

УДК 620.197.5:669.788

**ВПЛИВ ПОПЕРЕДНЬОГО ПЛАСТИЧНОГО ДЕФОРМУВАННЯ  
СТАЛІ 12Х18Н12Т НА ЇЇ МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ***О. І. БАЛИЦЬКИЙ<sup>1</sup>, Я. ЕЛІАШ<sup>2</sup>, І. В. РІПЕЙ<sup>3</sup>*<sup>1</sup> *Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;*<sup>2</sup> *Західнопоморський технологічний університет, Щецин, Польща;*<sup>3</sup> *ВАТ "Західенерго", Львів*

Виявлено, що попереднє пластичне деформування аустенітної сталі 12Х18Н12Т спричиняє наклеп, який залежить від швидкості деформування. Зі збільшенням швидкості деформування зразків від  $8 \cdot 10^{-4}$  до  $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  характеристики як міцності (границя міцності), так і пластичності (відносне видовження) сталі 12Х18Н12Т знижуються. Після витримування попередньо наклепаної сталі за температури  $650^\circ\text{C}$  збільшується її міцність, а пластичність знижується. Разом з тим ізотермічний вплив впродовж 1 та 10 h не сприяв міжкристалітній корозії сталі під час її витримування у корозивному середовищі 24 h.

**Ключові слова:** *хромонікелева аустенітна сталь, пластичне деформування, структура, механічні властивості.*

У технологічному процесі виготовлення поверхонь нагрівання парових котлів широко застосовують згинання труб, яке здійснюють за кімнатної температури [1]. Внаслідок деформування у згинах утворюються залишкові напруження, які зростають зі збільшенням пластичної деформації. Для їх зменшення у zdeформованих ділянках труб зі сталі 12Х18Н12Т використовують місцеве термічне оброблення. Проте через невдало підібраний режим не досягають рівноважної структури сталі, а в окремих випадках відбувається сенсibiliзація, насамперед, у зоні переходу від термообробленого до вихідного металу [2]. За наявності залишкових напружень та високих температур експлуатації формується структура, схильна до міжкристалітної корозії (МКК). Це і стає однією з причин пошкодження гнутих ділянок труб з аустенітної сталі [2].

Мета роботи – з'ясувати вплив попереднього пластичного деформування (ПД) на структуру, механічні властивості та схильність до МКК сталі 12Х18Н12Т.

**Матеріали та методи випроб.** Вивчали структуру та властивості труб діаметром 42 mm та товщиною стінки 4 mm зі сталі 12Х18Н12Т з такими механічними характеристиками: границя текучості  $\sigma_T = 216 \dots 392 \text{ МПа}$ , границя міцності  $\sigma_B = 539 \dots 686 \text{ МПа}$ , відносне видовження  $\delta_5 \geq 35\%$ , твердість за Брінелем  $\text{HB} \leq 1862 \text{ МПа}$  [3].

П'ятикратні сегментні зразки шириною 10 mm, повної товщини (рис. 1) випробували розтягом за кімнатної температури на розривній машині УММ-5, згідно з ГОСТ 10006-80 [4].

Швидкість згинання труб не регламентується чинним нормативним документом [1] і для того, щоб з'ясувати її вплив на ступінь наклепу та механічні характеристики сталі, зразки розтягували за різної швидкості деформування ( $8 \cdot 10^{-4}$ ;  $42 \cdot 10^{-4}$ ;  $83 \cdot 10^{-4}$ ;  $208 \cdot 10^{-4}$  та  $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ). Для порівняння використали результати впливу деформування за різних швидкостей на механічні властивості сталі іншо-

---

Контактна особа: О. І. БАЛИЦЬКИЙ, e-mail: balitski@ipm.lviv.ua

го структурного класу (12X1МФ), отримані на зразках з труб діаметром 38 mm і товщиною стінки 4 mm [5].

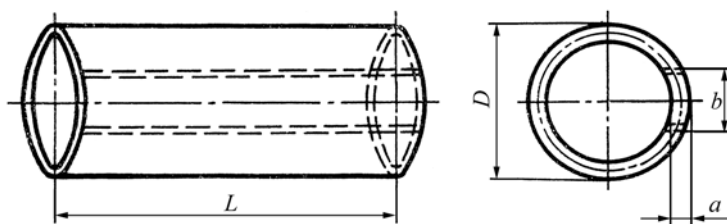


Рис. 1. Схема вирізання зразків сегментного профілю.

