

УДК 621.181:669.018

ВПЛИВ СКЛАДНИКІВ МІКРОСТРУКТУРИ НА СТАТИЧНУ ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛІ 13ХМФ

І. Р. ДЗІОБА

Технологічний університет, Кельце, Польща

З використанням критерію локального руйнування Рітчі, Нотта, Райса проаналізовано умови зародження і поширення мікротріщин у феритній сталі 13ХМФ з різною мікроструктурою. З урахуванням розмірів зерен, карбідів та їх дисперсності оцінено вірогідність руйнування крізьзеренним відколом за заданого рівня напружень σ_{yy} під час випроб на статичну тріщиностійкість. Для сталі з різною структурою визначено критичні напруження $\sigma_{C1,0}$ і довжини відрізків r_C , з досягненням яких з імовірністю $P_f=1,0$ реалізується руйнування крізьзеренним відколом.

Ключові слова: *феритна сталь, мікроструктура, тріщиностійкість.*

Ощаднолеговані теплотривкі хромомолібденованадієві (Cr–Mo–V) сталі широко використовують в елементах теплоенергетичного устаткування. Діапазон їх мікроструктури досить широкий: феритна з виділеннями карбідів (FC), ферит-перлітна (FP), ферит-бейнітна (FB), ферит-перліт-бейнітна (FPB), бейнітна (B), бейніт-мартенситна (BM). Вони формуються через відмінності режимів термічного оброблення (ТО), а також деградацію сталі під час експлуатації [1–3]. Різним мікроструктурам відповідають різні значення міцності і тріщиностійкості. Встановлено кореляційні залежності між мікроструктурою і характеристиками міцності і тріщиностійкості, а також закономірності їх зміни внаслідок деградації сталі [3–8]. Показано, що сталям з FP і FB структурами властива низька, а з FC і BM – значно вища тріщиностійкість. При цьому характеристики міцності сталі з FC структурою є нижчі, а з BM – вищі [3].

Особливості руйнування ощаднолегованих теплотривких Cr–Mo–V сталей досліджують, починаючи з 60-х років 20-го сторіччя. Значних успіхів тут досягнуто з розвитком для опису руйнування локальних підходів (LAF – *Local Approach to Fracture*) [9]. Згідно з концепцією LAF руйнування реалізується у локальній зоні, де напруження (чи деформації) перевищують критичний рівень. У моделях руйнування, які базуються на цій концепції, критичний рівень напружень залежить від розмірів і дисперсності складників мікроструктури (зерен, часток, пор) матеріалу. Згідно з критерієм, запропонованим Рітчі, Ноттом і Райсом (RNP) [10], *крихке руйнування крізьзеренним відколом реалізується, коли на відрізьку l_0 , довжина якого перевищує критичне значення r_C , розтягуювальні напруження σ_{yy} перевищують критичні σ_C* . За результатами експериментально-розрахункового моделювання за малих деформацій встановлено, що критичні напруження у декілька разів перевищують границю текучості матеріалу $\sigma_C \approx (3,0\div 4,5) \cdot \sigma_{YS}$ [11]. Припускали, що критична довжина відрізка сумірна з розміром зерна [12].

Крихкому руйнуванню феритних сталей передують значна пластична деформація, що враховано під час числових розрахунків розподілу напружень в околі вершини тріщини σ_{yy} [13]. Експериментально-розрахунковим аналізом розподілу напружень у балковому зразку зі сталі 13ХМФ, навантаженому триточковим згином (SENB), встановлено [14, 15], що:

Контактна особа: І. Р. ДЗІОБА, e-mail: pkmid@tu.kielce.pl

- для стаціонарної тріщини максимальні напруження виникають на віддалі, рівній приблизно двом розкриттям вершини тріщини ($\sim 2\delta_T$);
- зі зростанням навантаження максимум на розподілі напружень віддаляється від вершини тріщини і відрізок l_0 збільшується;
- для рухомої тріщини рівень напружень зростає, причому максимум їх розподілу наближається до вершини тріщини, що теж спричиняє збільшення відрізка l_0 .

Виявлено, що крихке руйнування кризьзеренним відколом відбувається в три етапи: зародження мікроефекту; формування від нього мікротріщини всередині зерна; поширення мікротріщини в навколишні зерна з утворенням мезо- (макро-) тріщин [16–18]. Отже, крихке руйнування кризьзеренним відколом протікає за успішної реалізації кожного з цих етапів.

