

PACS numbers: 61.72.Ff, 61.72.Mm, 81.20.Hy, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 81.70.Cv, 83.50.Uv

Щодо підвищення якості поковок із неіржавійної аустенітної криці

Л. М. Дейнеко, Г. Д. Сухомлин, Т. О. Дергач*, А. Ю. Борисенко**,
А. Є. Балєв***

*Український державний університет науки і технологій,
пр. Науки, 4,
49600 Дніпро, Україна*

**Харківський національний автомобільно-дорожній університет,
вул. Ярослава Мудрого, 25,
61002 Харків, Україна*

***Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України,
пл. Академіка Стародубова, 1,
49050 Дніпро, Україна,*

****ПРАТ «СЕНТРАВІС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН»,
пр. Трубників, 56,
53201 Нікополь, Україна*

Мета роботи — встановлення причин незадовільних результатів ультразвукового контролю (УЗК) виковків з неіржавійної аустенітної криці 08X18H10T (321) і надання науково обґрунтованих рекомендацій щодо підвищення їхньої якості. Проведено комплексні дослідження, які

Corresponding author: Leonid Mikolayovych Deyneko
E-mail: leonid_deyneko@i.ua

*Ukrainian State University of Science and Technology,
4 Nauky Ave., UA-49600 Dnipro, Ukraine*

**Kharkiv National Automobile and Highway University,
25 Yaroslava the Wise Str., UA-61002 Kharkiv, Ukraine*

***Institute of Ferrous Metallurgy Named After Z. I. Nekrasov,
1 Starodubov Sqr., UA-49050 Dnipro, Ukraine*

****PJС CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE,
56 Trubnikov Ave, UA-53201 Nikopol, Ukraine*

Citation: L. M. Deyneko, H. D. Sukhomlyn, T. O. Derhach, A. Yu. Borysenko, and A. Ye. Balyev, Regarding Improving the Quality of Forgings Made of Austenitic Stainless Steel, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, No. 12: 1237–1351 (2024) (in Ukrainian). DOI: [10.15407/mfint.46.12.1237](https://doi.org/10.15407/mfint.46.12.1237)

включали: аналізу хемічного складу, дослідження макро- та мікроструктури виковків металографічним і електронно-мікроскопічним методами, випробування на стійкість до міжкристалітної корозії (МКК), визначення механічних властивостей. Встановлено, що відбраковані за УЗК виковки, на відміну від придатних, характеризуються: наявністю ділянок ліквацийної та структурної неоднорідностей криці, підвищеним вмістом δ -фериту, аномальною різнозернистою мікроструктурою з розміром зерен від № 8 (15 мкм) до № 2 (700 мкм), наявністю карбідів Хрому на межах зерен, локальною схильністю до МКК. У структурі металу придатного за УЗК виковку встановлено підвищений вміст (> 65%) спеціальних низькоенергетичних меж зерен $\Sigma 3$ у теорії ґратниць пристайних вузлів (МЗ $\Sigma 3$ ГПВ), що свідчить про повне завершення рекристалізації за оброблення деформованої криці під час остаточного термічного оброблення. Розроблено та надано металургійному підприємству рекомендації щодо вдосконалення технології виготовлення та поліпшення структурно-якісних характеристик виковків з аустенітних корозійностійких криць промислового виробництва.

Ключові слова: неіржавійна аустенітна криця, кування, виковки, хемічний склад, макроструктура, мікроструктура, спеціальні межі зерен ГПВ, ультразвуковий контроль, міжкристалітна корозія, механічні властивості.

