

ТРАНСПОРТ І ЗБЕРІГАННЯ НАФТИ І ГАЗУ

УДК 539.4

ОЦІНКА ТРІЩИНОСТІЙКОСТІ МАГІСТРАЛЬНИХ ТРУБОПРОВОДІВ З ПОЗИЦІЇ δ_K -МОДЕЛІ

Є.І. Крижанівський, В.П. Рудко, О.О. Онищук, Д.Ю. Петрина
76019 м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15,

Показано, що коректну оцінку предельного состояния магистральных трубопроводов с трещинами возможно провести в рамках δ_K -модели, которая учитывает существенную пластическую деформацию, сопровождающую квазихрупкое распространение трещины в сравнительно вязких конструкционных сталях. Приведены зависимости вязкости разрушения стали 17Г1С-У от температур отпуска и испытаний. Установлена взаимосвязь критического раскрытия трещины с микроструктурой изломов образцов.

На сьогодні працездатність магістральних трубопроводів визначається на основі класичних методів розрахунку за допустимими приведеними напруженнями [1]. Однак ці методи не здатні забезпечити правомірну оцінку працездатності конструкцій при наявності в них тріщин. В той же час збільшення інтенсивності відмов магістральних трубопроводів з часом експлуатації пов'язують з двома причинами – розвитком дефектів типу тріщин і старінням металу. Остання виявляється в тому, що звичайні характеристики міцності – границі міцності (σ_B) і текучості (σ_T) – зростають, викликаючи ілюзію збільшення залишкової міцності. Насправді ж, небезпека старіння металу полягає в погіршенні властивостей пластичності та тріщиностійкості. Ось чому оцінка залишкової міцності магістральних трубопроводів – це, насамперед, оцінка їх здатності чинити опір розвитку тріщин. Найчастіше такі проблеми вирішуються шляхом аналізу міцності тіл з тріщинами через критичні коефіцієнти інтенсивності напружень (K_{IC}). Однак, останнім часом в нау-

It is shown, that the correct estimate of limiting condition of long distance pipe lines with cracks is possible to make within the framework of a δ_K -model which takes into account the essential plastic strain following a quasi-cleavage crack propagation in rather viscous structural steels. Dependences of a fracture toughness of 17Г1С-У steel on temperatures of tempering and tests are instanced. The correlation between critical crack opening displacement and a specimen fractures microstructure is determined.

ковій літературі все більше утверджується думка про необхідність проведення в таких випадках додаткового розрахунку за теорією граничного стану, щоб гарантувати відсутність руйнування за механізмом пластичного колапсу [2]. Вважають, що комплексний розгляд з єдиних позицій крихкого руйнування і пластичного колапсу з врахуванням різних особливостей конструкції та експлуатаційних умов з найбільшою повнотою є можливим у рамках двокритеріальних підходів [3].

Цей підхід був запропонований у 1975 році [4], а в роботі [5] використаний для оцінки залишкової міцності магістральних трубопроводів з тріщинами та зафіксований у відомчих будівельних нормах України [6].

Така методика розрахунку тріщиностійкості магістральних трубопроводів є більш прогресивна, ніж за однокритеріальною схемою.

Однак правомірною оцінкою тріщиностійкості трубних сталей за показниками критичних коефіцієнтів інтенсивності напружень пов'язана із значними труднощами, так як для

них звичайно не виконуються обмеження, що накладаються лінійною механікою руйнування на величину пластичної деформації в вершині тріщини з врахуванням довжини останньої та розмірів досліджуваних зразків. В зв'язку з обмеженістю довідкової інформації про K_{IC} для трубних сталей, а також через певні методичні труднощі при його експериментальному визначенні, дозволяється використання науково обґрунтованих кореляційних залежностей K_{IC} і ударної в'язкості [6, с.6]. Однак ці залежності потребують також подальшого вивчення. Тут, в першу чергу, слід мати на увазі, що механізми руйнування при випробуваннях на K_{IC} і ударну в'язкість можуть бути різними навіть при однакових температурах випробувань, а отримані результати приведуть до помилкових висновків.