Fig. 1. The scheme of cutting out the segment profile specimens.

Для з'ясування впливу наклепу на механічні властивості та структуру сталей, зразки попередньо деформували за умов квазістатичного навантаження з мінімальною швидкістю ( $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) до досягнення значень приросту абсолютного видовження  $\Delta l = 2,5; 5,0; 7,5; 10,0$  та  $15,0 \text{ mm}$ , що відповідає значенням відносної деформації  $\epsilon = 6,25; 12,5; 18,75; 25,0$  та  $37,5\%$ . Максимальний рівень пластичної деформації вибрали, виходячи з мінімально допустимого значення відносного видовження  $\delta_5$  матеріалу у вихідному стані, яке для сталі 12X18Н12Т становить  $35\%$  [3], а для 12X1МФ –  $21\%$  [5].

Наклеп оцінювали за коефіцієнтом  $\eta = \text{HB}_D / \text{HB}_V$ , де  $\text{HB}_V$  і  $\text{HB}_D$  – відповідно твердість сталі у вихідному стані та після попереднього ПД, визначена на твердомірі ТШ-2М.

Щоб спрогнозувати тенденцію впливу ПД на зміну структурно-фазового складу та властивості сталі 12X18Н12Т під час її високотемпературної експлуатації, зразки після ПД витримували за температури  $650 \pm 10^\circ\text{C}$  впродовж 1 та 10 h.

Схильність сталі 12X18Н12Т до МКК оцінювали за наявністю дефектів на поверхні сегментних зразків з різним наклепом внаслідок їх згинання на кут  $(90 \pm 3)^\circ$  відповідно до ГОСТ 14019–80 [6]. Перед випробами на МКК зразки попередньо витримували впродовж 1 h за температури  $650^\circ\text{C}$ , після чого їх занурювали на 24 h у киплячий розчин наступного складу:  $1000 \text{ cm}^3$  води +  $130 \text{ g}$  сірчано-кислої міді ( $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$ ) +  $120 \text{ cm}^3$  сірчаної кислоти ч.д.а. Випроби проводили за наявності мідної стружки, згідно з ГОСТ 6032-89 [7].

Структуру металу досліджували на металографічному мікроскопі ММО-1600 після травлення шліфів розчином з  $1/4$  частини азотної і  $3/4$  соляної кислот.

**Результати та їх обговорення. Вплив швидкості деформування на наклеп сталі.** Відомо, що під час деформування сталі зміцнюються. Зміцнення під час статичного розтягу зразків відбувається аж до їх руйнування, про що свідчать діаграми розтягу в координатах істинне напруження–деформація [8]. Зміцнення внаслідок деформації спричинене в основному взаємодією дислокацій, що ускладнює їх рух. Менше зміцнення в результаті наклепу пов'язують з меншою кількістю систем легкого зсуву [9, 10]. Зрозуміло, що зміцнення сталей різних структурних класів відбувається неоднаково.

На інтенсивність наклепу значно впливає швидкість деформування. Для перлітної сталі 12X1МФ зі збільшенням швидкості деформування (від  $8 \cdot 10^{-4}$  до  $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) границя міцності, зазвичай, збільшується на  $12,0 \dots 14,0\%$  за одночасного зниження відносного видовження на  $\sim 25\%$  [11], а для аустенітної сталі 12X18Н12Т, випробуваної за таких самих умов, збільшення швидкості деформування призводить до зниження обох характеристик – і міцності, і пластичності (рис. 2).