The goal of the work is to establish the reasons for the unsatisfactory results of ultrasonic control (USC) of forgings made of austenitic stainless steel 08X18H10T (321) of responsible purpose and to provide the scientifically based recommendations for improving their quality. Comprehensive studies are conducted, which included analysis of chemical composition, study of macro- and microstructure of forgings by metallographic and electron-microscopy methods, testing for resistance to intergranular corrosion (IGC), determination of mechanical properties. As established, the forgings rejected by USC, in contrast to the suitable ones, are characterized by: the presence of areas of liquation and structural heterogeneity of the steel, increased content of δ -ferrite, anomalous different-grain microstructure with a grain size from No. 8 (15 μm) to No. 2 (700 μm), the presence of chromium carbides on the grain boundaries, local susceptibility to IGC. In the structure of the forging turned out to be suitable during ultrasonic testing, there is an increased content (> 65%) of special low-energy grain boundaries $\Sigma 3$ in the theory of coincident-site lattices (GB $\Sigma 3$ CSL) that indicates the complete completion of recrystallization of the deformed steel during the final heat treatment. Recommendations are developed and provided to the metallurgical enterprise on improving both the manufacturing technology and the structural and qualitative characteristics of forgings made of austenitic corrosion-resistant steels of industrial production.

Key words: stainless austenitic steel, forging, forged pieces, chemical composition, macrostructure, microstructure, special grain boundaries CSL, ultrasonic control, intergranular corrosion, mechanical properties.

(Отримано 6 жовтня 2024 р.; остаточн. варіант — 14 листопада 2024 р.)

1. ВСТУП

Поковки з неіржавієних аустенітних Cr–Ni-криць широко використовуються у пріоритетних галузях промисловості (тепловіє та атомній енергетиці, хемічній, нафтопереробній, машинобудівній, аерокосмічній тощо) як товарна продукція і як заготівки для виготовлення металопродукції відповідального призначення [1–5]. Від якості викоків значною мірою залежить якість виготовлених з них виробів, оскільки присутні у них дефекти можуть унаслідуватися в товарній продукції. Тому до якісних характеристик викоків пред'являють високі вимоги: за хемічним складом, макро- та мікроструктурою, за стійкістю до міжкристалітної корозії (МКК), за механічними властивостями, а також за дефектами, які виявляються під час ультразвукового контролю (УЗК) [2, 5–8]. Останній застосовується як оперативний найбільш зручний та інформативний експрес-метод, що реагує на наявність дефектів, які впливають на технологічні властивості та низку якісних характеристик викоків. Згідно з діючими нормативно-технічними документами, УЗК є також одним із обов'язкових здавально-приймальних випробувань викоків з високолегованих криць. Підставою для проведення даної роботи було одержання на металургійному підприємстві незадовільних результатів ультразвукового контролю викоків із криці 08X18H10T.

Метою роботи було встановлення причин незадовільних результатів УЗК викоків із неіржавієної аустенітної криці 08X18H10T (321) і надання науково обґрунтованих рекомендацій щодо підвищення їхньої якості.

2. АНАЛІЗА ЛІТЕРАТУРИ

На металургійних підприємствах виливки із неіржавієних аустенітних криць піддають гарячому вальцюванню або куванню для поліпшення структури та підвищення пластичних властивостей [2, 6–9]. Зазвичай викокки виготовляють методом багатостадійного кування виливоків на молотах у діпазоні температур 1220–900°C (температура нагріву під кування становить 1200–1240°C) [7, 8] з проміжними нагрівани та термічним обробленням на готовому розмірі. Верхню температуру кування обмежено необхідністю запобігання надмірному зростанню величини зерна й утворенню несприятливої високотемпературної фази δ-фериту [5, 10], а нижню — необхідністю запобігання утворенню з δ-фериту шкідливої високохромистої інтерметалідної σ-фази [5, 9, 11, 12], а також карбідів Хрому на межах аустенітних зерен [5, 10]. Останнє приводить до збіднення хромом примежових ділянок твердого розчину та появи схильності криці до МКК [5]. Крім того, завершення кування за

понижених температур сприяє утворенню критичних механічних напружень у поверхневих шарах металу виковку, а під час наступного високотемпературного нагріву — аномальної різнозернистої мікроструктури криці. Подібну мікроструктуру спостерігали у кованих трубній заготовці із криці 03X18H11 (304L), відбракованій на металургійному підприємстві під час УЗК [13], у прокаті із криці 304L після холодної 5%-деформації та наступного тривалого відпалу за температури у 1050°C (розміри зерен варіювалися від 6 до 360 мкм) [14] і в холоднокатаних трубах із криці 08X18H10T (321), підданих деформації зі ступенем у 3–7% з наступним високотемпературним відпалом [4, 10].