Мікроефекти зароджуються внаслідок розтріскування часток, або їх декогезії від феритної матриці. Це стає можливим на частках завбільшки понад 100 nm за напружень $\sigma_{C1} = 800 \dots 1200$ МПа [19–22]. Під час другого етапу з мікроефектів утворюються мікротріщини, розмір яких не перевищує розміру зерна. Для розрахунку критичного напруження σ_{C2} , необхідного для зародження мікротріщин, використано модель Сміта і Барнбі [23]:

$$\frac{C_0}{D} \sigma_C^2 + \sigma_{eff}^2 \left(1 + \frac{4\sigma_k}{\pi\sigma_{eff}} \left(\frac{C_0}{D} \right)^{\frac{1}{2}} \right)^2 = \frac{4E\gamma_p}{\pi(1-\nu^2)D}, \quad (1)$$

де D – розмір зерна; C_0 – розмір мікроефекту, рівний діаметру частки d ; γ_p – поверхнева енергія тріщини в фериті; $\sigma_{eff} = K_y D^{-1/2}$; σ_k і K_y – параметри, визначені зі залежності Холла–Петча [25–27]; E і ν – модулі Юнга і Пуассона. Щоб використати рівняння (1), слід визначити характеристики матеріалу γ_p , σ_k , K_y і знати розподіл за розмірами часток і зерен. Згідно з літературними даними величина γ_p змінюється в інтервалі 2,0...16 J/m² [12, 24, 25]. У наших розрахунках прийняли $\gamma_p = 14$ J/m² [12]. Впродовж третього етапу мікротріщини поширюються в сусідні зерна. Критичне напруження для подолання межі зерна σ_{C3} розраховували за рівнянням Долбі і Нотта [28]:

$$\sigma_{C3} = \left(\frac{\pi E \gamma_{gb}}{(1-\nu^2) \cdot \Delta} \right)^{1/2}, \quad (2)$$

де Δ – довжина мікротріщини, сумірна з діаметром зерна D ; γ_{gb} – поверхнева енергія тріщини, що переходить через межу зерна. Згідно з результатами досліджень [24, 28] величина $\gamma_{gb} = 41 \dots 54$ J/m². У розрахунках прийняли $\gamma_{gb} = 45$ J/m².

Концепція руйнування як поетапного процесу дає змогу визначити складник мікроструктури, який контролює крихке руйнування кризьзеренним відколом. Якщо $\sigma_{C2} > \sigma_{C3}$, то нею є частка, якщо ж $\sigma_{C2} < \sigma_{C3}$, то зерно.

Визначення складників мікроструктури сталі. Для розрахунку критичних напружень σ_{C2} і σ_{C3} знаходили розміри часток і зерен, а також параметри σ_k і K_y залежності Холла–Петча. Для цього дослідили сталь 13ХМФ з *FC*, *FPB* і *BM* мікроструктурами. Використані для отримання цих мікроструктур режими ТО та властиві їм характеристики міцності і тріщиностійкості детально описано і проаналізовано раніше [3, 8].

Розміри карбідів n у низьколегованих Cr–Mo–V сталях змінюються в інтервалі $10^0 \dots 10^3$ nm. У мартенситі і нижньому бейніті вони дуже дрібні (5...40 nm). У верхньому бейніті їх середній розмір становить ~ 250 nm, а максимальний 1000 nm

[26, 29]. У структурі сфероїдизованого перліту розміри карбідів досягають 2500 nm [30]. Подібні за розмірами карбіди спостерігали у структурі низьколегованих Cr–Mo–V сталей після тривалої експлуатації [3]. Розподіл часток за розмірами встановили з аналізу зображень мікроструктур, виконаних на сканівному мікроскопі JSM5400 за збільшення від $5 \cdot 10^3$ до $15 \cdot 10^3$ і мікроскопі JEM200CX для просвічування фольг за збільшення від $2 \cdot 10^4$ до $4 \cdot 10^4$ разів. Розміри зерен і часток, їх кількість і густину аналізували за допомогою відповідних комп'ютерних програм. Типові мікроструктури сталі та результати кількісного аналізу їх складників ілюструють рис. 1 і табл. 1 і 2.