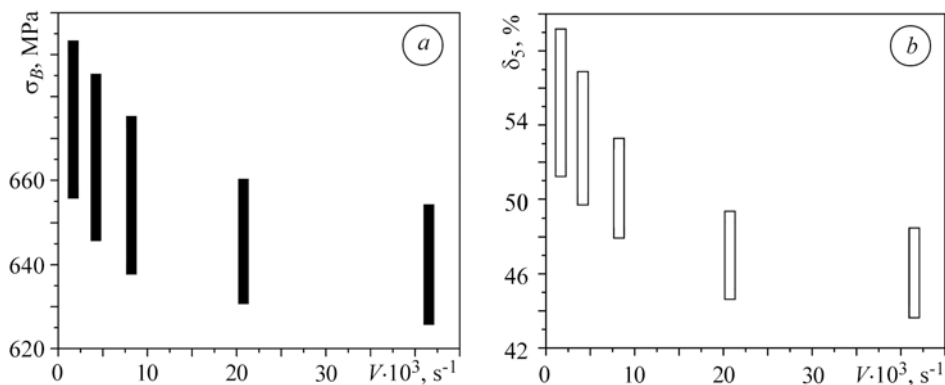


Рис. 2. Вплив швидкості навантаження  $V$  на границю міцності  $\sigma_B$  (a) та відносне видовження  $\delta_5$  (b) сталі 12X18H12T (розкид значень величин, одержаних за результатами випроб 20 зразків, вирізаних з однієї партії труб).

Fig. 2. Influence of loading rate,  $V$ , on the ultimate strength,  $\sigma_B$ , (a) and relative elongation,  $\delta_5$ , (b) of 12X18H12T steel (scattering of values, obtained by testing results of 20 specimens cut out from pipes one batch).

Така особливість зміни характеристик міцності і пластичності пов'язана зі специфікою деформування аустенітної сталі, насамперед, з високою інтенсивністю деформації зразка.

Внаслідок різної орієнтованості зерен щодо прикладеного навантаження, деформація в них відбувається неоднаково. Збільшення напруження сприяє ковзанню, насамперед, у зернах, які сприятливо орієнтовані до прикладеного зусилля. Проте межі зерен блокують ковзання, що спричинює концентрацію напружень біля них і приводить у дію менш сприятливо орієнтовані системи. Ковзання переходить у сусідні зерна, а в зернах, які зазнали легкого ковзання, починається множинне ковзання. Як наслідок, в деяких зернах відбувається ковзання по системах, які перетинаються, що призводить до швидкого зміцнення. В цілому, гальмуючи рух дислокацій, межі зерен зумовлюють переривчастий характер ковзання [9].

Коли швидкість деформації зразка рівна або перевищує швидкість переміщення захватів розривної машини, на діаграмі навантаження з'являються платоподібні ділянки. Їх виникнення може свідчити про те, що напруження безперервно коливається між крайніми значеннями. Очевидно, що переміщення дислокацій теж змінюється від повільного до швидкого і навпаки [9, 10]. Під час повільної фази напруження збільшується і зрештою стає достатнім для того, щоб звільнилася дислокація, внаслідок чого настає швидке пластичне течіння. Згодом напруження знижується, дислокації сповільнюються і цикл повторюється.

Якісно подібну закономірність зміни характеристик міцності і пластичності спостерігали також під час випроб матеріалів з гексагональною щільно спаккованою ґраткою, коли пластичне деформування відбувалося вздовж площин найлегшого ковзання чи двійникування в мікрооб'ємах матеріалу [8]. При цьому фіксували стрибкоподібне видовження зразків внаслідок двійникування.

Відомо [8], що напруження, які необхідні для зародження двійникування, значно перевищують (~ у тисячу разів [10]) напруження, за яких відбувається поширення вже існуючого двійника. Зазвичай, зародження двійника асоціюється з різким наступним (після його утворення) зниженням навантаження. Це визначає пилкоподібну форму кривої напруження–деформація. Ріст двійника супроводжується плавним збільшенням кривої навантаження. Для зародження двійника необхідна висока концентрація напружень, водночас для його подальшого росту

не потрібно збільшувати концентрацію напружень вище рівня, що досягається в металі за цієї деформації без двійникування [8].

Оскільки деформаційне двійникування характерне, насамперед, для великих швидкостей деформування та випроб за низьких температур, то ковзання для г.ц.к. металів є превалюючим завдяки рухові часткових, обмежуючих розщеплення, дислокацій по щільно спактованих площинах [8].

Зі збільшенням швидкості навантаження пластичне деформування мікрооб'ємів зразка внаслідок ковзання та взаємодії дислокацій не встигає відбутися, крім цього, можливе виникнення двійникування, що призводить до релаксації напружень, у результаті чого границя міцності знижується.

