

ТРАНСПОРТ ТА ЗБЕРІГАННЯ НАФТИ І ГАЗУ

УДК 620.178:620.181

ОЦІНЮВАННЯ ДЕГРАДАЦІЇ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 17Г1С МАГІСТРАЛЬНОГО ТРУБОПРОВОДУ

Д.Ю. Петрина

ІФНТУНГ, 76019, м. Івано-Франківськ, вул. Карпатська, 15, тел.(03422) 42342,
e-mail: public@nuing.edu.ua

Досліджено зміни механічних властивостей та механізмів руйнування зварних з'єднань трубної сталі 17Г1С.

Вказано, що, на відміну від основного металу трубопроводу, для якого інтегральні механічні властивості практично не чутливі до зміни стану металу внаслідок експлуатації, для металу шва такі характеристики, як твердість, міцність на розтяг та ударна в'язкість є чутливими до його деградації.

Розглянуто деякі аспекти механізмів руйнування зварних з'єднань під дією наводненого середовища.

Ключові слова: магістральний трубопровід, трубна сталь, механічні властивості, деградація, зварне з'єднання, пришовна зона.

Исследованы изменения механических свойств и механизмов разрушения сварных соединений трубной стали 17Г1С.

Показано, что в отличие от основного металла трубопровода, для которого интегральные механические свойства практически нечувствительны к изменению состояния металла при его эксплуатации, для металла шва такие характеристики, как твердость, прочность при растяжении и ударная вязкость чувствительны к деградации. Рассмотрены некоторые аспекты механизмов разрушения сварных соединений при воздействии наводороженной среды.

Ключевые слова: магистральный трубопровод, трубная сталь, механические свойства, деградация, сварное соединение, пришовная зона.

The changes of mechanical properties and fracture mechanisms of welding joints of pipe steel 17Г1С have been investigated.

It is shown that unlike the base metal of pipeline, integral mechanical properties of wch practically are insensitive to changes in metal state because of service, such properties as hardness, tensile strength and impact toughness are sensitive to degradation of the weld metal. Some of aspects of fracture mechanisms of welded joints influenced by hydrogenated medium have been examined.

Key words: main pipeline, pipe steel, mechanical properties, degradation, welded joint, near-weld zone.

В Україні постійно зростає відсоток магістральних трубопроводів із відпрацьованим нормативним терміном. За сумісного тривалого впливу робочого середовища та механічних навантажень матеріал трубопроводів стає схильним до крихкого руйнування. Причиною експлуатаційних пошкоджень цих конструкцій все частіше стають зварні з'єднання, з якими пов'язано 70...80% усіх відмов магістральних трубопроводів [1]. Сприяє цьому їх макро- і мікронеоднорідність за хімічним складом, структурою та механічними властивостями.

Для надійної оцінки подальшого ресурсу трубопроводів необхідний комплексний підхід, основними складовими якого є визначення напруженого стану труби з врахуванням корозій-

них пошкоджень та інших дефектів і встановлення характеру зміни механічних властивостей матеріалу труби за довготривалий час експлуатації.

Що стосується питання визначення напруженого стану труб і їх зварних з'єднань з врахуванням різних експлуатаційних чинників, то такі дослідження наразі набули поширення [1-4]. Отримані також перші результати з впливу тривалої експлуатації магістральних нафто- і газопроводів на деградацію фізико-механічних і хімічних властивостей матеріалів у об'ємі стінки труби [5]. Однак зміна цих властивостей для зварних з'єднань трубопроводів залишається практично не вивченою.

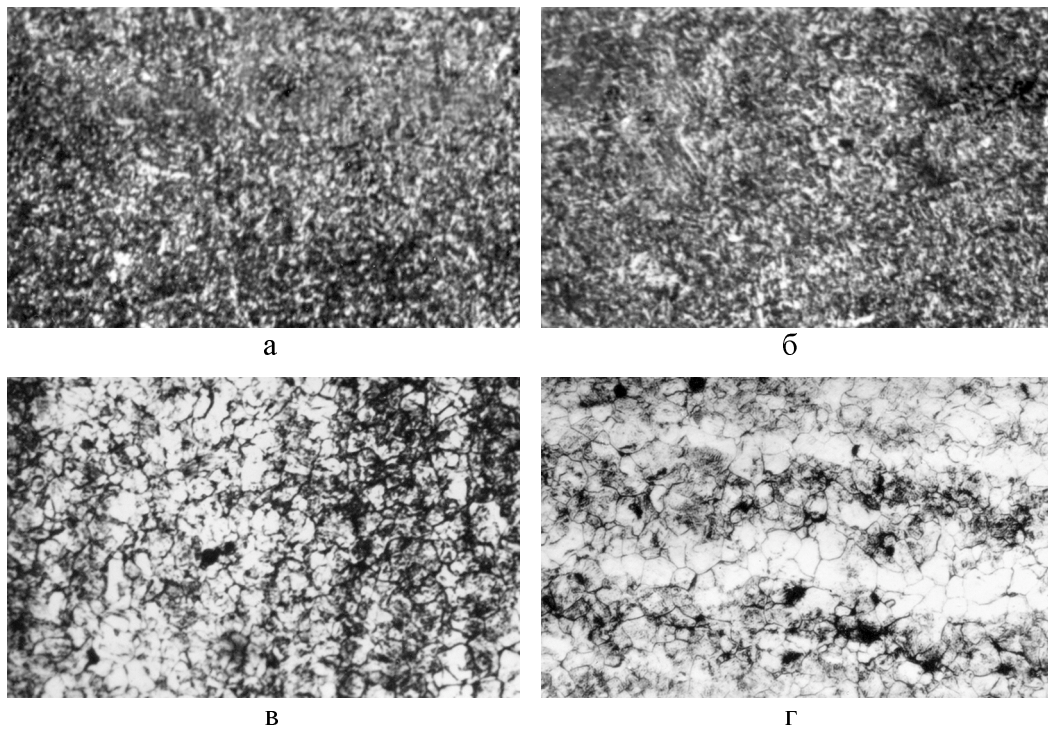


Рисунок 1 – Мікроструктура (а, б) та величина аустенітного зерна (в, г) зразків з сталі 17Г1С, вирізаних з контрольних (а, в) і експлуатованих (б, г) труб. x200

Як бачимо, оцінювання деградації зварних з'єднань магістральних трубопроводів є особливо актуальним завданням для України, адже їхні непрогнозовані руйнування призводять до значних економічних затрат і тяжких екологічних наслідків.

Зразки вирізали вздовж твірної труби зі зварним швом. За експлуатовану слугувала труба діаметром 1420 мм, товщиною стінки 20 мм з трубопроводу «Долина-Ужгород», яка пробула в експлуатації 28 років. Контрольні зразки отримували ручним електродуговим зварюванням електродами УОНИ-13/55, які попередньо прогартовувались протягом однієї години за температури 560К. Сила струму при зварюванні становила 210А.