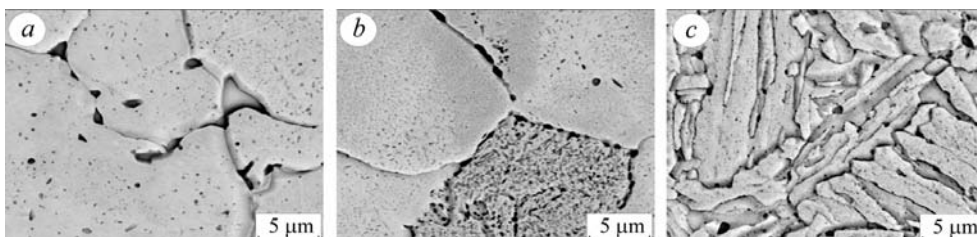


Рис. 1. Мікроструктура сталі 13ХМФ: *a* – FC; *b* – FPB; *c* – BM.

Fig. 1. Microstructure of 13XMF steel: *a* – FC; *b* – FPB; *c* – BM.

Таблиця 1. Відносна кількість зерен діаметром D у сталі 13ХМФ з FC, FPB і BM мікроструктурами, %

Мікроструктура	$D, \mu\text{m}$								
	2,5...5	5...10	10...15	15...20	20...25	25...30	30...35	35...40	40...45
FC	–	–	–	8,33	30,55	33,33	16,67	8,33	2,79
FPB	–	–	5,13	20,51	30,77	25,64	12,82	5,13	–
BM	25,65	58,98	12,82	2,55	–	–	–	–	–

Таблиця 2. Густина карбідів N_k відповідних розмірів d і віддалей між ними l_0 у сталі 13ХМФ з FC, FPB і BM мікроструктурами

d, nm	N_k, mm^{-2}			$l_0, \mu\text{m}$		
	FC	FPB	BM	FC	FPB	BM
10...2500	21743300	84147723	206021954	0,220	0,110	0,070
150...2500	1082143	1503095	1940321	0,961	0,815	0,718
250...2500	629762	943571	797464	1,260	1,029	1,119
350...2500	272619	491191	236750	1,915	1,427	2,055
550...2500	89286	188810	76036	3,347	2,301	3,626
750...2500	29761	53095	18893	5,797	4,339	7,275
1000...2500	17857	24524	8179	7,483	6,386	11,057
1250...2500	10714	15000	3429	9,661	8,165	17,078
1500...2500	6905	7857	1071	12,031	11,281	30,550
1750...2500	3810	3095	–	16,202	17,974	125,54
2000...2500	1429	714	–	26,457	37,417	–
2250...2500	714	–	–	37,417	–	–

Зокрема, в табл. 1 наведено відсоток зерен відповідного розміру для *FC*, *FPB* і *BM* структур залежно від інтервалу зміни їх за розміром, а в табл. 2 – густина карбідів відповідного розміру N_k і віддалі між ними l_0 . Максимальний розмір часток для *BM* структури становить 1750 nm, для *FPB* – 2250 nm, для *FC* – 2500 nm. Для визначення параметрів σ_k і K_y за залежністю Холла–Петча апроксимували окремо дані для зерен розмірами $D \geq 20 \mu\text{m}$ і $D < 20 \mu\text{m}$ [8]. У першому випадку, що властиво *FC* і *FPB* структурам, $\sigma_k = 50,997$, а $K_y = 51,213$, а у другому, що притаманно *B* і *BM* структурам, $\sigma_k = 274,28$, а $K_y = 23,39$.