Твердість зразків зі сталі 12Х1МФ після випроб з різною швидкістю навантаження змінюється неістотно. Перед деформуванням – 1264...1303 НВ, а після нього змінюється вздовж робочої частини зразків від 1372 до 1558 НВ.

Натомість твердість зразків зі сталі 12Х18Н12Т після їх деформування з різною швидкістю змінюється суттєво, що зумовлено різним наклепом. Зокрема, якщо у недеформованому стані твердість сталі становила 1430...1480 НВ, то після деформування зразків зі швидкістю  $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  – 2775...2922 НВ, зростаючи з наближенням до зони руйнування. Водночас збільшення твердості зразків, деформованих з вищою швидкістю ( $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ), було менше (2382... 2592 НВ). Згідно з відомим кореляційним співвідношенням [12]

$$\sigma_B = \alpha \cdot \text{НВ},$$

отримані значення твердості НВ добре співвідносяться із границею міцності сталей. Для сталі 12Х1МФ коефіцієнт  $\alpha = 0,35$  [13]. Причому залежно від структури та тривалості експлуатації сталі цей коефіцієнт може змінюватися від 0,33 до 0,37. Границя міцності сталі 12Х18Н12Т корелює із твердістю, коли значення  $\alpha \approx 0,41... 0,49$ . Водночас міцність аустенітної сталі добре узгоджується із твердістю наклепаного аустеніту, тобто з максимальним значенням твердості металу після випробування (див. таблицю).

Твердість зразків зі сталі 12Х18Н12Т, деформованих за меншої швидкості навантаження, змінюється рівномірніше вздовж робочої довжини зразків, порівняно з твердістю, визначеною за вищої швидкості навантаження [11].

**Вплив старіння на властивості попередньо пластично деформованих сталей.** Проаналізували зразки з різним деформаційним зміцненням  $\eta$ , отримані за мінімальної ( $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ) швидкості навантаження (рис. 3). Максимального наклепу сталей досягали після найбільшого приросту абсолютного видовження. За однакової попередньої пластичної деформації зразків наклеп аустенітної сталі є значно вищий, ніж перлітної, що спричинено тим, що в металах з г.ц.к. граткою легше здійснюється множинне ковзання вздовж площин і напрямів, що

**Кореляція міцності з твердістю сталі 12Х18Н12Т після її випробування на розтяг**

$\sigma_B$	НВ	$\alpha$
МПа		
627	2852	0,22
674	3148	0,21
686	3119	0,22

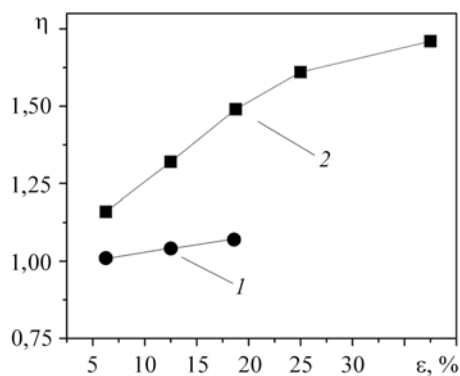


Рис. 3. Вплив деформації  $\epsilon$  на наклеп  $\eta$  сталей 12Х1МФ (1) та 12Х18Н12Т (2).

Fig. 3. The influence of deformation,  $\epsilon$ , on the cold-work hardening,  $\eta$ , of 12Х1МФ (1) and 12Х18Н12Т (2) steels.

перетинаються [9]. Внаслідок взаємодій дислокацій з утворенням їх складних конфігурацій та ефективних бар'єрів метал інтенсивніше зміцнюється під час наклепу.

За малої пластичної деформації не зафіксували змін мікроструктури сталі 12Х1МФ. Як і в недеформованому стані, в ній переважав ферит та зернистий перліт (рис. 4а), що відповідає 5–6 балу [5]. На межах зерен виявили крупні карбіди. За високої деформації зерна витягувалися вздовж напрямку ПД.