Згідно з [8, 9], виковки із криці 08X18H10T (321) скінченних розмірів піддають термічному обробленню — відпалу за температури у 1000–1050°C (за деякими даними — 1020–1100°C).

Як показує досвід, під час аналізу хемічного складу неіржавіючих аустенітних криць необхідно звертати увагу на наявність у них домішок нерегламентованих стандартами тяжкотопких феритоутворювальних елементів Mo, V і W, які входять у формулу визначення хромового еквіваленту ($Cr_{\text{equ.}} = Cr + 2Si + 1,5Mo + 5V + 5,5Al + 1,75Nb + 1,5Ti + 0,75W$), що характеризує вплив хемічних елементів на утворення δ -фериту в аустенітних високолегованих крицях [7]. Як вже відзначалося, δ -ферит є небажаною структурною складовою аустенітних Cr–Ni- і Cr–Ni–Mo-криць, оскільки за певних температурних і температурно-деформаційних умов він може перетворюватися у шкідливу інтерметалідну σ -фазу та сприяти зниженню пластичності та корозійної стійкості криці [9, 11, 12]. У роботі [10] показано нег'ятивний вплив вмісту 4% δ -фериту в структурі криці 316L (03X17N14M3) на розвиток втомної тріщини після пришвидшеного старіння за температури у 750°C внаслідок виділення карбідів Хрому $Cr_{23}C_6$ на міжфазних межах ферит–аустеніт. Автори [12] пояснюють понижену стійкість до МКК криці 316L виділенням з δ -фериту інтерметалідної σ -фази.

Перспективним елементом, що стабілізує аустенітну структуру, є Нітроген [5, 15, 16], який міститься у промислових низьковуглецевих неіржавіючих аустенітних крицях у кількості від 0,04% до 0,18% [5]. Як показали дослідження [5, 15], Нітроген за вмісту до 0,2% не утворює високохромисті нітриди на межах зерен низьковуглецевих нестабілізованих аустенітних Cr–Ni- і Cr–Ni–Mo-криць і не викликає схильності їх до МКК.

Оптимальною для виковків із неіржавіючих аустенітних криць є повністю рекристалізована структура з рівновісними аустенітними зернами та відсутністю на їхніх межах надлишкових фаз, а також з обмеженою кількістю неметалевих включень і δ -фериту. Ступінь рекристалізації деформованої криці можна визначити надійно методом просвітлювальної електронної мікроскопії та мікродифрак-

ції електронів від обраної мікроділянки. Під час дослідження мікроструктури неіржавієвих аустенітних криць металографічним методом про повноту рекристалізації можна судити за наявністю й кількістю спеціальних низькоенергетичних меж зерен типу $\Sigma 3^n$ у теорії ґратниць пристайних вузлів (МЗ $\Sigma 3^n$ ГПВ) [5, 10, 14, 15, 18]. Найбільш низькоенергетичними з них є прямолінійні когерентні двійникові межі (двійники відпалу) $\Sigma 3$ ГПВ [15, 18, 19]. За даними [20] питома поверхнева енергія таких меж в аустенітній хромонікелевій криці дорівнює $1,9 \text{ ерг/см}^2$ ($19 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$), а енергія меж загального типу — 835 ерг/см^2 ($835 \cdot 10^{-3} \text{ Дж/м}^2$). Підвищений вміст МЗ ГПВ у рекристалізованій структурі криці сприяє підвищенню її пластичності, а також стійкості до міжкристалітної корозії та до інших локальних видів корозії [5, 10, 15, 18]. Кожен з наведених вище чинників може у тій чи іншій мірі впливати на якісні характеристики вивоків, у тому числі на результати ультразвукового контролю.

3. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Матеріалом дослідження були вивокки із криці марки 08X18H10T (за ASTM — 321; за EN — 1,4541), виготовлені шляхом багатостадійного кування виливків на промисловому ковальському обладнанні за чинною на металургійному підприємстві технологією. Готові вивокки проходили здавальні випробування й, у першу чергу, ультразвуковий контроль.

Від різних ділянок двох вивоків (такого, що показав задовільні результати за ультразвукового контролю, та забракованого за УЗК), виготовлених із криці одного топлення, відбирали зразки та піддавали їх комплексним дослідженням.

Хемічну аналізу зразків проводили на високочутливому спектрометрі «Spectromax» фірми «Spectro» (Німеччина). Дослідження макро- та мікроструктур здійснювали методами світлової й електронних просвітлювальної та растрової мікроскопії з мікрорентгеноспектральною аналізою від обраних ділянок. Металографічні й електронно-мікроскопічні дослідження включали: оцінку макро- та мікроструктур криці, аналізу дефектів металургійного та деформаційного походження, таких як ліквіаційна та структурна неоднорідності, наявності δ -фериту, надлишкових фаз на межах і в тілі зерна, аналізу неметалічних включень тощо. Загальну та зеренну структури криці оцінювали після електролітичного щавлення металографічних шліфів у 10%-розчині щавлевої кислоти ($\text{H}_2\text{C}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$) і в 4%-розчині азотної кислоти (HNO_3) у етиловому спирті. Розмір зерна, неметалічні включення та вміст δ -фериту оцінювали стандартними методами.

Випробування на стійкість до МКК проводили за методою В, ISO

3651-2, шляхом кип'ятіння підданих відпуску за 650°C зразків упродовж 8 годин у розчині сірчаної кислоти та мідного купоросу з додаванням металевої міді й оцінки результатів за наявністю або відсутністю характерних міжкристалітних тріщин на поверхнях Z-подібного вигину зразка, видимих зі збільшенням 8–12^x.

Механічні властивості виковків визначали випробуваннями зразків на розтяг та на ударний вигин за кімнатної температури.

4. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Спостереження за процесом кування в умовах промислового виробництва показало, що час початкового та проміжного нагрівання (відпалу) виковку може змінюватися в достатньо широких межах, відповідно до можливостей виробничого процесу, зокрема завантаження нагрівальної печі й кувальної машини, та відхилятися від технологічного регламенту. З цієї причини кування виливків і виковків на проміжних і чистовому розмірах іноді проходило за температур, вищих або нижчих за тих, що вимагаються регламентом. Такі обставини призводять до пониження стабільності процесу кування і, як наслідок, можуть сприяти одержанню незадовільних результатів під час здавально-приймальних випробувань.

Контрольна хемічна аналіза показала (табл. 1), що виковки за вмістом основних легувальних елементів (Хрому, Ніклю, Титану), технологічних добавок (Мангану, Силіцію) та регламентованих домішок (Карбону, Сірки, Фосфору) відповідали вимогам стандартів на крицю 08X18H10T та вироби з неї. Разом з тим, звертає на себе увагу наявність у криці домішок, нерегламентованих стандартами тяжкотопких феритоутворювальних елементів Ванадію (0,06%) і Вольфраму (0,09%), вплив яких на мікроструктуру та властивості криці 08X18H10T вивчено недостатньо.

Під час дослідження структури виковку, забракованого за УЗК, було виявлено у ній характерні макро- та мікродефекти різної природи. Перші з них мають форму поодиноких флокенів або порожнин

ТАБЛИЦЯ 1. Результати хемічної аналізи виковків із криці 08X18H10T (№ 1) і вимоги стандарту (№ 2).

TABLE 1. Results of the control chemical analysis of the 08X18H10T steel forgings (No. 1) and requirements of standard (No. 2).