Аналіз руйнування сталі з різною структурою. Використавши рівняння (1), отримали залежність $\sigma_{C2} = f_2(C_0)$, яка характеризує критичні напруження, необхідні для поширення мікротріщини від мікрodefекту у феритну основу (рис. 2a). З рівняння (2) дістали залежність $\sigma_{C3} = f_3(D)$, яка описує критичні напруження, потрібні для поширення мікротріщини через межу зерна. Крихке руйнування сталі з *FC* мікроструктурою шляхом кризьзеренного відколу може розпочатися, якщо рівень напружень буде достатнім для зародження мікротріщини від найбільшого мікрodefекту. Розмір найбільших карбідів тут $d = 2500 \text{ nm}$. Припустивши, що розмір утвореного мікрodefекту C_0 буде таким самим, визначили, що мікротріщина від нього може утворитися, якщо $\sigma_{yy} \geq 1110 \text{ MPa}$. Цей рівень є достатнім також для поширення мікротріщини через межу зерна, розмір якого $D \geq 26 \mu\text{m}$. Оскільки частки завбільшки 2500 nm фіксували дуже рідко, то вірогідність крихкого руйнування кризьзеренним відколом при $\sigma_{yy} \geq 1110 \text{ MPa}$ невисока. З підвищенням рівня напружень σ_{yy} , розміри часток, від яких можуть зароджуватися мікротріщини, і зерен, за наявності яких тріщини можуть поширюватися в сусідні зерна, зменшуються. При цьому кількість часток і зерен, які можуть спричинити крихке руйнування кризьзеренним відколом, збільшується і вірогідність такого руйнування зростає.

Якщо $\sigma_{yy} \geq 1250 \text{ MPa}$, поширення мікротріщин стає можливим від мікрodefектів з розмірами $C_0 \geq 2030 \text{ nm}$. Середня віддаль між такими частками невелика ($\sim 20 \mu\text{m}$). Це означає, що у кожному зерні є принаймні одна частка, яка може стати зародком руйнування. Отже, для сталі з *FC* мікроструктурою рівень $\sigma_{yy} \geq 1250 \text{ MPa}$ є достатнім, щоб мікротріщина поширилась через межі всіх зерен. Вірогідність реалізації крихкого руйнування кризьзеренним відколом при цьому зростає до $P_f = 1,0$. Рівень напружень $\sigma_{C1,0}$, за якого імовірність крихкого руйнування кризьзеренним відколом досягала одиниці, вважали за критичний, а напруження σ_{C0} відповідали початку крихкого руйнування.

Якщо $\sigma_{yy} \geq 1150 \text{ MPa}$, стає можливим крихке руйнування від мікрodefектів завбільшки $C_0 \geq 2400 \text{ nm}$ і мікротріщини при цьому можуть поширюватися кризь межі будь-яких зерен. Віддаль між частками завбільшки $C_0 \geq 2400 \text{ nm}$ становила $l_0 = 41 \text{ nm}$. Вірогідність реалізації крихкого руйнування кризьзеренним відколом визначали з рівняння

$$P_f = \sum_{i=1}^k P_{Ci} P_{Di} , \quad (3)$$

де k – кількість інтервалів поділу зерен за розмірами; P_{Ci} – вірогідність реалізації крихкого руйнування у зернах i -ої групи; P_{Di} – вірогідність існування в матеріалі зерен i -ої групи. Для сталі з *FC* мікроструктурою за напружень $\sigma_{yy} \geq 1150 \text{ MPa}$ вірогідність реалізації крихкого руйнування P_f , визначена згідно з рівнянням (3), становила 0,72.

Чисельними методами для SENB зразків з *FC* структурою отримали, що за випроб на статичну тріщиностійкість при 20°C напруження σ_{yy} перед вершиною тріщини досягають 996 MPa [14]. Це значення є нижче за $\sigma_{C0} = 1100 \text{ MPa}$, коли

стає можливим крихке руйнування. Отже, у цьому випадку руйнування повинно відбутися за в'язким механізмом, що підтверджено фрактографічно (рис. 2c). За випроб при -50°C $\sigma_{yy} = 1150$ МПа [14], $P_f = 0,72$, а на зламі переважає крихке руйнування за механізмом кризьзеренного відколу (рис. 2d).