Через високу деформаційну здатність сталь 12Х18Н12Т схильніша до наклепу і тому внаслідок ПД її структура змінюється сильніше. У вихідному стані структура сталі, крім рівновісних зерен аустеніту, містить двійники, які спричинені, насамперед, технологічними особливостями виготовлення. Навіть незначна пластична деформація призводить до змін в її структурі – збільшення ліній й смуг ковзання, а за певних умов – кількості та розмірів двійників, а вища – до текстурування зерен у напрямі прикладеного навантаження.

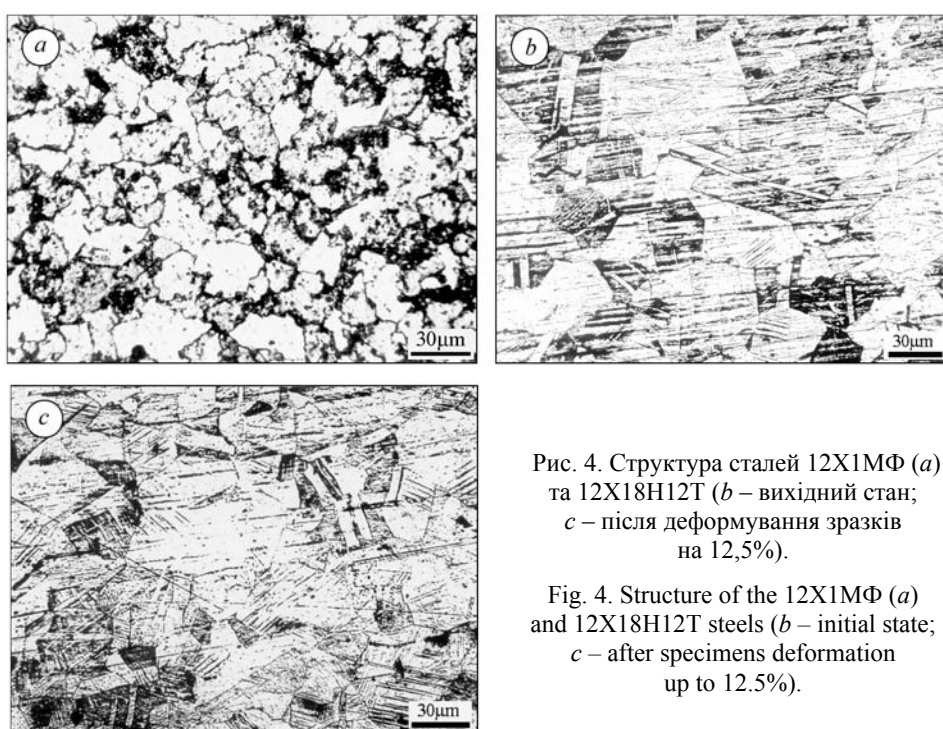


Рис. 4. Структура сталей 12Х1МФ (а) та 12Х18Н12Т (b – вихідний стан; c – після деформування зразків на 12,5%).

Fig. 4. Structure of the 12Х1МФ (a) and 12Х18Н12Т steels (b – initial state; c – after specimens deformation up to 12.5%).

Загалом структура деформованих зразків зі сталі 12Х18Н12Т вирізняється значною кількістю ліній, смуг ковзання та двійників, а також більшою нерівновісністю зерен (рис. 4с) порівняно з вихідним станом (рис. 4b), оскільки під час деформування частина зерен орієнтуються в напрямку розтягу. Це спричинено тим, що сусідні зерна заважають зернам, що зміщуються, вільно рухатися в напрямі дотичного напруження, внаслідок чого вони набувають витягнутої форми [10].

За вищої пластичної деформації травильність двійників, смуг деформування та ковзання полегшується, а подекуди стає навіть вищою за травильність меж зерен.

Деформація зразків зі сталі 12Х18Н12Т з меншою твердістю у вихідному стані супроводжується сильнішим наклепом, порівняно з твердішою, хоча тенденції його зміни якісно подібні (рис. 5).