Стан нового та деградованого металів зварних з'єднань (ЗЗ) оцінювали найширше за інтегральними механічними характеристиками, такими як твердість, міцність і пластичність на розтяг та ударна в'язкість. Механічні властивості за розтягу визначали на циліндричних зразках двох типів, орієнтованих вздовж осі труби. Перший тип – з гладкою робочою частиною діаметром 3 мм, що охоплює всі зони ЗЗ: зварний шов (ЗШ) у центрі завширшки 3...4 мм, зони термічного впливу (ЗТВ) до 11 мм по обидва боки від ЗШ і основний метал (ОМ). Другий тип – зразок діаметром 5 мм з круговим вирізом глибиною 1 мм у певній зоні ЗЗ. Зразки випробовували зі стандартною швидкістю навантаження $3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ на машині УМЕ-10Т, додатково оснащений електрохімічною коміркою. В комірку, яка охоплювала робочу частину зразків, провдили їх наводнювання за різної густини струму катодної поляризації. Використовували водні розчини сірчаної кислоти з різною

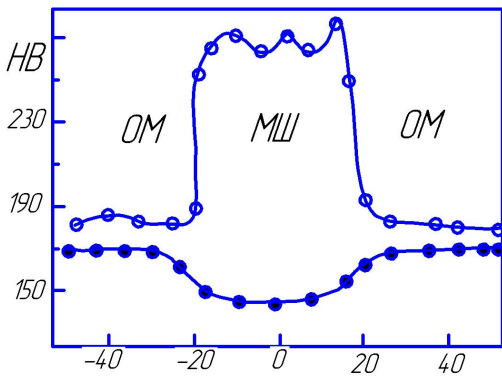
наводнювальною здатністю: рНО з додаванням 2 г/л інгібітора корозії триполіфосфату та стимулятора наводнювання – тіосечовини і рН1 з додаванням 2 г/л інгібітора корозії. Ударну в'язкість визначали на зразках, вирізаних вздовж осі труби та перпендикулярно до неї.

Статичну тріщиностійкість J_{IC} визначали шляхом побудови R-кривих за методикою багаторазового часткового розвантажування балкових зразків, навантажених триточковим згином. Характеристики циклічної тріщиностійкості визначали за асиметричного циклічного розтягу зразків дотримуючись рекомендацій [6].

Мікроструктура неексплуатованого металу шва (МШ) має вигляд стовпчастих кристалітів (рис. 1а). Останні морфологічно наслідують колишні зерна аустеніту. Вздовж їх меж розміщені феритні облямівки. Переважальною для зерен колишнього аустеніту є структура голкового фериту.

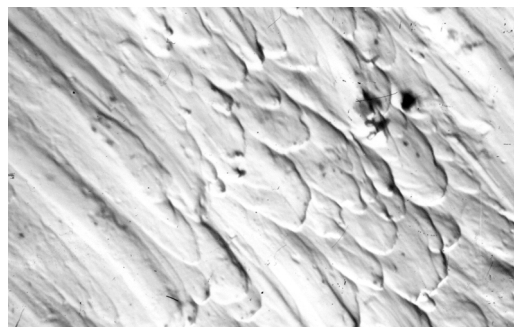
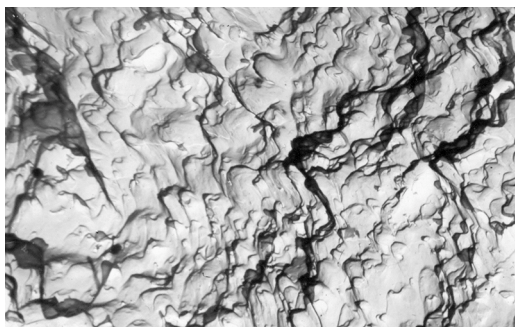
Експлуатований МШ зберігає стовпчасту форму зерен вихідного аустеніту (рис. 1 б), проте феритна облямівка на їх межах уже відсутня. З порівняння рисунків 1 в і 1 г видно, що діаметр зерен фериту в межах колишніх зерен аустеніту зростає, а їх форма округлюється. Всередині та на межах феритних зерен з'явилися карбідні різниці розмірів. Отже, після експлуатації голковий ферит у структурі МШ перетворюється на глобулярний.

На початковому стані твердість МШ вища, ніж ОМ (рис. 2). Це відповідає вимогам до виконання ЗЗ. Після експлуатації впродовж 28 років твердість ОМ і МШ знижується. Однак, якщо вона мала низьку чутливість до деградації ОМ (спад становив лише 6,5%), то для МШ ця характеристика відчутно знижується (на



Рисунки 2 – Залежність твердості уперек осі 33 на рівні 10мм від внутрішньої поверхні труби для неексплуатованого (○) та експлуатованого (●) 33 сталі 17Г1С

Рисунки 3 – Залежність ударної в'язкості неексплуатованого (А,Б) та експлуатованого (В,Г) ОМ (А,В) і МШ (Б,Г) від напрямку вирізки зразків: осьові (білі стовпчики) та перпендикулярні осьовим (чорні стовпчики) зразки



Рисунки 4 – Фактографічні особливості зламі ударних зразків неексплуатованого (а) та експлуатованого (б) МШ. х3000

44,5%). Після експлуатації рівень твердості МШ стає нижчим за ОМ, а твердість ЗТВ – співмірна з твердістю ОМ (рис. 2).

Ударну в'язкість металу 33 визначали для зразків, орієнтованих у двох напрямках: осьовому та поперечному (перпендикулярному до осьового). У всіх випадках рівні KCV для ОМ (як експлуатованого, так і неексплуатованого), визначені на поперечних зразках, є суттєво нижчими, ніж на осьових (рис. 3). Це зумовлено, очевидно, текстурованістю сталі вздовж осі труби, яка виникає після листового прокатування. Зауважимо, що у ході випробувань осьових зразків встановлена низька чутливість ударної в'язкості до деградації ОМ (як і твердості). В експлуатованому ОМ ефект орієнтації зразків стає більш відчутним. Це пояснюється полегшенням розшарування вздовж сегрегаційних смуг експлуатованої сталі. Водночас значення ударної в'язкості МШ мало чутливі до напрямку вирізки зразків. Неексплуатований МШ має набагато вищі показники KCV порівняно з неексплуатованим ОМ. Проте внаслідок експлуатації рівень KCV для МШ зменшується приблизно утричі і практично сягає рівня KCV для ОМ.

Проведені фактографічні дослідження ударних зламі МШ. На початковому етапі руйнування на зламах неексплуатованих МШ пере-

важають димпові утворення (рис. 4 а). В експлуатованих МШ домінують низькоенергоємні димпли зсувового характеру (рис. 4б). Це вказує на зниження енергоємності руйнування, що корелює з нижчими рівнями ударної в'язкості, отриманими за ударними механічними випробуваннями.

Випробування на розтяг вказали на незначний спад характеристик міцності для експлуатованого ОМ (на 2% – для σ_B і на 10% – для $\sigma_{0,2}$) (рис. 5а і 5б). Характеристики міцності МШ мають після експлуатації сильнішу тенденцію до зниження (σ_B на 15%, а $\sigma_{0,2}$ на 24%), що свідчить про більш інтенсивну його деградацію. Границя плинності чутливіша до деградації ОМ і МШ, ніж границя міцності.