Отже, питання про квазікрихке поширення тріщини в порівняно в'язких конструкційних сплавах, яке супроводжується суттєвою пластичною деформацією, слід віднести до числа найбільш актуальних в проблемі руйнування. Тому для названих матеріалів стає важливим аналіз працездатності, оснований на вимірюванні іншого параметру – критичного розкриття тріщини δ_k . Теоретичні основи δ_k -моделі сформульовані в роботах [7-9] і знайшли широке застосування в практиці оцінки в'язкості руйнування низько- і середньоміцних сталей. Перші спроби застосувати δ_k - модель для оцінки роботоздатності трубопроводів були зроблені під керівництвом професора Шлапака Л.С. [10]. Однак ці дослідження знаходяться в початковому стані. Короточасне поширення тріщини вивчали в сталі 17Г1С-У. Зразки вирізали з труби діаметром 1020 мм, товщина стінки 12 мм, хімічний склад відповідав ТУ 14-1-1950-77.

Механічні властивості основного металу були такими: границя міцності $\sigma_b = 600$ МПа, границя текучості $\sigma_t = 425$ МПа, відносне видовження $\delta = 26\%$, ударна в'язкість $KCV = 39$ Дж/см² при $T = 273$ К і $KCV = 45$ Дж/см² при $T = 233$ К. Різний ракурс пластичності досягався зміною температури відпуску в широких межах - від 370 до 920 К (в усіх випадках тривалість відпуску складала 2 години). Випробування проводили на прямокутних балочних зразках з односторонньою базовою втомною тріщиною при чистому згині з допомогою розривної машини УМ-5А.

Розміри поперечного перерізу зразка: ширина 6 мм, висота бруто 18 мм, висота нетто (на місці наведення тріщини) 9 мм. Діаграми "навантаження – зміщення давача розкриття тріщини" фіксували двокоординатним самопи-

сцем ПДС -021.) В якості давача розкриття тріщини використовували двокоординатний пружинний тензорезистор [11]. Істинне розкриття тріщини визначали, перераховуючи за формулою [11] розкриття давача. Оцінку зміщення, яке відповідало критичному розкриттю, проводили з врахуванням рекомендацій, що даються в згаданій роботі [4 с.65].

Прийнята методика запису характеристик розкриття тріщини давала можливість також у випадку малопластичних сталей визначати опір поширенню тріщини через K_{IC} . Аналіз показав, що для сталі 17Г1С-У адекватна оцінка K_{IC} на балочних зразках вказаного розміру можлива при температурі відпуску нижче 600К.

Переважає більшість наших досліджень була проведена при кімнатній температурі (рисунк 1а).

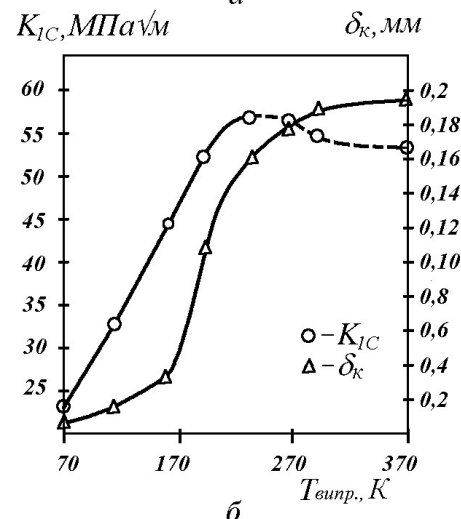
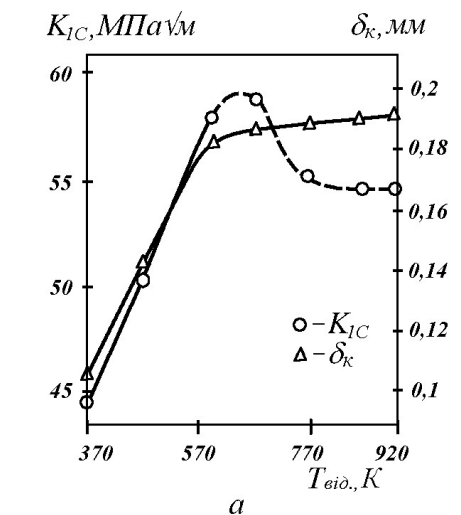
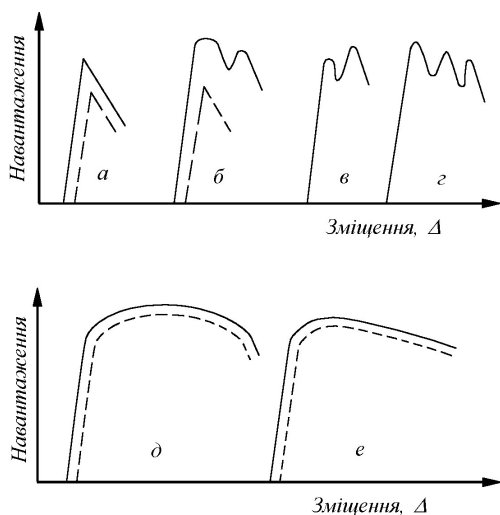