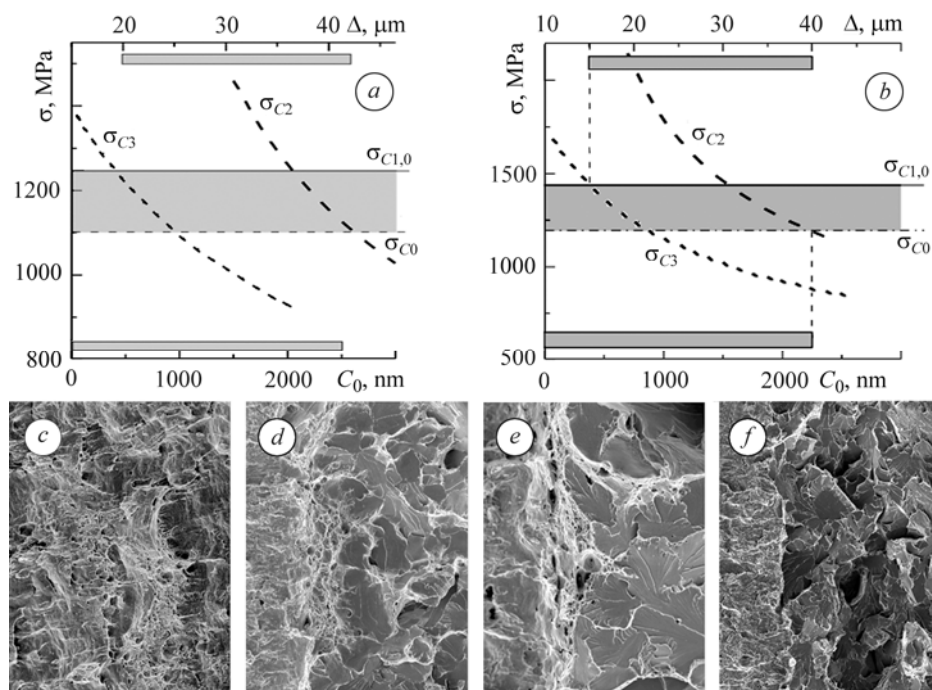


Рис. 2. Зміна критичних напружень σ_{C2} , необхідних для поширення мікротріщин від дефектів на частках у межах окремих зерен, залежно від розмірів цих дефектів C_0 , та σ_{C3} , потрібних для подолання мікротріщинами меж суміжних зерен, залежно від довжини цих тріщин Δ (a, b). В'язке (c, e) та практично крихке (d, f) руйнування за випроб на статичну тріщиностійкість сталі 13ХМФ з FC (a, c, d) та FPB (b, e, f) мікроструктурами при 20°C (c, e) та -50°C (d, f).

Fig. 2. Change of the critical stresses, σ_{C2} , needed for propagation of microcracks from the defects formed on the particles within separate grains, depending on the sizes of these defects, C_0 , and σ_{C3} , required for microcracks growth through the boundaries of neighbouring grains, depending on lengths of these cracks, Δ , (a, b). Ductile (c, e) and practically cleavage (d, f) fractures obtained after fracture toughness test of 13ХМФ steel with FC (a, c, d) and FPB (b, e, f) microstructures at $+20^{\circ}\text{C}$ (c, e) and -50°C (d, f).

У сталі з FPB структурою руйнування кризьзеренним відколом можливе при $\sigma_{yy} = 1175$ МПа, що є достатнім для розвитку мікротріщин від мікрodefektів, утворених на найбільших ($C_0 = 2250$ nm) частках (рис. 2b). При цьому стає можливим поширення мікротріщин через межі зерен, діаметр яких перевищує $23 \mu\text{m}$. При $\sigma_{yy} = 1450$ МПа мікротріщини можуть зароджуватися від мікрodefektів розміром $C_0 > 1520$ nm і стає можливим поширення мікротріщин через межі зерен з розмірами $D > 15 \mu\text{m}$. Середня віддаль l_0 між частками з розмірами $1520 \dots 2250$ nm становить $\approx 11 \mu\text{m}$. Це значить, що практично у кожному зерні є принаймні одна частка, яка може ініціювати руйнування кризьзеренним відколом. Отже, вірогідність реалізації крихкого руйнування при $\sigma_{yy} = 1450$ МПа досягає $P_f = 1,0$.

Експериментально-розрахунковим шляхом встановлено, що критичне напруження σ_{yy} у вершині попередньо наведеної втомної тріщини під час руйнуван-

ня зразків SENB при 20°C становить 1250 МПа [14]. Вірогідність руйнування кризьзеренним відколом тут $P_f = 0,67$. Характер поширення тріщини узгоджується з результатами чисельного і металографічного аналізів (рис. 2e). Біля самої вершини відбулося квазістатичне підростання втомної тріщини за в'язким механізмом на глибину 30...50 μm . Виявлено, що зміна в'язкого механізму руйнування на крихкий (шляхом кризьзеренного відколу) відбувається в місці розташування максимуму розтягувальних напружень (на деякій віддалі від вершини тріщини) [14]. За випроб при -50°C напруження $\sigma_{yy} = 1330$ МПа і вірогідність руйнування кризьзеренним відколом $P_f = 0,93$. При цьому тріщина поширюється тільки за механізмом кризьзеренного відколу (рис. 2f).