Експлуатованому МШ властива нетипова зміна показників пластичності: параметр δ зростає, а ψ знижується (рис. 5в і 5г). Відсутність кореляції між δ і ψ унеможливає їх одночасне використання для оцінювання пластичності експлуатованого МШ. Це явище пояснюється внутрішнім мікророзтріскуванням експлуатованого МШ вздовж меж зерен фериту, ослаблених карбідами. При деформуванні мікротріщини розкриваються, збільшуючи реальне видовження зразка. Тому за зміною δ не

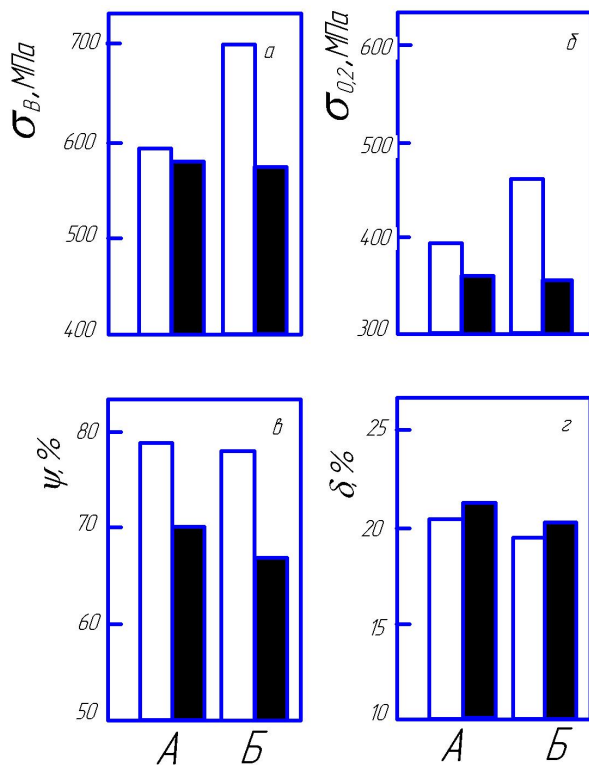


Рисунок 5 – Характеристики міцності (а,б) та пластичності (в,г) для ОМ (А) і МШ (Б) неексплуатованого (білі) та експлуатованого (чорні стовпчики) 33 сталі 17Г1С

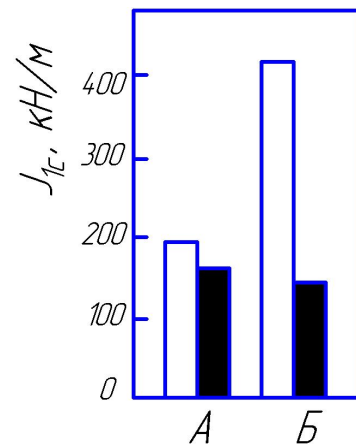


Рисунок 6 – Статична тріщиностійкість J_{1c} не експлуатованого (білі) та експлуатованого (чорні стовпчики) ОМ (А) і МШ (Б) 33 сталі 17Г1С

за зміною δ не можна робити висновок про вплив тривалої експлуатації на пластичність матеріалу.

Стосовно статичної тріщиностійкості МШ після експлуатації, то вона залежить від зміни мікроструктури. Для оцінки статичної тріщиностійкості використали критичне значення J-інтегралу J_{1c} . У вихідному стані МШ має більшу величину J_{1c} порівняно з ОМ (рис. 6). Отже, неексплуатований МШ попри кращі інтегральні механічні характеристики (твердість, механічні властивості за розтягу та ударна в'язкість) має також вищу статичну тріщиностійкість. Зміна стану металу за час його експлуатації призводить до суттєвого зниження тріщиностійкості сталі 33 J_{1c} (рис. 6). Це свідчить про високу чутливість параметру J_{1c} до деградації матеріалу 33. Найбільший його спад спостерігався для МШ (приблизно в 4 рази), що ще раз підтверджує високу нестабільність його механічних властивостей за час довготривалої експлуатації.

Найбільш привабливими для оцінювання деградації металів є випробування на циклічну тріщиностійкість, особливо за величин ΔK , близьких до порогових. Такі дослідження забезпечують вищу локальність руйнування порівняно з випробуваннями на статичну тріщиностійкість.

Дослідження циклічної тріщиностійкості МШ проводили на зразках із 33, вирізаними з неексплуатованої та експлуатованої впродовж

28 років труби сталі 17Г1С. Частота циклічного навантаження становила 1Гц, коефіцієнт асиметрії циклу навантаження – $R = 0,8$. Випробування проводили в трьох середовищах: на повітрі, у дистильованій воді (рН 6,7) і в 3%-ному розчині NaCl (рН 6,5).

На рис. 7 зображено результати випробувань на циклічну тріщиностійкість. За механічний показник стану деградованого МШ приймали порогове значення розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень K_{th} . У вихідному стані значення K_{th} МШ вищі за відповідні показники ОМ, що вивчались в роботі [7]. Проте після 28-річної експлуатації МШ деградував значно сильніше, ніж ОМ. В результаті значення K_{th} експлуатованого МШ стали нижчими, ніж величини цього ж показника для експлуатованого ОМ. Тому різниця величин K_{th} для неексплуатованого та експлуатованого МШ набагато більша, ніж така ж різниця для неексплуатованого та експлуатованого ОМ. Така тенденція властива МШ за циклічних випробувань в середовищах різної агресивності.

З переходом випробувань від менш агресивних середовищ до більш агресивних (повітря → дистильована вода → 3%-ний розчин NaCl) циклічна тріщиностійкість неексплуатованого та експлуатованого МШ знижується. Деградоване 33 проявило себе більш чутливим до впливу середовища.