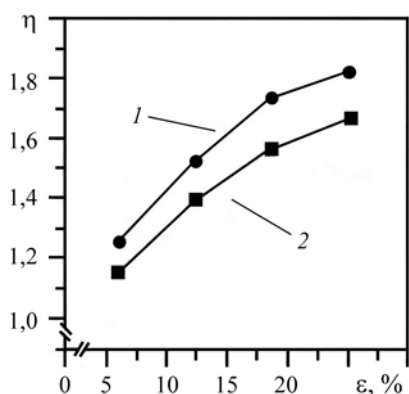


Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 5. Залежність наклепу  $\eta$  від деформування  $\epsilon$  зразків зі сталі 12X18H12T за твердості у вихідному стані 1225 (1) і 1431 HB (2).

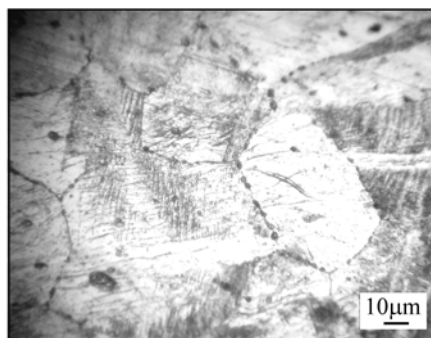


Рис. 6. Fig. 6.

Рис. 6. Мікроструктура сталі 12X18H12T після ПД та витримки за температури 650°C.

Fig. 6. Microstructure of 12X18H12T steel after plastic deformation and exposure at 650°C.

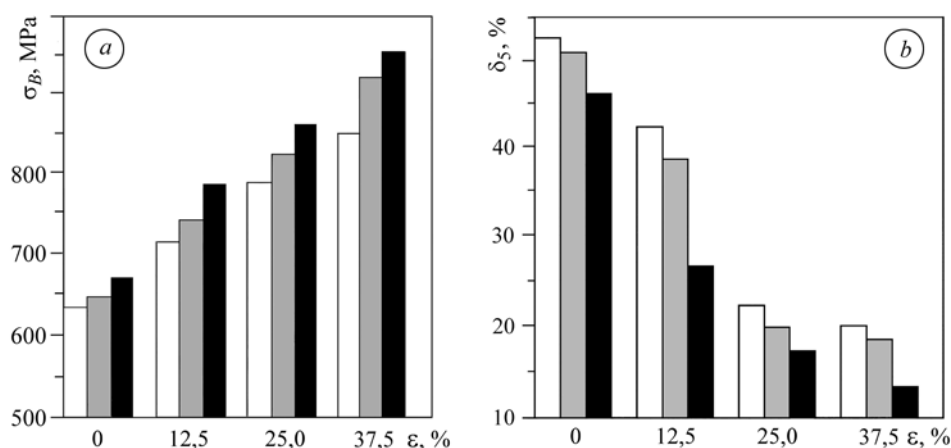


Рис. 7. Гістограми зміни границі міцності  $\sigma_B$  (a) та відносного видовження  $\delta_5$  (b) залежно від попереднього деформування  $\epsilon$  з швидкістю  $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  сталі 12X18H12T без витримування (білі стовпчики) та з витримкою за температури 650°C впродовж 1 (сірі) та 10 h (чорні).

Fig. 7. The histograms of the change of the ultimate strength,  $\sigma_B$ , (a) and elongation,  $\delta_5$ , (b) versus the plastic prestrain level,  $\epsilon$ , with a rate of  $8 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  of 12X18H12T steel without (white columns) and after exposure at temperature 650°C for 1 (grey) and 10 h (black).

Витримування до різного ступеня деформації зразків зі сталі 12X18H12T впродовж 1 і 10 h за температури 650°C сприяє виділенню в них карбідів хрому (рис. 6) типу  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  [14], внаслідок чого їх міцність зростає, а пластичність знижується (рис. 7). Разом з тим, навіть за значного наклепу ( $\eta = 1,21 \dots 1,81$ ) в результаті попереднього ПД технологічні властивості сталі 12X18H12T, оцінені за результатами випроб на згин, залишаються задовільними. На поверхні зразків після їх згинання на кут 90° візуально не виявили тріщин, надривів чи будь-яких інших дефектів (рис. 8).