Рисунок 1 - Зміна характеристик в'язкості руйнування сталі 17Г1С-У залежно від температури відпуску(а) та температури випробувань (б)

Для зразків прийнятого розміру оцінка схильності до крихкого руйнування за величиною δ_k (на відміну від K_{IC}) може бути проведе-

на на всьому діапазоні температур відпуску. Вище температури відпуску 600К значення K_{IC} були недостовірними (пунктирна лінія на графіку). Оскільки трубні сталі використовуються в експлуатації в основному в нормалізованому стані, то була також проведена оцінка зміни характеристик в'язкості руйнування таких сталей залежно від температури випробувань.

Як видно з рис.1б з підвищенням температури випробувань значення K_{IC} різко зростає. При $T_{випр}=240K$ і вище параметр K_{IC} стає недостовірним. Отже, при роботі магістральних трубопроводів до 240К оцінку їх тріщиностійкості можна проводити за K_{IC} . При вищих температурах експлуатації таку оцінку необхідно здійснювати за δ_k критерієм, який є достовірним на всьому діапазоні температур випробувань (рис.1б). З наведених даних видно переваги δ_k -методу для пластичних сталей, стосовно до яких на зразках прийнятого розміру неможливо дати належну оцінку K_{IC} . Відзначимо також, що аналіз рисунку 1 може привести до суперечливого висновку: ріст значень δ_k в діапазоні температур відпуску вище 600К і температур випробувань вище 240 К свідчить про зростання опору поширенню тріщини, а спад K_{IC} стверджує протилежне. Справа в тім, що в даному випадку не виконуються умови плоскої деформації, тому оцінка K_{IC} тут неможлива.



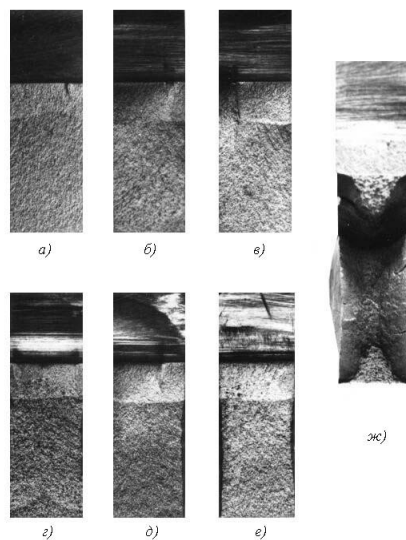
а – $T_{відп}=370 K$; б – з – $T_{відп.} = 600K$;
 д – $T_{відп.}=670K$; е – $T_{відп.}=770K$

Рисунок 2 - Характерні діаграми руйнування балочних зразків з наведеними втомними тріщинами, записані з метою визначення δ_k для гартованої сталі 17Г1С-У:

Штриховими лініями показано поширення тріщини при наявності в її вершині дистильованої води

Характер зміни δ_k відображається на діаграмах руйнування (рисунок 2) і в макробудовах зламів (рисунок 3). Після низьких відпусків (340К, 470К) руйнування зразків проходить крихко, без явних слідів пластичної деформації, про що свідчить вид діаграми руйнування (рисунок 2а) та відкольний характер макрозламу (рисунок 3а-в). З підвищенням температури відпуску до 600 К вид діаграм руйнування істотно змінюється.

Це стосується насамперед низхідної вітки діаграм, оскільки внаслідок підвищеної пластичності матеріалу початкове спонтанне поширення тріщини припиняється. Для реалізації дальшого спонтанного поширення тріщини необхідне її попереднє повільне підростання за "в'язким" механізмом. Будова діаграм записаних для зразків, відпущених при 600К, свідчить про те, що долам зразка може супроводжуватись одноразовою (рисунок 2б, 2в) та багаторазовою (рисунок 2г) зміною механізму руйнування. Все це означає, що у згаданих випадках, в зв'язку з підвищеною в'язкістю матеріалу, в системі зразок-машина накопичується недостатня кількість енергії для дальшого спонтанного поширення тріщини; тоді, враховуючи певне зниження навантаження, необхідне додаткове розкриття попередньо видовженої тріщини з метою доведення його до критичного значення



а – відпуск 370К; б, в – 470К; з – 600К; д, е – 670К; ж – 770К

Рисунок 3 – Злами балочних зразків з попередньо наведеними втомними тріщинами, зруйнованими з метою визначення δ_k