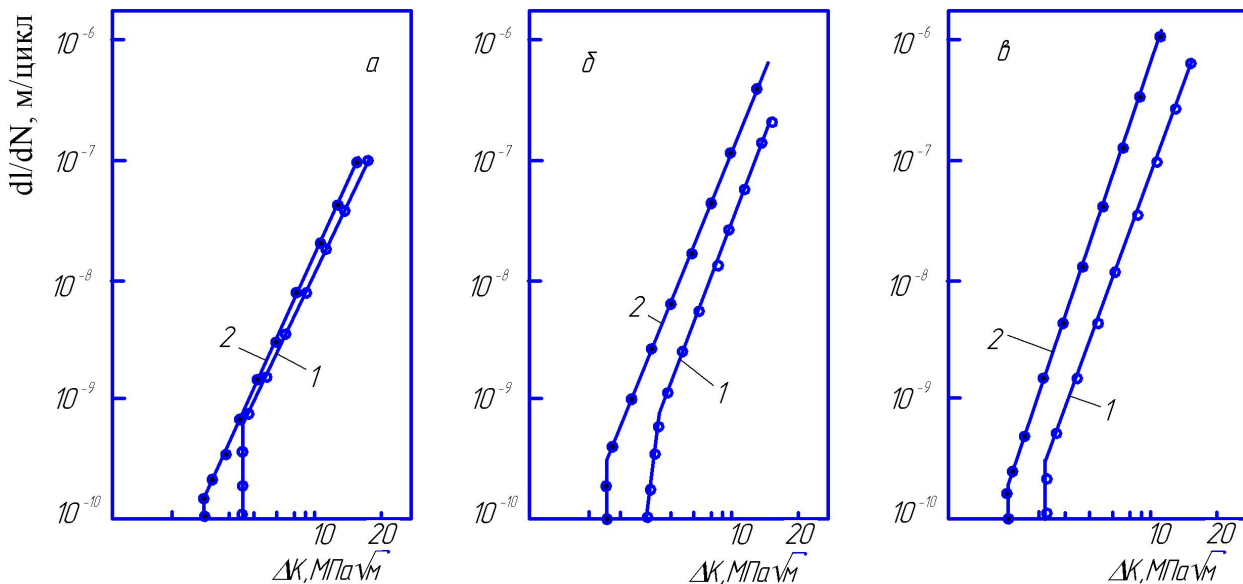


Рисунок 7 – Циклічна тріщиностійкість неексплуатованого (1,○) та експлуатованого (2,●) МШ сталі 17Г1С на повітрі (а), у дистильованій воді (б) та 3%-му розчині NaCl (в)

Встановлено ступінь впливу корозійно-агресивних середовищ на характер поширення втомних тріщин у МШ. Так, у разі випробовувань експлуатованих МШ у 3%-ному розчині NaCl значення порогових коефіцієнтів інтенсивності напружень K_{th} знижуються приблизно в 1,75 разів, а критична величина K_{fc} – у 1,6 разів порівняно з аналогічними випробуваннями контрольного МШ на повітрі. У всіх випадках випробувань в різних агресивних середовищах швидкість росту втомної тріщини деградованого МШ була вищою за контрольний МШ. З підвищенням агресивності середовища швидкість росту втомної тріщини зростає. Найбільше зростання швидкості росту втомної тріщини спостерігалось під час випробовувань експлуатованого МШ в середовищі 3%-ного розчину NaCl, яка була в 1,7 разів вища, ніж за випробувань неексплуатованого МШ на повітрі. Це призводить до спаду загального залишкового ресурсу магістрального трубопроводу в 1,7 разів.

Одночасне зниження характеристик міцності, що характеризують, з одного боку, опір в'язкому руйнуванню, а також ударної в'язкості та тріщиностійкості, які характеризують з іншого боку опір крихкому руйнуванню експлуатованого МШ є нетиповим явищем. Зазвичай матеріали з високою твердістю та міцністю мають низький опір крихкому руйнуванню, а високий опір крихкому руйнуванню властивий пластичним матеріалам низької твердості та міцності.

Аномальна зміна механічних характеристик МШ після експлуатації пояснюється змінами його мікроструктури. Зниження міцності експлуатованого МШ пов'язане з трансформацією голкового фериту в глобулярний з одночасним зростанням розмірів феритних зерен. Це відповідає відомій формулі Холла-Петча,

яка встановлює залежність міцності сталі від величини зерна. Крім того, МШ у вихідному стані властива феритна облямівка, що впродовж експлуатації поступово поглинається феритними зернами, а вздовж їх границь утворюються зернограничні карбіди. Всі ці чинники знижують когезивну міцність вздовж меж феритних зерен і, як наслідок, опір крихкому руйнуванню тривалоексплуатованого МШ.

Відсутність кореляції відносного видовження δ з характеристиками ψ , KCV, J_{1C} і ΔK_{th} спостерігали лише в тривалоексплуатованому МШ, що пов'язано з його підвищеною схильністю до крихкого руйнування. Під час випробовувань неексплуатованих матеріалів таких залежностей не спостерігали.

Отже, нетипова зміна характеристик пластичності (ψ і δ) за одночасного зниження опору в'язкому та крихкому руйнуванню є наслідками експлуатаційної деградації МШ.

Абсорбований водень відіграє вирішальну роль у деградації трубних сталей через розвиток пошкоджень, що погіршують їх механічні властивості. Закономірності впливу наводнювання на фізико-механічні властивості неексплуатованих металів вивчені вже досить повно. Стосовно експлуатованого МШ, а особливо МШ, ці питання перебувають тільки на початковій стадії вивчення [7 - 10].

Чутливість трубних сталей до водневої крихкості (ВК) залежить від інтенсивності джерела наводнювання, структурного та напружено-деформованого станів. За розтягу поверхня сталі деформується, захисні плівки, що покривають її, розриваються. Оголений у такий спосіб метал здатний акумулювати більшу кількість водню. Це особливо стосується місць знаходження концентраторів напружень. Суттєво підсилює чутливість сталей до ВК їх попередня

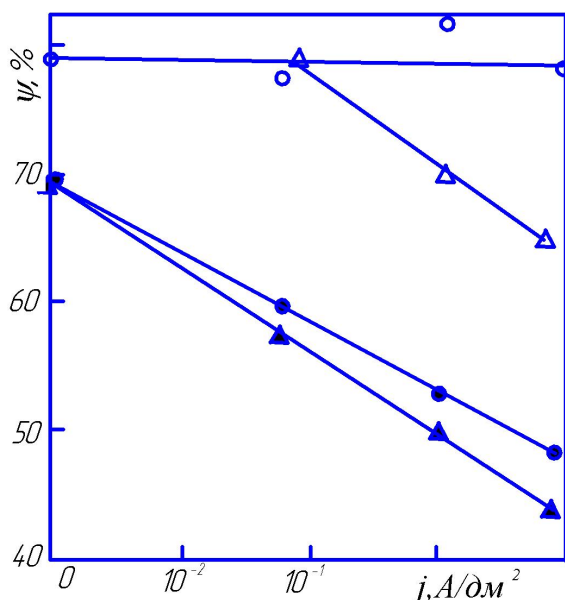


Рисунок 8 – Вплив ПЕН і рН середовища на ψ 33 сталі 17Г1С: неексплуатована (білі) та експлуатована (чорні символи) сталь; ○, ● – рН1; △, ▲ – рН0

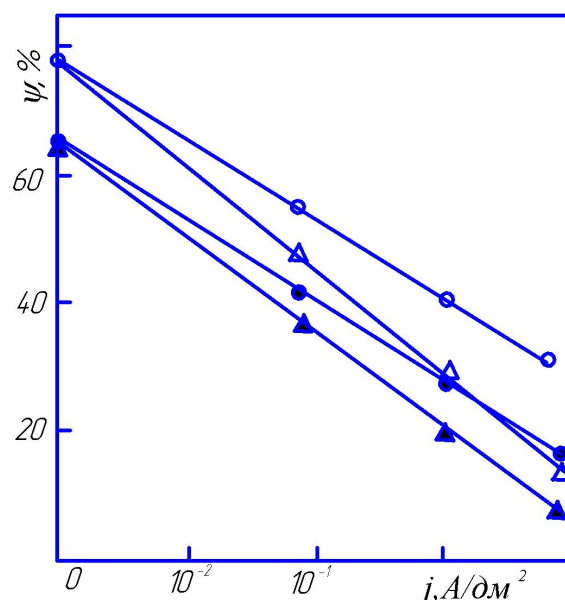


Рисунок 9 – Вплив наводнювання під час навантаження і рН середовища на ψ 33 сталі 17Г1С: неексплуатована (білі) та експлуатована (чорні символи) сталь; ○, ● – рН1; △, ▲ – рН0

сталей до ВК їх попередня пластична деформація (ППД) [11].