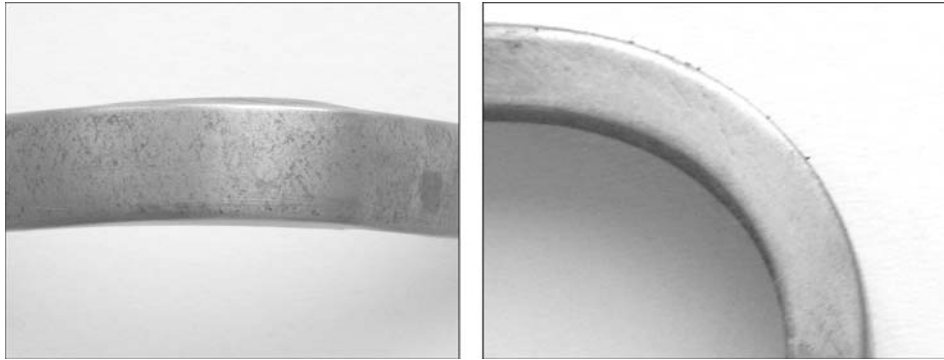


Рис. 8. Зразки після технологічних випроб на згин.

Fig. 8. The specimens after technological bending tests.

Не виявлено також схильності сталі 12Х18Н12Т до МКК [10]. Це може свідчити про визначальний вплив температурно-часового чинника на пошкодження гнутих ділянок труб внаслідок МКК, яка інтенсивно розвивається за умов контакту з вологою та корозійно-активними речовинами зі сторони і обмурівки, і золи, і пічних газів [2].

Відомо, що найпомітніший вплив структури сталі 12Х18Н12Т на її корозійну стійкість пов'язаний з виділенням в ній хромовмісних карбідів. Оскільки швидкість дифузії вуглецю (як елемента втілення) набагато перевищує швидкість дифузії хрому (як елемента заміщення), то в околі цих карбідів може виникати градієнт за концентрацією хрому. Якщо карбіди розташовані настільки близько, що області збіднення за вмістом хрому перекриваються, то з'являються досить протяжні смуги зі заниженим вмістом хрому ( $< 12\%$ ), внаслідок чого можливе виникнення селективної корозії, що розвиватиметься вздовж меж зерен [14]. Карбіди хрому утворюють суцільну чи розірвану мережу смуг зі заниженим вмістом хрому вздовж меж зерен. Різниця потенціалів між карбідами і аустенітом стає руйнівною силою міжкристалітного розчинення [14].

**Вплив залишкових напружень на роботоздатність гинів.** Зазвичай максимальний наклеп під час виготовлення гинів труб 15...20% [15]. Як наслідок, у гинах виникає складнонапружений стан, оскільки з'являються ділянки пластично деформовані розтягом та стиском, які можуть по-різному впливати на роботоздатність труб під час експлуатації [10, 15].

Загалом наклеп знижує температуру рекристалізації, що погіршує жароміцність сталі [14, 15]. Відомо, що після ПД знижується також тривала пластичність сталі [13]. При цьому можливе руйнування сталі без помітних ознак залишкової деформації.

Водночас залишкові напруження, їх концентрація і градієнт в окремих частинах гинів може інтенсифікувати дифузійні процеси і, як наслідок, впливати на перебіг структурних і фазових перетворень у сталі [13, 15].

## ВИСНОВКИ

Пластична деформація ( $\epsilon = 18,75\%$ ) аустенітної сталі 12Х18Н12Т призводить до наклепу  $\eta = 1,48$ . У перлітній сталі 12Х1МФ така ж деформація спричиняє менші залишкові напруження ( $\eta$  не перевищує 1,12). Витримування попередньо ПД сталі 12Х18Н12Т впродовж 1...10 h за температури 650°C сприяє виділенню в ній карбідів хрому, внаслідок чого міцність сталі зростає, а пластичність знижується. Зі збільшенням попередньої ПД вплив високотемпературного витримування посилюється і, як наслідок, зростання міцності та зниження пластичності сталі інтенсифікується.

**РЕЗЮМЕ.** Обнаружено, что предварительное пластическое деформирование аустенитной стали 12X18H12T вызывает наклеп, величина которого зависит от скорости деформирования. С увеличением скорости деформирования образцов от  $8 \cdot 10^{-4}$  до  $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  характеристики как прочности (предел прочности), так и пластичности (относительное удлинение) стали снижаются. После выдержки предварительно наклепанной стали при температуре  $650^\circ\text{C}$  увеличивается ее прочность, а пластичность снижается. Вместе с тем изотермическое влияние в течение 1 и 10 h не содействовало межкристаллитной коррозии стали в процессе ее выдержки в коррозионной среде 24 h.