δ_k . Цікаво відзначити, що такого роду зупинки тріщини мають також часом місце на висхідній вітці діаграм (рисунок 2в). Стрибокподібний характер діаграм руйнування (рисунок 2 б-г) знаходить своє відображення на макрозламах у вигляді поперечних смужок, що свідчить про зміну мікроструктури зламу при переході від сповільненого до спонтанного поширення тріщини. Немалу роль у реалізації стрибкоподібного характеру поширення тріщини і, зокрема, в гальмуванні швидкості її росту відіграють зрізові губки на бокових поверхнях зразка, що появляються при 600К і свідчать про мішаний характер руйнування (в умовах плоского напруженого стану біля поверхні та плоскої деформації у серцевині зразка). Після відпуску при 670К в'язкість матеріалу стає настільки великою, що при існуючому розмірі зразків рівень K_{IC} не може бути визначений. На це вказує як своєрідний плавний характер діаграм руйнування (рисунок 2д), так і вигляд зламів із значними зрізовими "косячками". При дальшому підвищенні температури відпуску (до 770К) вигляд діаграми змінюється ще більше (рисунок 2е), переважальним стає зрізовий характер руйнування (рисунок 3ж). В останньому випадку при визначенні δ_k доводиться брати до уваги повільний докритичний ріст тріщини. Зразки в цьому випадку до розламу не доводились: вони тільки прогинались. Тому на рисунку 3ж зафіксований вид зверху такого прогнозованого зразка.

Характер руйнування зразків дуже зручно оцінювати часткою в'язкого зламу в перерізі. Щоб визначити цю величину (позначимо її через V) потрібно знайти відношення площі в'язкого зламу в плані зразка до всієї площі зламу зразка. Представимо ці відношення залежно від температури випробувань нормалізованих зразків (рисунок 4).

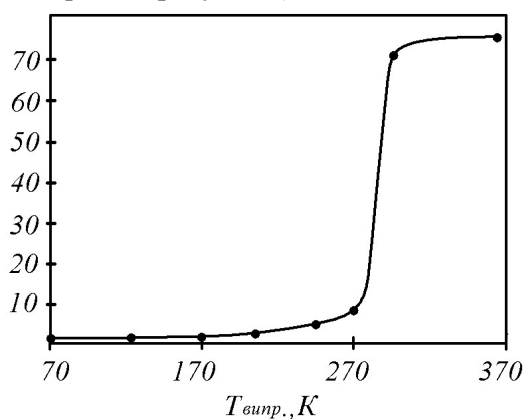


Рисунок 4 – Зміна частки в'язкого зламу залежно від температури випробувань нормалізованої сталі 17Г1С-У

Як видно з рисунка 4, частка в'язкого зламу зразків, випробуваних до 240 К, невелика. Це дає можливість визначити параметр K_{IC} . Однак недостовірним значенням K_{IC} (рисунок 1б) відповідає різкий підйом частки в'язкого зламу. Залежність, наведена на рисунку 4, відтворює крихко-в'язкий перехід для зразків зі сталі 17Г1С-У з наведеними тріщинами при випробуваннях на згин. Нижня температура холодноламкості його становить ~ 240 К. До речі, нижче цієї температури достовірність значень K_{IC} не викликає сумніву.

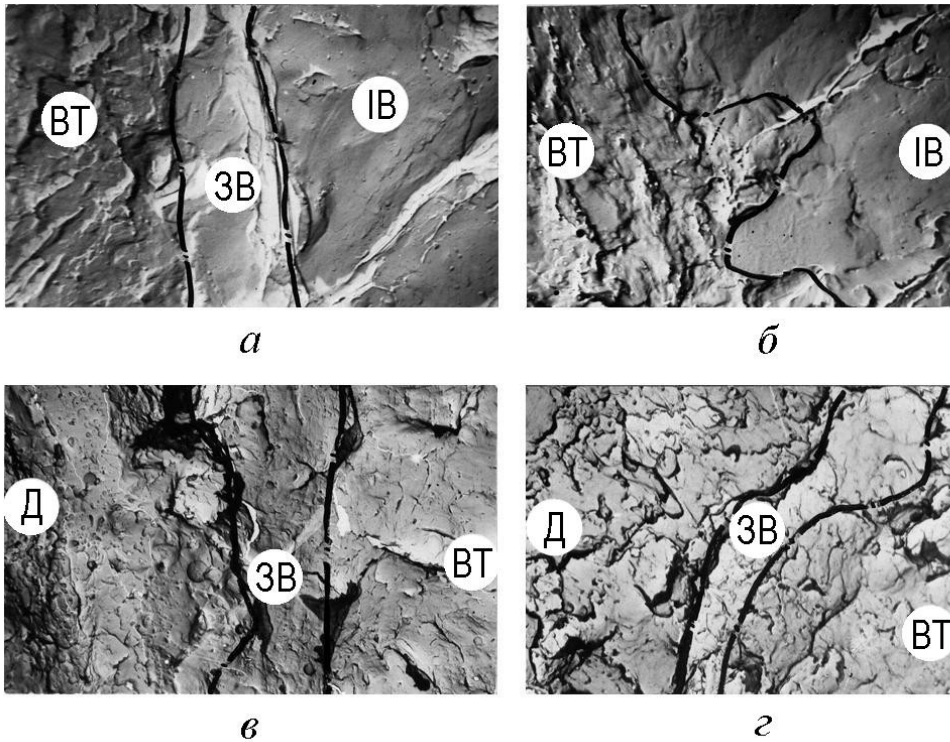
Отже, проведений аналіз макробудови зламів, утворених при визначенні критичного розкриття тріщини, дав можливість визначити їх особливості, коли поширення тріщини йде при наявності суттєвої пластичної деформації, недопустимої при випробуваннях для підрахунку K_{IC} .