Відтак вивчали різницю між чутливістю експлуатованого та неексплуатованого металу 33 магістрального газопроводу до ВК залежно від послідовності навантаження та електролітичного наводнювання [9].

Використовували 5 схем послідовності наводнювання та навантаження: 1) зразки попередньо електролітично наводнювали (ПЕН) протягом однієї години і через 5...10 хв навантажували на повітрі до руйнування; 2) зразки ПЕН одну годину і, продовжуючи наводнення, цей зразок піддавали розтягу до руйнування; 3) зразок навантажували на повітрі до певного рівня пружної та пластичної деформації, ПЕН одну годину за такого рівня навантаження і доводили на повітрі до руйнування; 4) зразок навантажували на повітрі до певної пластичної деформації, розвантажували, наводнювали і доводили на повітрі до руйнування; 5) в режимі 4, проте повторно навантажували до руйнування не припиняючи наводнювання. Схильність металу до ВК оцінювали за коефіцієнтом $K_{\psi} = \psi^H / \psi \cdot 100\%$, де ψ^H і ψ – відносне звуження наводнених і ненаводнених зразків відповідно. Такі схеми послідовності наводнювання та навантаження були прийняті з тим, що це дало змогу порівняти відповідні фізико-механічні характеристики неексплуатованого та експлуатованого 33 сталі 17Г1С.

Для вивчення впливу абсорбованого металом водню на механічні властивості сталі використали першу схему послідовності навантаження та наводнювання. За випробувань на повітрі сталь 17Г1С та її 33

високопластичні (рис. 8). ПЕН в розчині з рН1 не впливає на параметр ψ гладких зразків з неексплуатованого 33 на повітрі (коефіцієнт $K_{\psi} = 1$) для всіх використаних значень густини струму поляризації. Це свідчить про низьку чутливість високопластичної трубопровідної сталі 17Г1С до ВК за умов ПЕН в кислих розчинах без стимуляторів. Проте в роботі [12] вказано, що за присутності стимулятора (добавки до газу сірководню) сталь стає чутливою до ВК. В агресивнішому розчині з рН0, починаючи з густини струму поляризації $0,1 A/дм^2$ і вище, спостерігали суттєвий спад пластичності. Так, за $j = 10 A/дм^2$ величина $K_{\psi} = 0,81$. Для експлуатованої сталі зі зростанням густини струму поляризації параметр ψ зазнає постійного спаду, більш інтенсивним він був у розчині рН0, де K_{ψ} зменшився до 0,63. У розчині з рН1 величина $K_{\psi} = 0,71$.

Для виявлення впливу водню, абсорбованого металом попередньо і під навантаженням, використовуємо другу схему послідовності наводнювання та навантаження. Додаткове наводнювання під навантаженням як неексплуатованого, так і експлуатованого 33 призводить до його суттєвого окрихчення (рис. 9). Більш інтенсивно це окрихчення відбувається в експлуатованому матеріалі. Так, оцінюючи схильність сталі 17Г1С до ВК для неексплуатованого матеріалу, максимальні значення K_{ψ} становили 0,19 і 0,41 для розчинів з рН0 і рН1 відповідно. Для аналогічного випадку експлуатованого матеріалу величини K_{ψ} були 0,07 і 0,29.

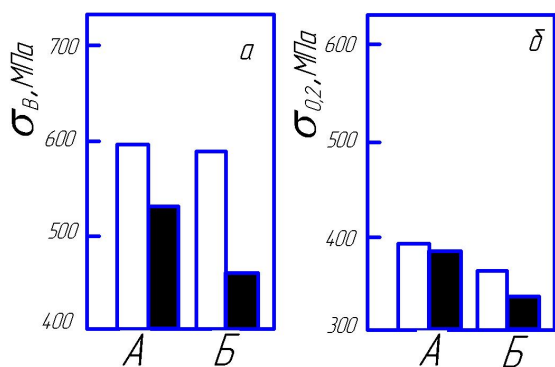


Рисунок 10 – Характеристики σ_B (а) і $\sigma_{0,2}$ (б) на повітрі (білі) та за наводнювання під час навантаження (чорні стовпчики) для неексплуатованого (А) та експлуатованого (Б) ОМ сталі 17Г1С

Порівнюючи ефекти одногодинного ПЕН і кількахвилинної поляризації безпосередньо за активного навантаження можна зробити висновок про наявність якісно різних механізмів абсорбування водню ненавантаженим і навантаженим матеріалом. Це пояснюється тим, що під час навантаження поверхневі захисні плівки, що утворюються на сталі, руйнуються і оголений метал краще абсорбує водень. Крім того, в розтягненій (особливо пластично деформованій) сталі збільшується розчинність водню і одночасно з його дифузійним діє також дислокаційне перенесення. Оскільки на деформованій поверхні постійно утворюються нові центри адсорбції, то проникнення водню в сталь полегшується. Цей факт зумовлює порівняно невеликий вплив рН середовища на пластичність металу.

Вивчили також зміну характеристик міцності на повітрі та за наводнювання під час навантаження неексплуатованих і експлуатованих ОМ і МШ сталі 17Г1С. В даному випадку наводнювання проводили за густини струму $0,1 \text{ А/дм}^2$. Представлені на рис. 10 результати свідчать, що електролітичне наводнювання під час навантаження зразків розтягом дає можливість встановити зміну стану ОМ після його експлуатації навіть за інтегральними механічними характеристиками. Оскільки характеристики міцності та пластичності ОМ мало чутливі до зміни стану металу внаслідок його експлуатації, то досягти цього без наводнювання неможливо. Так, після наводнювання неексплуатованого ОМ його параметри σ_B і $\sigma_{0,2}$ знизилися лише на 10% і на 1,2%, а експлуатованого – на 22,4% і 6,1% відповідно (рис. 10 а, б). Тому можна стверджувати, що характеристики міцності мають на повітрі низьку чутливість до деградації ОМ після експлуатації, а електролітичне наводнювання суттєво її підвищує. Таку ж ситуацію спостерігали також для МШ (рис. 11). Тут рівень σ_B неексплуатованого МШ знижується під дією наводнювання на 7,3%, а рівень $\sigma_{0,2}$

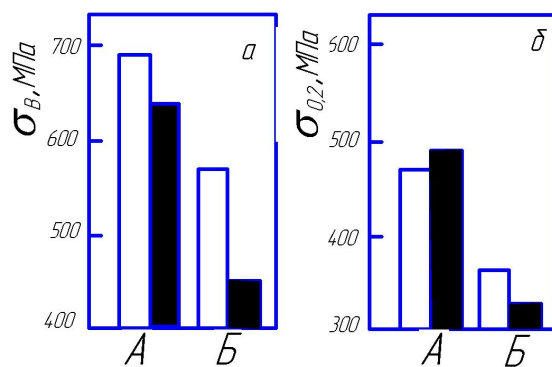


Рисунок 11 – Характеристики σ_B (а) і $\sigma_{0,2}$ (б) на повітрі (білі) та за наводнювання під час навантаження (чорні стовпчики) для неексплуатованого (А) та експлуатованого (Б) МШ сталі 17Г1С

на 7,3%, а рівень $\sigma_{0,2}$ навіть зріс на 4%. Для експлуатованого МШ як величина σ_B , так і величина σ_T зменшуються на 22,8% і 11% відповідно.