**SUMMARY.** The preliminary plastic deformation of austenitic 12X18H12T steel leads to the formation of cold-work hardening, which value depends of the strain rate. The increase of the strain rate from  $8 \cdot 10^{-4}$  to  $417 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  causes the decrease of both the strength (ultimate strength) and plasticity (relative elongation). After exposure of the preliminary cold-hardened steel at  $650^\circ\text{C}$  its strength increases, but plasticity decreases. At the same time the isothermal influence during 1 and 10 h does not cause the intergranular corrosion of steel in the process of its exposure to corrosion environment for 24 h.

**Автор І. Ріней вдячний за часткову фінансову підтримку фундації Й. Міановського (Польща) в межах гранту на наукове стажування.**

1. ОСТ 108.030.40-79. Элементы трубные поверхностей нагрева, трубы соединительные в пределах котла, коллекторы стационарных паровых котлов. – Л.: НПО ЦКТИ, 1990. – 56 с.
2. Деякі особливості деградації труб пароперегрівників котлів ТЕС зі сталі 12X18H12T / Р. К. Мелехов, А. В. Василик, С. І. Палашук та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – 40, № 5. – С. 81–86.  
(Melekhov R. K., Vasylyk A. V., Palashchuk E. I., Krutsan H. M. and Onyshchak Ya. D. Some Specific Features of Degradation of Superheater Tubes of the Boilers of Thermal Electric Power Plants Made of 12Kh18N12T Steel // Materials Science. – 2004. – 40, № 5. – P. 668–675.)
3. ТУ 14-3-796-79. Трубы бесшовные холоднодеформированные для паровых котлов и трубопроводов из коррозионностойкой марки стали. Технические условия. – М.; 1979. – 11 с.
4. ГОСТ 10006-80 (СТ СЭВ 476–77). Трубы металлические. Методы испытаний на растяжение. – М.: Изд-во стандартов, 1980. – 17 с.
5. ТУ 14-3-460-2009. Труби сталеві безшовні для парових котлів і трубопроводів: – Дніпропетровськ: ДП “Наук.-досл. та констр.-техн. ін-т трубної промисловості ім. Ю. Я. Осади”, 2009. – 41 с.
6. ГОСТ 14019-80 (СТ СЭВ 474-77). Металлы и сплавы. Методы испытаний на изгиб. – М.: Из-во стандартов, 1981. – 6 с.
7. ГОСТ 6032-89 (СТ СЭВ 4076-83, ИСО 3651/1-76, ИСО 3651/2-76). Сталь и сплавы коррозионностойкие. Методы испытания на стойкость против межкристаллитной коррозии. – М.: Изд-во стандартов, 1991. – 42 с.
8. Херцберг Р.В. Деформация и механика разрушения конструкционных материалов. – М.: Metallurgiya, 1989. – 575 с.
9. Бернштейн М. Л. Структура деформированных металлов. – М.: Metallurgiya, 1977. – 432 с.
10. Бельченко Г. И., Губенко С. И. Основы металлографии и пластической деформации стали. – Киев–Донецк: Виш. шк., 1987. – 240 с.
11. Ріней І. В. Вплив наклепу сталі 12X18H12T на механіко-технологічні властивості та схильність труб до міжкристалітної корозії / Матеріали конф. XX відкрита наук.-техн. конф. молодих науковців і спеціалістів Фізико-механічного ін-ту ім. Г. В. Карпенка НАН України. – Львів, 2007. – С. 33–37.
12. Справочник по сталям и методам их испытаний. Пер. с нем. – М: Metallurgizdat, 1958. – 920 с.
13. Бугай Н. В., Березина Т. Г., Трунин И. И. Работоспособность и долговечность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоатомиздат, 1994. – 272 с.
14. Коррозия: Справ. / Под ред. Л. Л. Шраера. Пер. с англ. – М.: Metallurgiya, 1981. – 632 с.
15. Антикайн П. А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. – М.: Энергоатомиздат, 1981. – 368 с.

Одержано 16.07.2010