкого руйнування.

Fig. 3. Temperature dependence J_{IC} for Hardox-400 steel: 1 – area of brittle fracture; 2 – area of ductile-brittle fracture; 3 – area of ductile fracture.

Проаналізовано локальні напруження перед вершиною тріщини для різних механізмів її росту (рис. 3), яким відповідали температури випробувань: повністю в'язкому – $T = 0^\circ\text{C}$ (рис. 4a); перехідному від в'язкого до крихкого механізму – -50°C (рис. 4b); повністю крихкому сколом – -100°C (рис. 4c).

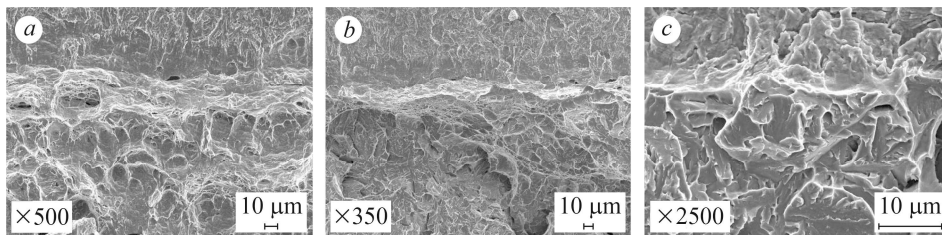


Рис. 4. Механізми росту тріщин: в'язкий (a), перехідний в'язко-крихкий (b), крихкий (c).

Fig. 4. Mechanisms of crack growth: ductile (a), transition ductile-to-brittle (b), brittle (c).

Результати обчислень та їх аналіз. Розподіл складових локальних напружень перед вершиною тріщини у трьох взаємно перпендикулярних напрямках для центрального прошарку зразка, випробуваного за $T = -100^\circ\text{C}$, показано на рис. 5a (σ_{11} – напруження у напрямку росту тріщини, σ_{22} – перпендикулярні до

площини тріщини, σ_{33} – напруження у напрямку товщини зразка). Розподіл напружень у зразках для інших температур випробувань якісно подібний, але максимальні значення переміщуються від вершини тріщини з ростом T . Зазначимо, що напруження σ_{22} є найважливіші для аналізу можливості крихкого руйнування. Згідно з відомим критерієм крихкого руйнування [17–19], воно відбудеться, якщо рівень σ_{22} перевищить деякий критичний σ_C на характерному для матеріалу відрізку Δl_C .

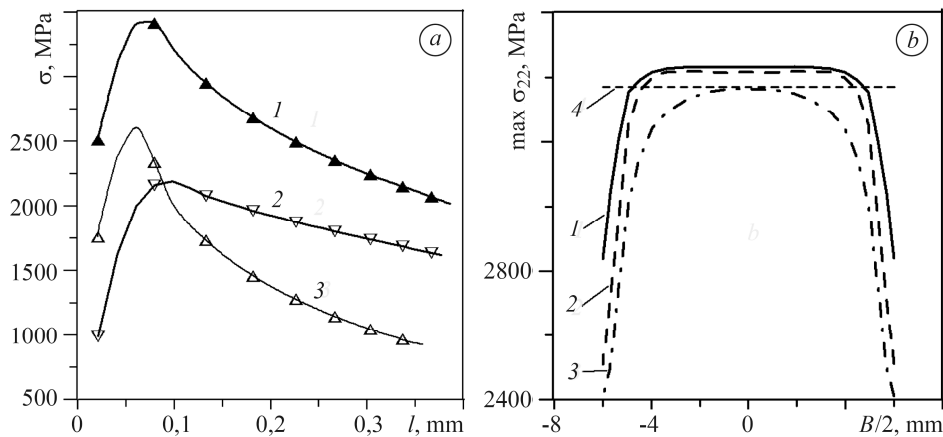


Рис. 5. Розподіл складових напружень (1 – σ_{22} , 2 – σ_{11} , 3 – σ_{33}) перед вершиною в напрямку росту тріщини в площині симетрії зразка для $T = -100^\circ\text{C}$ (a) та розподіл $\max \sigma_{22}$ за товщиною зразка B (b) для $T = -100^\circ\text{C}$ (1), -50°C (2), 0°C (3) і критичного рівня $\sigma_C = \sigma_{av} = 3370 \text{ MPa}$ (4).

Fig. 5. Distribution of the stress components (1 – σ_{22} , 2 – σ_{11} , 3 – σ_{33}) in front of the crack tip in the crack growth direction in the plane of the specimen symmetry at $T = -100^\circ\text{C}$ (a) and distribution of the $\max \sigma_{22}$ by the thickness of specimen B (b) for $T = -100^\circ\text{C}$ (1), -50°C (2), 0°C (3) and the critical level $\sigma_C = \sigma_{av} = 3370 \text{ MPa}$ (4).