З іншого боку, актуальним є питання про можливу кореляцію величини δ_k з певними мікрогеометричними характеристиками зламів.

При електроннофрактографічному аналізі зламів слід мати на увазі відмінність мікробудови зрізових косячків та центральної плоскої частини зламу. Перші повністю покриті мікроутвореннями в'язкого типу (димпли та площини гладкого розшарування), а центральна частина зламу має часто багаті складнішу будову. Безпосередньо до втовної ділянки (ВТ) прилягає зона витяжки (ЗВ). Остання у сталей, відпущених при 370К, звичайно змінюється ділянкою відкольного інтеркристалітного (ІВ) руйнування (рисунок 5а).

У високовідпущених (рисунок 5б) і нормалізованих (рисунок 5в,г) сталей зона витяжки завжди переходить у ділянку димплів (Д), які до кінця покривають центральну частину зламу. Специфічну мікробудову має центральна ділянка зламів зразків, які руйнувалися за схемами б-г (рисунок 2); в міру віддалення від лінії втоми відповідно до стрибкоподібного характеру діаграми руйнування спостерігається послідовне чергування відкольних і димплових ділянок. Систематичні спостереження, проведені в області витяжки, показали, що, в міру підвищення температур відпуску та випробувань, ширина зони істотно збільшується (таблиця 1).

Максимальної ширини зона витяжки досягає на нормалізованих зразках при температурі випробувань 365 К (19,7 мкм). На рисунку 5в,г наведено приклади утворення широких зон витяжки на зразках, яким звичайно відповідали великі значення δ_k . Із зростанням ширини зони витяжки її поверхня, як правило, гладкішає, проте на ній чітко виступають хвилясті



а – відпуск 370К; б – відпуск 670К; в,г – нормалізація; а,в,г – $\times 3000$; б – $\times 1500$
 Рисунок 5 – Характерні мікрофрактограми зламів зразків, призначених для оцінки δ_k

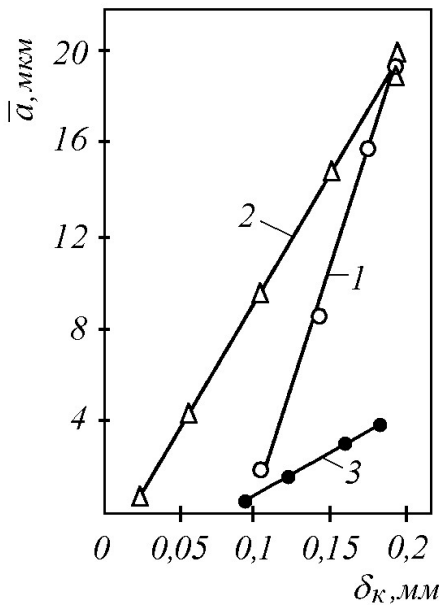


Рисунок 6 – Залежність ширини зони витяжки \bar{a} від δ_k при зміні температури відпуску (1- випробування на повітрі, 3 – в присутності дистильованої води) і температури випробувань (2) для нормалізованої сталі

Таблиця 2 - Вплив дистильованої води на в'язкість руйнування сталі 17Г1С-У

Температура відпуску, К	
370	
470	
600	
Нормалізована	
$K_{IC}, \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}; \delta_k, \text{мкм}$	$\delta_k, \text{мкм}$
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
K_{IC}	δ_k
Випробування на повітрі	
K_{IC}	45,8
K_{IC}	110
K_{IC}	50,8

боріздки, очевидні наслідки поетапного зсувного поширення тріщини. Слід відзначити, що поява зони витяжки пов'язана з стартом втом-

ної тріщини незалежно від того, відповідає цей старт спонтанному чи повільному росту тріщини. В місці переходу зламу з докритичної на

критичну ділянку зона витяжки більше не спостерігається.