Вміст елементів, ваг.%											
№	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Cu	Ti	V	W
1	0,073	0,28	1,68	9,87	0,008	0,038	17,31	0,27	0,50	0,06	0,09
2	≤ 0,08	≤ 0,8	≤ 2,0	9–11	≤ 0,02	≤ 0,040	17–19	≤ 0,3	5С–0,7	—	—

(рис. 1).

Другий тип дефектів був представлений ділянками сегрегації та структурної неоднорідності криці (рис. 2, *a*). Металографічні та мікрорентгеноспектральні дослідження мікроструктури цих ділянок виявили наявність надлишкових фаз на межах зерен аустеніту (рис. 2, *б*) з підвищеним вмістом у них Хрому й Карбону та пониженим вмістом Ніклю (табл. 2), що загалом відповідає складу карбідів Хрому.

Наявність їх на межах зерен криці 08X18N10T може свідчити

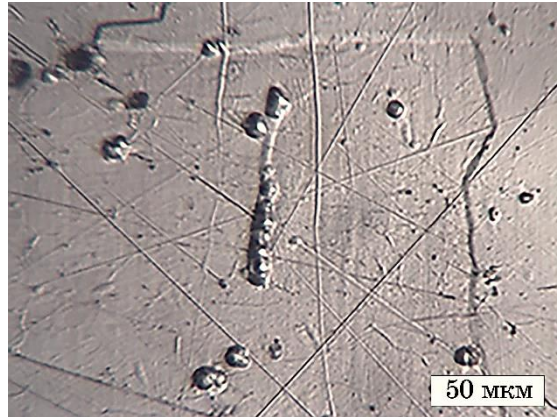


Рис. 1. Макродефекти типу флокенів і порожнин у забракованому під час УЗК виковку із криці 08X18N10T.

Fig. 1. Macrodefects such as flocks and voids in forgings made of 08X18N10T steel (321) rejected because of results of ultrasonic testing.

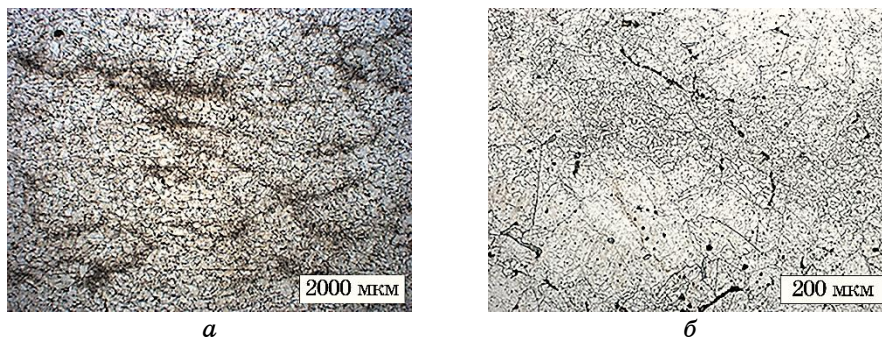


Рис. 2. Область ліквацийної (*a*) та структурної (*б*) неоднорідностей у забракованому за УЗК виковку.

Fig. 2. The area of the liquation (*a*) and structural heterogeneities (*b*) in a forging rejected during ultrasonic control.

ТАБЛИЦЯ 2. Інтерпретація спектрограми від фази на межах зерен на рис. 2, б.

TABLE 2. Interpretation of the spectrogram from the phase at grain boundaries in Fig. 2, б.

Елемент	Ваг.%	Ат.%
С К	1,89	8,06
Si К	0,20	0,37
Ti К	0,24	0,26
Cr К	27,02	26,65
Fe К	66,35	60,91
Ni К	4,29	3,75

про завершення кування зливка за понижених температур ($\leq 800^\circ\text{C}$) [3, 10], а також про понижену температуру та (або) швидкість охолодження, зокрема серединних шарів металу, за остаточного термічного оброблення виковку.