Розподіл максимальних значень напружень $\max \sigma_{22}$ перед вершиною тріщини за товщиною зразка для трьох вибраних температур показано на рис. 5b (з підвищенням T вони знижуються). З наближенням до бічних поверхонь зразка вони зменшуються суттєво. Оскільки за $T = -100^\circ\text{C}$ тріщина виросла за крихким механізмом (рис. 4c), то можна припустити, що перевищення напруженнями σ_{22} за товщиною зразка деякого середнього рівня напружень σ_{av} призводить до крихкого механізму руйнування. Тоді для $T = -100^\circ\text{C}$ $\sigma_{av} = 3370 \text{ MPa}$ і його можна прийняти як критичний для сталі Hardox-400: $\sigma_C = \sigma_{av}$.

За $T = -50^\circ\text{C}$ теж слід очікувати крихкого руйнування, однак експериментально доведено, що між зоною крихкого руйнування і вершиною трі-

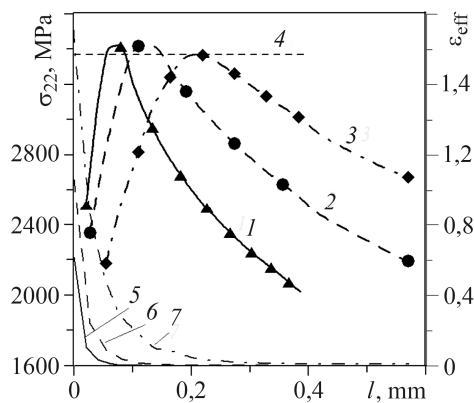


Рис. 6. Залежності напружень σ_{22} (1–3) та ефективних деформацій ϵ_{eff} (5–7) для $T = -100^\circ\text{C}$ (1, 5); -50°C (2, 6); 0°C (3, 7) і критичного рівня $\sigma_C = 3370 \text{ MPa}$ (4).

Fig. 6. Dependences of stresses σ_{22} (1–3) and strain ϵ_{eff} (5–7) for $T = -100^\circ\text{C}$ (1, 5); -50°C (2, 6); 0°C (3, 7) and the critical level $\sigma_C = 3370 \text{ MPa}$ (4).

щини її приріст є в'язким (див. рис. 4b). Тому для $T = -50$ і 0°C взято до уваги ще і розподіл деформацій ϵ_{eff} (рис. 6). Так, для $T = -50^\circ\text{C}$ напруження σ_{22} перевищують критичний рівень $\sigma_C = 3370$ МПа, але в зоні, яка знаходиться порівняно далеко від вершини тріщини. У зоні від вершини тріщини до місця, де $\sigma_{22} > \sigma_C$, рівень деформацій є майже вдвічі вищий, ніж для $T = -100^\circ\text{C}$ і досягає $\epsilon_{\text{eff}} \approx 100\%$. Це означає, що в критичному стані поширення тріщини властиві два механізми руйнування: крихкий у зоні $\sigma_{22} > \sigma_C$ (рис. 4c) і в'язкий між зоною $\sigma_{22} > \sigma_C$ і вершиною тріщини (рис. 4b).

Для зразка, випробуваного за $T = 0^\circ\text{C}$, відсутня зона $\sigma_{22} > \sigma_C$, а це означає, що немає умов для крихкого руйнування. Але високий рівень деформацій ($\epsilon_{\text{eff}} \approx 100\text{...}200\%$) перед вершиною тріщини дає можливість реалізувати в'язкий механізм через зародження порожнин на виділеннях карбідів, їх ріст і коалесценцію (рис. 4a).

ВИСНОВКИ

Розраховано розподіли напружень і деформацій в околі вершини тріщини з використанням числового методу скінченних елементів, що дало можливість з'ясувати певні особливості напружено-деформованого стану у зразках з тріщиною у сталі Hardox-400. В них ріст тріщини за активного статичного навантаження в діапазоні температур $-100\text{...}20^\circ\text{C}$ відбувся за різними мікромеханізмами. Поєднання оцінок напруженого стану з фрактографічними дослідженнями дозволило оцінити критичний рівень напружень, які необхідні для крихкого руйнування сколом. Крім того, додатковим розрахунком розподілу деформацій в околі тріщини обґрунтовано, чи буде в'язкий, чи змішаний в'язко-крихкий механізм поширення тріщини.

РЕЗЮМЕ. Приведены результаты испытаний низкоуглеродистой высокопрочной стали Hardox-400 на прочность и трещиностойкость в интервале температур от -100 до 20°C . Микрофрактографическим анализом установлены различные механизмы разрушения образцов с трещиной, от хрупкого до вязкого. Моделированием и числовыми расчетами получено распределение локальных напряжений и деформаций в образце в окрестности вершины трещины. На основании сопоставления результатов расчета и особенностей поверхностей изломов установлен критический уровень напряжений, превышение которого приводит к хрупкому механизму разрушения. Учет уровня напряжений и деформаций в анализе состояния металла в окрестности вершины трещины позволило обосновать смешанный хрупко-вязкий механизм разрушения.