За другою схемою наводнення та навантаження провели також випробування розтягом на зразках з вирізом. Отримані показники (рис. 12), наведені для нетто-площі, умовні. Їх можна застосовувати тільки для здійснення порівняльних оцінок різних зон ЗЗ. Через утруднення пластичної деформації за концентрації напружень показники міцності як контрольних, так і експлуатованих ЗЗ для зразків з вирізом були вищі, ніж для гладких.

Для зразків, вирізаних з неексплуатованих труб, характеристики міцності та пластичності ненаводнених ОМ і ЗТВ мали майже однакові значення. При наводнюванні під час навантаження вони мали аналогічні тенденції до зміни: з ростом густини струму параметри σ_B і $\sigma_{0,2}$ монотонно зростають, а ψ – зменшується. Метал ЗШ у вихідному стані мав суттєво вищі показники міцності та знижену пластичність. При наводнюванні за густини струму до $0,01 \text{ А/дм}^2$ характеристики σ_B і $\sigma_{0,2}$ спадають, а ψ – зростає. З подальшим підвищенням густини струму спостерігали зворотну тенденцію: характеристики σ_B і $\sigma_{0,2}$ зростають, а ψ – падає. Порівняльний аналіз результатів механічних випробувань свідчить, що у неексплуатованих ЗЗ найчутливішими до крихкого руйнування під дією водню є ОМ і ЗТВ (рис. 12 а і в), для яких величина K_ψ становила відповідно 0,67 і 0,65.

В експлуатованих ЗЗ спостерігали суттєве зниження механічних характеристик (σ_B , $\sigma_{0,2}$ і ψ) для всіх його зон (рис.12). Однак найчутливішою була ЗШ (рис. 12 б і д). Деградований МШ має також підвищену чутливість до ВК порівняно з неексплуатованим.

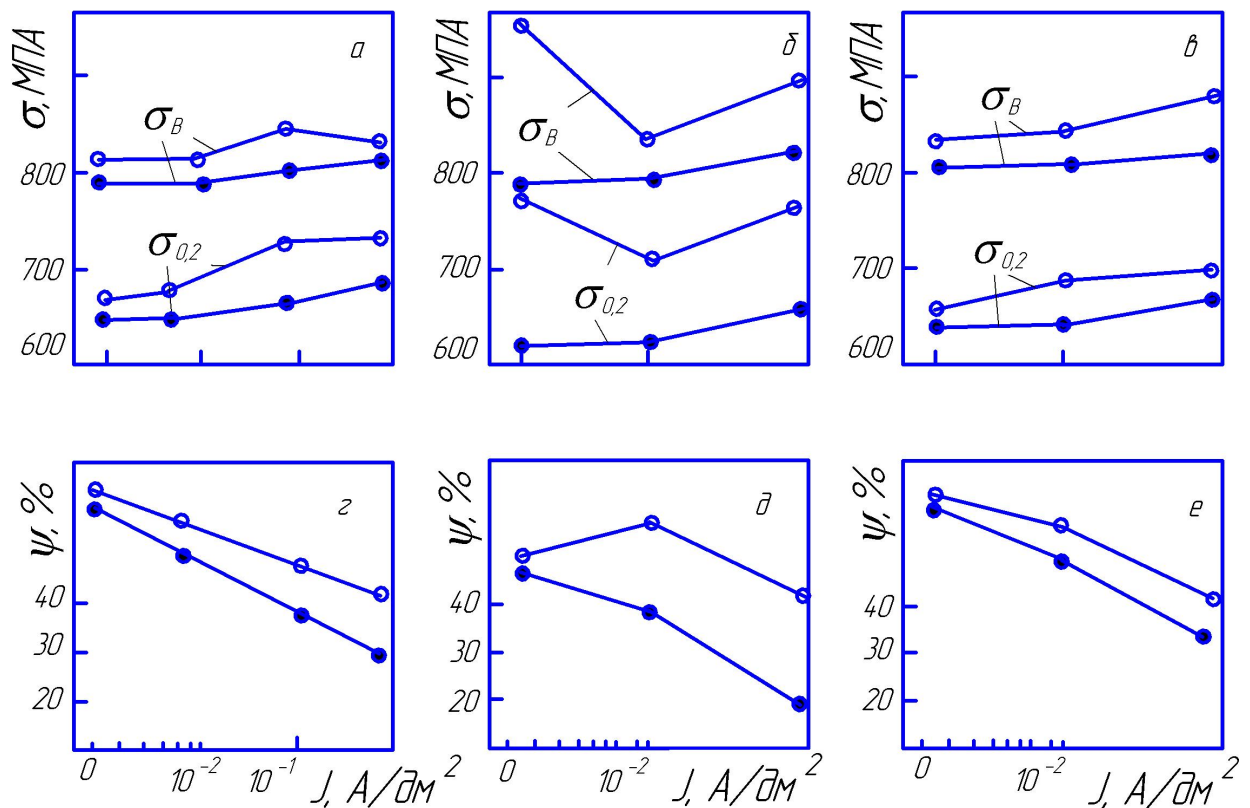


Рисунок 12 – Вплив наводнювання під час навантаження на характеристики міцності (а-в) та пластичності (г-е) різних зон 33 неексплуатованої (○) та експлуатованої (●) сталі 17Г1С: а,г – ОМ; б,д – ЗШ; в,е – ЗТВ

Пластифікації МШ, що була зафіксована для неексплуатованого ЗЗ за густини струму при наводнюванні $0,01 \text{ A/дм}^2$, більше не спостерігали. Пластичність ψ у вихідному (не-наводненому) стані деградованого МШ була найнижчою серед всіх зон ЗЗ. Незважаючи на це показник K_ψ був також найменшим.

Отже, якщо в контрольних зразках наводнення середовища призводить до найсуттєвішого окрихчення ОМ і ЗТВ, то в експлуатованих зразках найвразливішим до водневого окрихчення є МШ.