Подібно проаналізували руйнування сталі з *BM* структурою (рис. 3). Її крихке руйнування стає можливим, коли $\sigma_{yy} > 1430$ МПа і виникають умови для зародження і розвитку мікротріщин від мікрodefektів розміром $C_0 \geq 1750$ nm (рис. 3a). Разом з тим мікротріщини, які зародилися від мікрodefektів завбільшки $C_0 \geq 315$ nm, можуть поширитися в навколишні зерна з розміром $D > 2,5$ μm тільки при $\sigma_{yy} = 3500$ МПа. Віддаль між частками з $C_0 \geq 315$ nm становить ~ 2 nm, отже, вони є в кожному зерні і можуть ініціювати руйнування кризьзеренним відколом. У цьому випадку вірогідність руйнування, якщо $\sigma_{yy} = 3500$ МПа, зростає до $P_f = 1,0$.

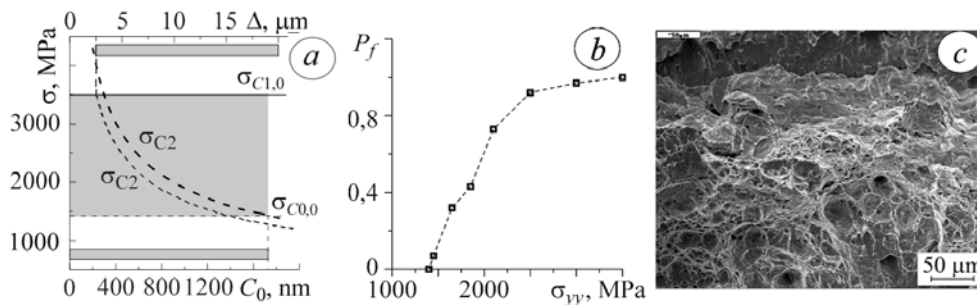


Рис. 3. Зміна критичних напружень σ_{c_2} , необхідних для поширення мікротріщин від дефектів на частках у межах окремих зерен, залежно від розмірів цих дефектів C_0 та σ_{c_3} , потрібних для подолання мікротріщинами меж суміжних зерен, залежно від довжини цих тріщин Δ (a), вірогідність руйнування кризьзеренним відколом P_f залежно від максимальних розтягувальних напружень попереду вершини тріщини σ_{yy} (b) та типове в'язке руйнування за випроб на статичну тріщиностійкість сталі 13ХМФ з *BM* мікроструктурою при 20°C (c).

Fig. 3. Change of the critical stresses, σ_{c_2} , needed for propagation of microcracks from the defects formed on the particles within separate grains, depending on the sizes of these defects, C_0 , and σ_{c_3} , required for microcracks growth through the boundaries of neighbouring grains, depending on lengths of these cracks, Δ , (a), probability of cleavage fracture, P_f , depending on maximum tensile stress ahead of the crack tip, σ_{yy} , (b) and ductile fractures obtained after fracture toughness test of 13ХМФ steel with *BM* microstructure at +20°C (c).

Отримані з аналізу мікроструктури залежності вірогідності руйнування кризьзеренним відколом P_f від рівня напружень σ_{yy} для сталі з *BM* структурою порівняли з результатами експериментально-чисельного аналізу (рис. 3b). Для зразків SENB, випробуваних при 20°C, за допомогою цього аналізу встановлено, що $\sigma_{yy} = 1420$ МПа [14]. За такого σ_{yy} вірогідність руйнування кризьзеренним відколом становить $P_f = 0$, що узгоджується з в'язким механізмом руйнування зразка за таких умов випроб (рис. 3c).