Таблиця 1 - Зв'язок зони витяжки з критичним розкриттям тріщини

Твід., К	Твипр., К	\bar{a} , мкм	δ_k , мкм	δ_k^a , мкм	δ_k/δ_k^a
370	293	1,9	110	39,3	2,8
470	293	8,7	140	60,9	2,3
600	293	15,4	170	56,7	3,0
770	293	19,3	192	51,9	3,7
Нормалізація	293	19,5	193	41,1	4,7
Нормалізація	365	19,7	195	41,5	4,7
Нормалізація	240	14,5	157	38,3	4,1
Нормалізація	200	9,2	120	31,6	3,8
Нормалізація	160	4,3	55	18,3	3,0
Нормалізація	77	0,7	22	7,6	2,9

При розрахунку δ_k^a приймали $A=0,001$, $B=0,002$ [12]

Маючи в своєму розпорядженні дані про ширину зони витяжки сталі 17Г1С-У з різним ресурсом пластичності, можна перейти до питання про імовірну кореляцію її з критичним розкриттям тріщини. Такі спроби уже робились окремими дослідниками, проте ніхто з них не проводив прямого вимірювання δ_k , а обмежувались тільки його аналітичною оцінкою для випадку малої пластичності [11]:

$$\delta_k^a = \frac{K_C^2}{\sigma_{0,2} E}. \quad (1)$$

Результати проведених нами визначень усередненої ширини зони витяжки для сталі 17Г1С-У після відпуску в діапазоні 370-920К та нормалізації, а також після випробувань нормалізованої сталі в діапазоні 70-370К показали, що між шириною зони витяжки \bar{a} і критичним розкриттям тріщини існує лінійна залежність (рисунк 6).

Для випадку малої пластичної деформації в вершині тріщини такий висновок може бути зроблений з уже відомих співвідношень між \bar{a} і критичним коефіцієнтом інтенсивності напружень [12]:

$$\bar{a} = B \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_{0,2}} \right)^2 - A, \quad (2)$$

де A і B – константи матеріалу.

Виходячи з рівнянь (1),(2) та відомого співвідношення [11] $G_{1C} = \frac{K_{1C}(1-\mu^2)}{E}$, вираз

для аналітичної оцінки δ_k^a можна записати в такому вигляді:

$$\delta_k^a = \frac{\sigma_{0,2}(1-\mu^2)}{BE} (\bar{a} + A), \quad (3)$$

де E і μ – модуль Юнга і коефіцієнт Пуассона відповідно.

Таким чином, якщо границя текучості змінюється неістотно, залежність між δ_k^a і \bar{a} набуває лінійного характеру. Проте лінійне співвідношення між \bar{a} і δ_k ми спостерігали на всіх досліджуваних діапазонах температур відпуску та випробувань, тобто також при поширенні тріщини з суттєвою пластичною деформацією та в широкому діапазоні змін границі текучості. Слід відзначити, що ці співвідношення залежать від структурного стану матеріалу, а тому їх характер може бути різним (співвідношення 1 і 2 на рисунку 6).

В усіх випадках (таблиця 1) одержані експериментально значення δ_k суттєво більші від \bar{a} (при високій пластичності приблизно на один порядок).

Це означає, що зона витяжки не займає всю ділянку локальної пластичної деформації, а тільки вихідну вузьку стартову смугу, решта площини зламу заповнена звичайно димпами або відкольними фасетками (при випробуваннях низькопластичної сталі або при низьких температурах). Не можна не звернути увагу на повну невідповідність значень критичного розкриття тріщини δ_k^a , одержаних за формулами (1) – (3), і величин значень δ_k , встановлених експериментально з допомогою відомих і широко випробуваних методик [11]. Як видно з таблиці 1 δ_k в 2,3 – 4,7 разів більше δ_k^a . Так як ця невідповідність виявляється не тільки в пластичних, але й у порівняно крихких сталях на зразках, для яких визначення K_C і K_{1C} може

бути здійснене достатньо точно, то можна припустити, що використовувані методики не дають можливості виміряти абсолютний рівень δ_k^a , а тільки величину, пропорційну цим значенням. Проте від цього існуючі методики вимірювання δ_k не гублять своєї цінності як засіб визначення схильності матеріалів до крихкого руйнування.