SUMMARY. The results of investigation of strength and fracture toughness of low-carbon high-strength Hardox-400 steel in the temperature range from -100 to 20°C are presented. Different mechanisms of fracture of the specimens with a crack is established by microfractographic analysis. Distributions of the stress and strain in the specimens in front of the crack tip are obtained using numerical modeling and calculation. Based on the results of numerical calculation and investigation of the fracture surfaces the critical local stress level, which excess causes the brittle mechanism of fracture, is established. Consideration of the stress and strain level in the analysis of the metal state at the crack tip allows us to justify the implementation of the brittle-to-ductile fracture mechanism.

This research was carried out during the implementation of scientific research projects NCN No2017/25/N/ST8/00179 and MS&HE No01.0.08.00/2.01.01.01.0008 of Poland.

1. *Fracture* characteristics of new ultra high-strength steel with yield strengths 900–960 МПа / P. Nevasmaa, P. Karjalainen-Roikonen, A. Laukkanen, T. Nykänen, A. Ameri, T. Björk, T. Linnell, J. Kuoppala // Rautaruukki Corporation. – 2010. – 10 p.
2. *Porter D.* Developments in hot-rolled high strength structural steels // Nordic welding conference 06: New trends in welding technology. – Tampere, 2006. – 9 p.

3. Kumar A., Singh S. B., and Ray K. K. Influence of bainit-martensite content on the tensile properties of low carbon dual phase steels // Mater. Sci. and Engng. – 2008. – **474**, № 1–2. – P. 270–282.
4. Improvement of structure and mechanical characteristics of hot-rolled eutectoid steel by means of high-speed heat treatment / R. V. Teliovich, J. A. Garasym, H. V. Krechkovska, N. O. Bondarevska // Metallofizika. Noveishie Tekhnologii. – 2018. – **40**. – P. 1489–1508.
5. Вплив текстури експлуатованих сталей газопроводів на їх опір крихкому руйнуванню / О. І. Звірко, Н. В. Крет, О. Т. Цирульник, Т. П. Венгринюк // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – **54**, № 3. – С. 101–106.
(Influence of textures of pipeline steels after operation on their brittle fracture resistance / O. I. Zvirko, N. V. Kret, O. T. Tsyruľnyk, T. P. Vengrynuk // Materials Science. – 2018. – **54**, № 3. – P. 400–405.)
6. Neimitz A., Dzioba I., and Linnell T. Modified master curve of ultra high-strength steel // Int. J. of Pressure Vessels and Piping. – 2012. – **92**. – P. 19–26.
7. Dzioba I., Pala R., and Pala T. Temperature dependency of fracture of high-strength ferritic steel Hardox-400 // Acta Mechanica et Automatica. – 2013. – **7**, № 4. – P. 222–225.
8. Neimitz A., Dzioba I., and Pala T. Master curve of high-strength ferritic steel S960QC // Key Engng Mater. – 2014. – **598**. – P. 178–183.
9. Neimitz A. and Dzioba I. The influence of the out-of-plane and in-plane constraint on fracture toughness of high strength steel in the ductile to brittle transition temperature range // Engng Fract. Mech. – 2015. – **147**. – P. 431–448.
10. Нейміц А., Дзіоба І. Р. В'язкість руйнування високоміцної сталі у діапазоні температур переходу від в'язкості до відколу // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2017. – **53**, № 2. – С. 16–23.
(Neimitz A. and Dzioba I. R. Fracture toughness of high-strength steels within the temperature range of ductile-to-cleavage transition. Master curves // Materials Science. – 2017. – **53**, № 2. – P. 141–150.)
11. ASTM E1737-96. Standard test method for J-integral characterization of fracture toughness. – ASTM International, West Conshohochen, PA, 1996. – P. 1–24.
12. ASTM E1820-09. Standard test method for measurement of fracture toughness. – Annual book of ASTM standards, 03.01.2011. – P. 1070–1118.
13. ASTM E1921-05. Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range. – Annual Book of ASTM Standards, 03.01.2005. – P. 1128–1147.
14. Bai Y. and Wierzbicki T. A new model plasticity and fracture with pressure and Lode dependence // Int. J. of Plasticity. – 2008. – **24**. – P. 1071–1096.
15. Neimitz A., Galkiewicz J., and Dzioba I. Calibration of constitutive equations under conditions of large strains and stress triaxiality // Archives of Civil and Mech. Engng. – 2018. – **18**. – P. 1123–1135.
16. Dzioba I. and Lipiec S. Calibration of the constitutive equations for materials with different levels of strength and plasticity characteristics based on uniaxial tensile test data // IOP Conf. Series: Mater. Sci. and Engng. – 2018. – **461**, № 1. – 012018.
17. Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R. On the relationship between tensile stress and fracture toughness in mild steels // J. of the Mechanics and Physics of Solids. – 1973. – **21**. – P. 395–410.
18. Beremin N. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Transaction A. – 1983. – **14A**. – P. 2277–2287.
19. Dzioba I., Gajewski M., and Neimitz A. Studies of fracture processes in Cr–Mo–V ferritic steel with various types of microstructure // Int. J. of Pressure Vessels and Piping. – 2010. – **87**, № 10. – P. 575–586.

Одержано 12.02.2019