Для отримання розподілу часток за розмірами вважали, що однакові за розмірами карбіди розташовуються в матеріалі рівномірно. Водночас великі – в основному, вздовж меж зерен групами по декілька штук (3–5) [3, 8]. Віддаль між

цими скупченнями в ~ 5 разів перевищує її середнє значення l_0 . Тому на відрізьку довжиною $10 \cdot l_0$, напевно, знайдеться принаймні одне скупчення карбідів, від якого розпочнеться руйнування крізьзеренним відколом. Для поширення мікротріщини у навколишні зерна і реалізації крізьзеренного відколу з вірогідністю $P_f = 1,0$ віддаль r_C повинна, крім того, перевищувати розмір найбільшого зерна D_{\max} . З урахуванням цих двох умов критичну віддаль r_C у критерії РНР визначили як

$$r_C = \max \{10 \cdot l_0; D_{\max}\}. \quad (4)$$

Отже, віддаль r_C , на якій виникає крихке руйнування, залежить від розміру найбільшого зерна і віддалі між частками відповідних розмірів. Крізьзеренний відкол реалізується в сталі з *FC*, *FPB* і *BM* мікроструктурами з вірогідністю $P_f = 1,0$ за критичних напружень $\sigma_{C1,0} = 1250; 1450$ і 3500 МПа, і довжини r_C критичних відрізків 200; 110 і 20 μm відповідно.

Критичні напруження, визначені експериментально-чисельним аналізом [15], відповідають вірогідності руйнування крізьзеренним відколом $P_f \approx 0,7$. Це підтверджує фрактографічний аналіз зламів, оскільки попри домінування крихкого руйнування виявлено також невеликі зони в'язкого ямкового руйнування (рис. 2с і 2е).

РЕЗЮМЕ. Проанализированы условия зарождения и распространения микротрещин в ферритной стали 13ХМФ с различной микроструктурой с использованием критерия локального разрушения Ритчи, Нотта, Райса. С учетом размеров зерен и карбидов, а также их дисперсии оценена вероятность реализации хрупкого разрушения внутризеренным сколом при заданном уровне напряжения σ_{yy} во время испытаний на статическую трещиностойкость. Определены критические напряжения $\sigma_{C1,0}$ и расстояние r_C , при которых с вероятностью $P_f = 1,0$ реализуется разрушение внутризеренным сколом.

SUMMARY. The analysis of initiation and propagation of microcracks in various microstructures of the 13ХМФ ferritic steel was done by local fracture criterion of Ritchie, Knott and Rice. The probability of cleavage fracture for the set level of stress σ_{yy} was estimated taking into consideration the microstructural components of the material – grain size, size and dispersion of carbides. The critical stress level $\sigma_{C1,0}$ and critical length r_C were determined for various microstructure of steel for probability of cleavage fracture $P_f = 1.0$.

1. Крутасова Е. И. Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
2. Hernas A., Dobrzański J. Trwałość i niszczenie elementów kotłów i turbin parowych. – Gliwice: WPS, 2003 – 245 p.
3. Дзиоба І. Р. Властивості сталі 13ХМФ після експлуатації та деградації в лабораторних умовах // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2010. – № 3. – С. 65–72.
(Dzioba I. R. Properties of the 13HMF steel after operation and degradation under laboratory conditions // Materials Science. – 2010. – 46, № 3. – P. 357–364.)
4. Структурна деградація теплостійких сталей та її вплив на показники тріщиностійкості / Т. Стахів, І. Дзиоба, Б. Лонюк, О. Студент // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2002. – Спец. вип. № 3. – С. 67–72.
5. Влияние длительного термомеханического воздействия на трещиностойкость стали 12Х1МФ / О. Н. Романив, А. Н. Ткач, И. Р. Дзиоба и др. // Физ.-хим. механика материалов. – 1989. – № 2. – С. 87–92.
(Effect of long-term thermo-mechanical treatment on the crack resistance of the 12Kh1MF steel / O. M. Romaniv, A. N. Tkach, I. R. Dzioba, V. M. Siminkovich, A. A. Islamov // Materials Science. – 1989. – 25, № 2. – P. 202–208.)
6. Вплив експлуатаційної пошкоджуваності паропровідної сталі 12Х1МФ на характеристики її тріщиностійкості / О. М. Романів, Г. М. Никифорчин, І. Р. Дзиоба та ін. // Там же. – 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, O. Z. Student, B. P. Lonyuk // Ibid. – 1998. – 34, № 1. – P. 101–104.)