Ми вивчали також вплив поверхнево-активного зовнішнього середовища на критичне розкриття тріщини та мікробудову зламів сталі 17Г1С-У. Як середовище вибрали дистильовану воду, в якій часто доводиться експлуатувати трубопроводи.

Дані таблиці 2 і рисунка 6 ілюструють вплив дистильованої води на характеристики опору поширення тріщин δ_k і, частково, K_{IC} .

Найбільш суттєвим є вплив поверхнево-активного середовища на δ_k і K_{IC} відпущеного мартенситу.

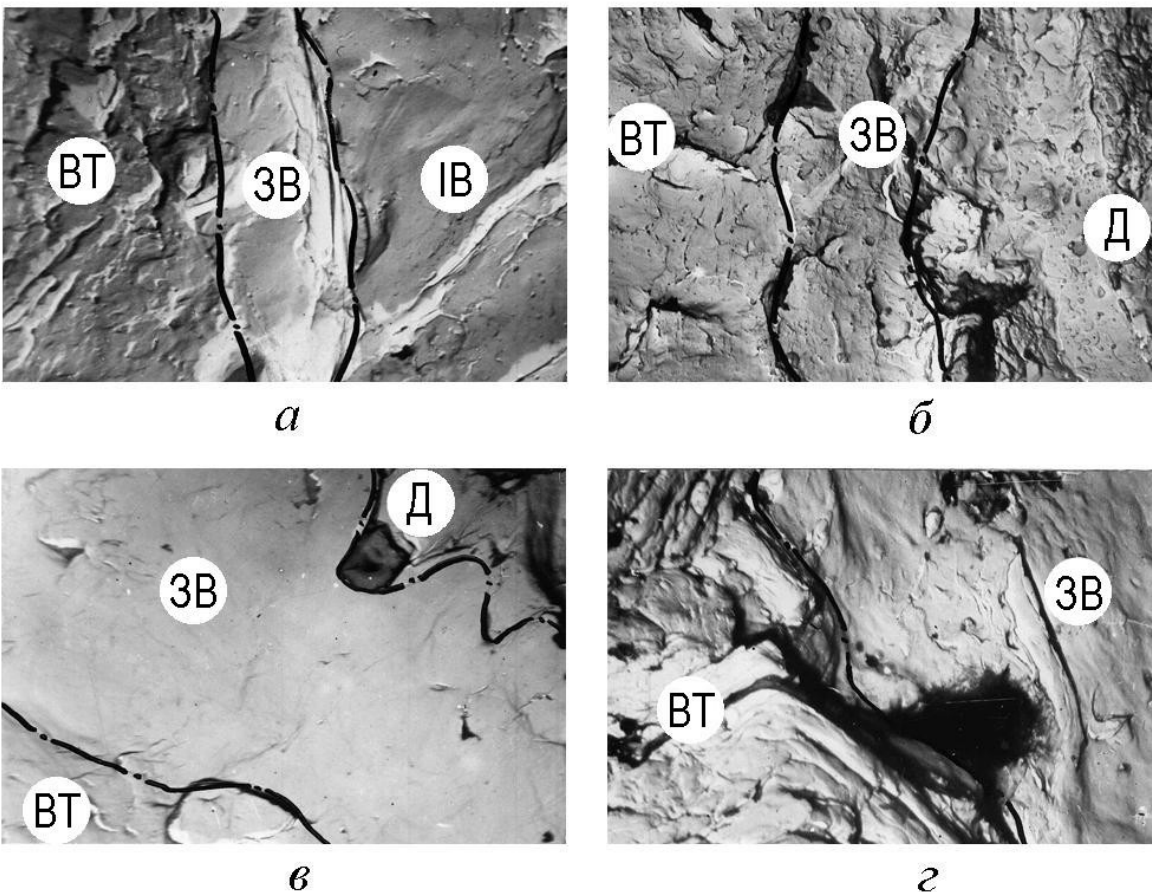
В цьому випадку дистильована вода зме-

ншує δ_k на 17%. З ростом температури відпуску вплив середовища слабне, проте він відчувається навіть після нормалізації, зменшуючи δ_k майже на 7%.