Для оцінки впливу експлуатаційних напружень і деформацій на наводнювання і ВК використали третю схему навантаження та наводнювання. Зразки з вирізом наводнювали 1 год. під навантаженням за різних напружень: нижче границі плинності (200 і 400 МПа), на границі плинності відразу за зубом плинності (455 МПа) та після суттєвої пластичної деформації (480 МПа), не досягаючи границі міцності. ПЕН зразків, навантажених у пружній області помітно знижує пластичність сталі під час руйнування. Ця тенденція тим відчутніша, чим вище напруження. Так, для неексплуатованої сталі отримали $\psi^H = 70$ і 63%, $K_\psi = 0,89$ і 0,8 відповідно при 200 і 400 МПа, а для експлуатованої аналогічні показники були $\psi^H = 64$ і 57%, $K_\psi = 0,87$ і 0,77.

Це означає, що напружена (3-тя схема) і ненапружена (1-ша схема) сталь має різні умови абсорбції водню. Акумуляованого під напруженням сталі водню (3-тя схема) достатньо для ВК досліджуваного високопластичного ЗЗ. В той час перша схема не забезпечувала можливості досягнути цього. Для вивчення впливу наводнювання на механічні властивості трубно-сталі найбільш коректно наводнювати її за напружень, рівних робочим (які відповідають тиску газу).

Під час експлуатації трубопроводів можуть також виникати окремі перевантаження вище границі плинності. Це стосується, насамперед, зон концентраторів напружень, до яких належать ЗЗ. Випробування за третьою схемою з наводнюванням зразків за напружень границі плинності підсилили ВК сталі ЗЗ. Для контрольних зразків отримали $\psi^H = 50\%$, $K_\psi = 0,63$, а для експлуатованих - $\psi^H = 45\%$, $K_\psi = 0,59$. Найінтенсивніше окрихчення сталі зафіксували за наводнювання під напруженням, близьким до границі міцності 520 МПа. Параметри ψ^H і K_ψ для контрольного ЗЗ становили 36% і 0,46, а для експлуатованого – 30% і 0,41. Приріст напружень у пластичній області навантаження під час попереднього наводнювання викликав набагато сильніший ефект ВК, ніж пружний. Це означає, що деформація, крім напружень, силь-

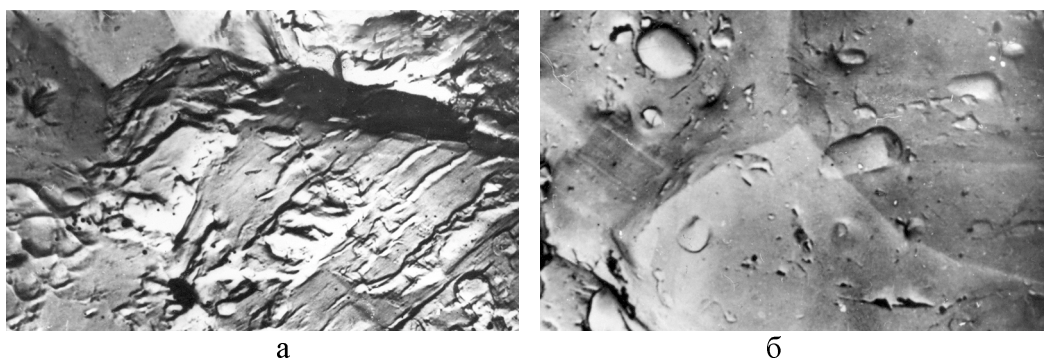


Рисунок 13 – Мікрофрактограми зламів зразків неексплуатованого (а) та експлуатованого (б) МШ, отриманих розтягом за впливу зовнішнього водню. $\times 2700$

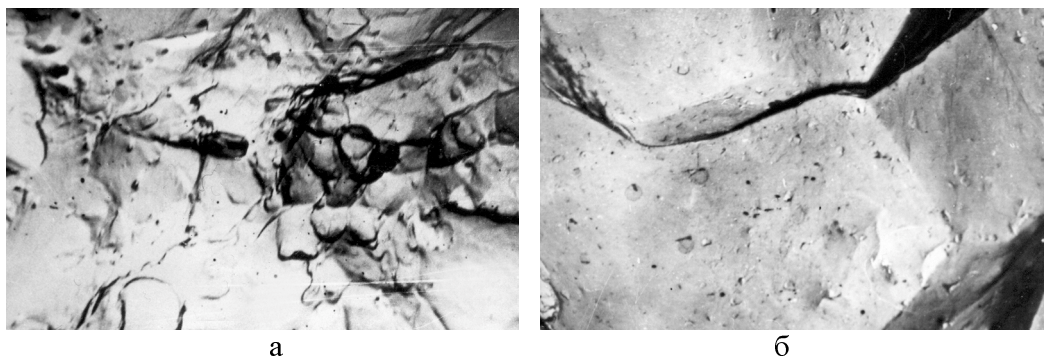


Рисунок 14 – Мікрофрактограми центральної частини зламів попередньо наводнених зразків з неексплуатованого (а) та експлуатованого (б) МШ, отриманих розтягом за впливу внутрішнього водню. $\times 2700$

но впливає на абсорбцію навантаженим матеріалом водню.

Слід зауважити, що наводнений в пластичній області за певного постійного напруження метал з подальшим навантаженням деформується пружно. З цього випливає, що водень утруднює пластичну деформацію. Відбувається також підвищення границі міцності.

Для оцінки впливу ППД використали четверту схему навантаження та наводнювання. Після навантаження до напружень 480 і 520 МПа ЗЗ розвантажувалось і піддавалось наводнюванню, після чого руйнували на повітрі. За інтенсивнішого ППД ефект ВК був сильніший.

Для контрольних зразків отримали $\psi^H = 57$ і 44%, $K_\psi = 0,72$ і 0,52, а для експлуатованих - $\psi^H = 50$ і 39%, $K_\psi = 0,67$ і 0,47 відповідно. Відзначимо, що в останньому експерименті вплив наводнювання був слабший, ніж за третьою схемою випробувань, що відповідала спільній дії напружень і деформації.

При випробуваннях за п'ятою схемою навантаження та наводнювання ЗЗ було найчутливіше до ВК. В даному випадку після ППД і ПЕН зразки повторно навантажували за катодної поляризації. Для неексплуатованих зразків отримали $\psi^H = 22\%$, $K_\psi = 0,28$, а для експлуатованих ці параметри були $\psi^H = 17\%$,

$K_\psi = 0,22$. Ці результати важливі з огляду можливої пластичної деформації трубних сталей при перевезеннях труб, монтажу трубопроводу, зсувів ґрунтів тощо.

Отже, ВК сталі 17Г1С максимально проявилася при наводнюванні під активним навантаженням. Для неексплуатованих зразків отримали $\psi^H = 25$ проти 79% у вихідному стані, а для експлуатованих зразків ці значення були $\psi^H = 20$ проти 71% відповідно. ППД за цих умов незначною мірою додатково окрихчує метал ЗЗ.

Виконано фактографічний аналіз механізмів руйнування за розтягу гладких циліндричних зразків неексплуатованого і експлуатованого металу ЗЗ під впливом внутрішнього і зовнішнього водню. Зауважимо, що під внутрішнім ми розуміли водень, що абсорбувався металом під час зварювання, експлуатації або електролітичного наводнювання перед випробуваннями. Зовнішній – це водень, який поступає в метал внаслідок електролітичного наводнювання під час випробувань.