7. *Dzioba I.* Wpływ długotrwałej eksploatacji na własności złączy spawanych rurociągów energetycznych // *Energetyka*. – 2008. – **XVIII**. – P. 39–42.
8. *Dzioba I.* Wpływ składników mikrostruktury na własności mechaniczne i odporność na pękanie stali 13HMF // *Ibid.* – 2010 – **XXI**. – P. 48–51.
9. *Pineau A.* Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications // *Int. J. Fracture*. – 2006. – **138**, № 1–4. – P. 139–166.
10. *Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R.* On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // *J. of the Mech. and Physics of Solids*. – 1973. – **21**, № 6. – P. 395–410.
11. *McMeeking R. M. and Parks D. M.* On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding, ASTM STP 668. – Philadelphia: ASTM, 1979. – P. 175–194.
12. *Curry D. A. and Knott J. F.* Effect of microstructure on cleavage fracture stress in steel // *Metal Sci.* – 1978. – **12**, № 11. – P. 511–514.
13. *Neimitz A., Graba M., and Galkiewicz J.* An alternative formulation of the Ritchie-Knott-Rice local fracture criterion // *Engn. Fract. Mech.* – 2007. – **74**, № 8. – P. 1308–1322.
14. *Neimitz A., Galkiewicz J., and Dzioba I.* The ductile to cleavage transition in ferritic Cr–Mo–V steel: A detailed microscopic and numerical analysis // *Ibid.* – 2010. – **77**, № 13. – P. 2504–2526.
15. *Dzioba I., Gajewski M., and Neimitz A.* Studies of fracture processes in Cr–Mo–V ferritic steel with various types of microstructure // *Int. J. Pressure Vessel and Piping*. – 2010. – **87**. – P. 575–586.
16. *Modelling cleavage fracture of bainitic steels / A. Martin-Meizoso, I. Ocana-Arizarcorreta, J. Gil-Sevillano, M. Fuentes-Perez* // *Acta Metallurgica et Materialia*. – 1994. – **42**, № 6. – P. 2057–2068.
17. *Mechanisms and modeling of cleavage fracture in simulated heat-affect zone microstructures of a high-strength low alloy steel / A. Lambert-Perlade, A. Gourgues, J. Besson, et al.* // *Metal. & Mater. Trans.* – 2004. – **35A**, № 13. – P. 1039–1053.
18. *Ductile to brittle transition of an A508 steel characterized by Charpy impact test, Part I: experimental results / B. Tanguy, J. Besson, R. Piques, A. Pineau* // *Engn. Fract. Mech.* – 2005. – **72**, № 1. – P. 49–72.
19. *Argon A., Im J., and Safoglu R.* Cavity formation from inclusions in ductile fracture // *Metallurgical Transaction*. – 1975. – **6A**, № 4. – P. 825–837.
20. *Goods S. and Brown L.* The nucleation of cavities by plastic deformation // *Acta Metal.* – 1979. – **27**, № 1. – P. 1–15.
21. *Beremin F. M.* Cavity formation from inclusions in ductile fracture // *Metal. Trans.* – 1981. – **12A**, № 5. – P. 723–731.
22. *Владимиров В. И.* Физическая природа разрушения металлов. – М.: Металлургия, 1984. – 280 с.
23. *Smith E. and Barnby J. T.* The nucleation and growth of cleavage microcracks in mild steel // *Metal. Sci. J.* – 1967. – **1**. – P. 56–65.
24. *Lewandowski J. J. and Thompson A. W.* Micromechanisms of cleavage fracture in fully pearlitic microstructures // *Acta Metal.* – 1987. – **35**, № 7. – P. 1453–1462.
25. *Panasyuk V. V.* Strength and Fracture of Solids with Cracks. – Lviv: FMI NASU, 2002. – 465 p.
26. *Bhadeshia H. K. D. H.* Bainite in Steels. – London: Institute of Materials, 2001. – 458 p.
27. *Firstov S. A., Rogul T. G., and Shut O. A.* Hardening of Polycrystals in Passing from Microscopic to Nanostructured State // *Mater. Sci.* – 2009. – **45**, № 6. – P. 759–767.
28. *Dolby R. E. and Knott J. F.* Toughness of martensitic and martensitic-bainitic microstructures with particular reference to heat-affected zones // *J. of the Iron and Steel Institute*. – 1972. – **210**, June. – P. 857–865.
29. *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.
30. *Tweed J. H. and Knott J. F.* Micromechanisms of failure in C–Mn weld metal // *Acta Metal.* – 1987. – **35**, № 7. – P. 1401–1414.

Одержано 25.07.2011