Такий характер дії середовища чітко проявляється в мікроструктурі зламів, утворених при короточасному руйнуванні зразків з наведеними тріщинами, і відображається на діаграмах руйнування (рисунок 2). Відзначимо те, що при випробуваннях у воді на діаграмах зникає стрибкоподібний характер руйнування зразків (рисунок 2б-г). Мікрофрактографічним аналізом встановлено, що в низьковідпущеній сталі 17Г1С-У вузька зона витяжки, яку спостерігали безпосередньо після втомної ділянки зламу (рисунок 7а), під впливом середовища усувається зовсім, а короточасне поширення тріщини йде шляхом інтеркристалітного відколу (рисунок 7б).

В нормалізованих сталях рідке середовище вже не усуває перехідної зони витяжки, але її ширина звужується (рисунок 7в і 7г).

З рисунка 6 видно, що в присутності дис-



17Г1С-У при випробуваннях на повітрі (а,в) і в дистильованій воді (б,г) : а,б –відпуск 470К, $\times 3000$; в,г – нормалізація, $\times 1500$

Рисунок 7 – Характерні мікрофрактограми стартових ділянок поширення тріщини в сталях

тильованої води зберігається лінійна залежність між δ_k і \bar{a} . Однак співставлення кривих 1 і 3 свідчить про те, що при однаковій величині δ_k низьковідпущена сталь, випробувана на повітрі, і більш пластична сталь, випробувана в рідкому середовищі, мають різну ширину зони витяжки. Значить, не дивлячись на рівність δ_k , під впливом рідкого середовища зона витяжки різко звужується. Таким чином, механізм адсорбційного зниження ефективної поверхневої енергії полягає, перш за все, в ослабленні бар'єрної дії зони витяжки, якій належить особлива роль в забезпеченні високого рівня в'язкості руйнування.

Поверхнево-активне середовище суттєво змінює морфологію та розмір поверхневих утворень на ділянках короткочасного руйнування. Під впливом середовища виникають більш гладкі фасетки міжзеренного руйнування, без помітних слідів пластичної деформації, характерних при випробуваннях на повітрі. Рідке середовище зменшує також розмір димплів, які спостерігаються в зламах високопластичної сталі безпосередньо за зоною витяжки.

Отже, наведені вище дані наочно свідчать про правомірність і доцільність використання δ_k -моделі для оцінки тріщиностійкості магістральних трубопроводів з дефектами

Література

1. Бородавкин П.П., Березин В.Л. Сооружение магистральных трубопроводов.- М.: Недра, 1987.-471с.
2. Brock D. The practical use of fracture mechanics.- Dordrecht: Kluwer Academic Publishers, 1989. -522 p.
3. Milne I. ESIS guideline for the selection and use of methods for assessment of the integrity of structures and components containing defects. Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Struct. - 1991. - V.14, №8. - P.797-804.
4. Dowling A.R., Towley C.H.A. The effect of defect on structural failures: a two-criterial approach// Int. J. Pres. Ves. And Piping. - 1975. - Vol.3, №2. - P.77-107.
5. Ориняк О.В. Тороп В.М. Вислобичський П.А. Методологія оцінки залишкової міцності магістральних трубопроводів з тріщинами//Нафтова і газова промисловість. - 1998. - №1.-С.31-36.
6. ВБН В.2.3-00018201.04-2000. Розрахунки на міцність діючих магістральних трубопроводів з дефектами. - Київ: Держнафтогазпром, 2000. -57с.
7. Леонов М.Я., Панасюк В.В. Развитие найдрібніших тріщин в твердому тілі//Прикладна механіка. -1959.-5,№4.-С.391-401.
8. Панасюк В.В. До теорії поширення тріщин при деформації крихкого тіла//Доп. АН УРСР. - 1960. -9. -С.1185-1189.
9. Леонов М.Я. Элементы теории хрупкого разрушения//Журн. прикл. механики и техн. физики. -1962.-№3.-С.85-92.
10. Розганюк В.В. Удосконалення методики діагностування технічного стану та способів ремонту магістральних газопроводів. Автореф. дис. канд. техн. Наук. - 05.15.13 / Івано-Франківський державний технічний університет нафти і газу. Івано-Франківськ, 2000.-24с.
11. Механика разрушения и прочность материалов.: Справ. пособие: В 4-х т./Под. общей ред. Панасюка В.В. -Київ: Наук. думка, 1988.-Т.3: Характеристики кратковременной трещиностойкости материалов и методы их определения/Ковчик С.Е., Морозов Е.М. -436с.
12. Романив О.Н., Зима Ю.В., Петрина Ю.Д. Микростроение изломов и вязкость разрушения закаленных сталей.//Физ.-хим. механика материалов.-1973.-№1.-С.3-8.