Встановлено, що під дією зовнішнього водню руйнування як експлуатованого, так і неексплуатованого ОМ і МШ розпочинається з бічної поверхні зразків утворенням ряду практично паралельних нормально орієнтованих тріщин. В межах цих підростань злами мали крихкий характер. В ОМ (неексплуатованому та експлуатованому) і неексплуатованому МШ

реалізується транскристалітне (рис. 13 а), а в експлуатованому МШ (рис. 13 б) – інтеркристалітне руйнування по периметру зразка. Інтеркристалітне руйнування підтверджує подане вище припущення про зниження когезивної міцності вздовж меж зерен фериту внаслідок експлуатації. Це також пояснює істотніше зниження характеристик міцності порівняно з вихідним станом.

Центральна частина зламів попередньо наводнених зразків з неексплуатованого МШ за впливу внутрішнього водню покриті димпловими утвореннями (рис. 14 а), які перемежуються ділянками з характерним транскристалітним відколонуванням. Утворення таких елементів зламів пов'язано з накопиченням водню в центральній частині зразка, де реалізується об'ємно-напружений стан. Інтеркристалітне руйнування спричиняє не тільки наводнювання під час випробувань, але й попереднє наводнювання експлуатованого МШ (рис. 14 б). Однак таке руйнування характерне центральній частині зламів, а не від поверхні зразків. Це пов'язано з впливом абсорбованого водню металом шва на ослаблені внаслідок тривалої експлуатації межі феритних зерен у МШ. Відомо, що інтеркристалітне руйнування є менш енергоємним, ніж транскристалітне. Тому представлені результати – це фактографічний доказ специфічної схильності до крихкого руйнування саме експлуатованого МШ.

Висновки

Методами механічних випробувань, металографічно та фрактографічно доведено, що в зварному з'єднанні трубної сталі 17Г1С впродовж 28-річної експлуатації відбулися суттєві деградаційні зміни. Вперше виявлено основні закономірності впливу тривалої експлуатації на механічні властивості всіх зон зварного з'єднання. Встановлено найінтенсивнішу деградацію металу шва порівняно з основним металом і зоною термічного впливу.

Наявність водню в робочому середовищі підсилює деградацію зварних з'єднань трубопроводів. Проведені дослідження з оцінки чутливості до водневої крихкості зварного з'єднання сталі 17Г1С вказали на ефекти, пов'язані з утрудненням воднем пластичної деформації. Якщо в контрольних зразках наводнення середовища призводить до найсуттєвішого окрихчення основного матеріалу і зони термічного впливу, то в експлуатованих зразках найвразливіший до водневого окрихчення є матеріал шва.

Найбільшого ступеня окрихчення досягло за електролітичного навантаження зразків під час випробувань розтягом (для неексплуатованих зразків $\psi^H = 25\%$ проти 79% у вихідному стані, для експлуатованих $\psi^H = 20\%$ проти 71%). Це дає можливість за стандартними механічними характеристиками оцінити стан не лише експлуатованого металу шва, але й осно-

шва, але й основного металу, що без наводнення досягти неможливо. Тому для більш точної оцінки технічного стану трубопроводів доцільно у ході випробувань розтягом зразків проводити їх електролітичне наводнювання.

В подальшому був би бажаний подібний комплекс досліджень, але з використанням експрес-методу оцінки схильності матеріалів до водневого розтріскування, який базується на методі повільної деформації зразків (за швидкості $10^{-7} \dots 10^{-6}$ с).

Література

1 Банахевич Ю.В. Діагностування напруженого стану магістральних нафтогазопроводів в околі стикових зварних з'єднань та корозійних пошкоджень розрахунково-експериментальним методом: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд.техн.наук: спец. 05.15.13 «Нафтогазопроводи, бази та сховища» / Ю.В. Банахевич. – Івано-Франківськ, 2003. – 19 с.

2 Беккер М.В. Про необхідність удосконалення нормативно-технічної документації в розрахунках на міцність нафто- і газопроводів з дефектами / М.В. Беккер, І.В. Ориняк, В.В. Розгонюк // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2004. – № 3. – С. 116-119.

3 Розганюк В.В. Трубопровідний транспорт природного газу / В.В. Розганюк. – К.: Кий, 2008. – 302 с.

4 Драгілев А.В. Визначення залишкових напружень і оцінка їх впливу на довговічність трубопроводів в зоні кільцевих зварних з'єднань: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.15.13 «Нафтогазопроводи, бази та сховища» / А.В. Драгілев. – Івано-Франківськ, 2006. – 18 с.

5 Механіка руйнування та міцність матеріалів: довідн. посібник у 11 т.; під заг.ред. В.В. Панасюка. / [Г.М. Никифорчин, С.Г. Поляков, В.А. Черватюк та ін.]. – Львів: Сполом, 2009. – Т. 11: Міцність і довговічність нафтогазових трубопроводів і резервуарів. – 504 с.

6 Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости при циклическом нагружении: методические указания. – М, 1993. – 53 с.

7 Цирульник О.Т. Воднева деградація тривало експлуатованих сталей магістральних газопроводів / [О.Т. Цирульник, Г.М. Никифорчин, Д.Ю. Петрина і ін.] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – № 5. – С. 97-104.

8 Макаренко В.Д. Механізм водородного расслоения трубных сталей нефтегазопроводов / В.Д. Макаренко, В.А. Петровский, В.Ю. Чернов // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – № 6. – С. 111-114.

9 Цирульник О.Т. Чутливість до водневої крихкості зварного з'єднання сталі 17Г1С магістрального газопроводу / [О.Т. Цирульник,

Є.І. Крижанівський, Д.Ю. Петрина та ін.] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – № 6. – С. 111–114.

10 Крижанівський Є.І. Вплив наводнення на корозійно-механічні властивості зварних швів газопроводів / Є.І. Крижанівський, О.С. Тараєвський, Д.Ю. Петрина // Розвідка та розробка нафтових і газових родовищ. – 2005. – № 1. – С. 29–34.

11 Petryna D. Yu. Effect of hydrogenation and plastic predeformation on the crack growth resistance of structural steel / D. Yu. Petryna, A.D. Markov, Ye.I. Kryzhanivskiy, H.M. Nykyforchyn // Proc. of the 14-th Biennial Conf. on Fracture. – Cracow (Poland), 2002. – v. II/III. – P. 663 -668.

12 Петрина Д.Ю. Схильність зварного з'єднання магістрального газопроводу до водневої крихкості / Д.Ю. Петрина, О.С. Тараєвський, Д.С. Вуйцік // Матеріали III Всеукраїнської наук.-техн. конф. молодих учених та спеціалістів «Зварювання та суміжні технології», 25-27 травня 2005 р. – К.: НАН України, Ін-т електрозварювання ім. Є.О.Патона. – 2005. – С. 110.

*Стаття постуила в редакційну колегію
07.06.10*

*Рекомендована до друку професором
Є. І. Крижанівським*