Під час детального дослідження під світловим мікроскопом мікроструктур зразків, відібраних від різних ділянок забракованого за контролю ультразвуковою методою виковку (від ділянок, близьких до ребер і вершин (рис. 3, а, б) і з серединних шарів (рис. 3, в)), встановлено наявність двох принципово різних типів зеренної структури криці (рис. 3).

Перший з них характеризувався значною різнозернистістю з поєднанням аномально великих нерівновісних зерен розмірами у 350–700 мкм (№ 2–0) із наддрібними полігональними зернами розмірами у 15–22 мкм (№ 8) (рис. 3, а, б). Така структура є характер-

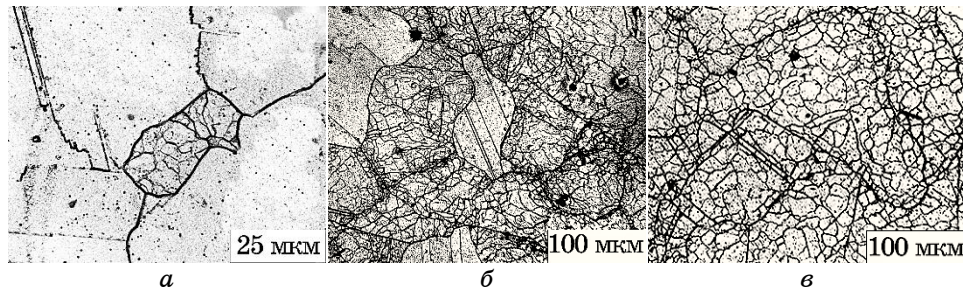


Рис. 3. Зеренна структура характерних ділянок досліджуваних виковків, забракованих під час УЗК: тип I (а, б), тип II (в).

Fig. 3. Grain structure of characteristic areas of investigated forgings rejected by means of USC: type I (a, б), type II (в).

ною для відпаленої після критичної деформації ($\varepsilon \cong 3-10\%$) неіржавійної аустенітної криці [4, 5, 14]. Звертає на себе увагу наявність прямолінійних когерентних спеціальних низькоенергетичних меж $\Sigma 3$ ГПВ (двійників відпалу) всередині крупних зерен (кластерів) (рис. 3, *а, б*), характерних для статично рекристалізованих за відпалу матеріалів з гранецентрованою кубічною ґратницею. Ймовірно, аномальну різнозернисту структуру у дослідних вивокках із криці 08X18N10T зумовлено нестабільністю температурно-деформаційних параметрів кування вилівка із його завершенням за понижених температур і з критичною деформацією.

Другий тип структури (рис. 3, *в*) характеризувався як відносно дрібними рекристалізованими аустенітними зернами розмірами у 11–15 мкм (№ 9–10), так і нерекристалізованими зернами з підвищеною густиною дислокацій.

Останнє підтверджено методом просвітлювальної електронної мікроскопії з мікродифракцією від відповідних обраних мікроділянок зразка (рис. 4).

Ймовірно, близькі до ребер і вершин ділянки вивокків під час кування зазнавали нерівномірної деформації та пришвидшеного охолодження (рис. 3, *а, б*), а деформація куванням і швидкість охолодження серединних шарів металу вивокку (рис. 3, *в*) були пониженими.

Зразки, вирізані з вивокків із аномальною різнозернистою структурою, характеризувалися локальною схильністю до міжкристалічної корозії під час випробування за методом В, ISO 3651-2. На поверхнях Z-подібного вигину двох із шістьох зразків після випробувань спостерігали міжкристалітні тріщини, видимі за збільшен-



Рис. 4. Полігонізована структура II типу у нерекристалізованій мікроділянці зразка на рис. 3, *в* (*а*, $\times 15000$) і мікродифракційна картина від ділянки *а* (*б*).

Fig. 4. Polygonal structure of type II in the unrecrystallized volume of the sample metal in Fig. 3, *в* (*а*, $\times 15000$) and a microdiffraction pattern from section *а* (*б*).



Рис. 5. Металографічне (а, б) й електронно-мікроскопічне (в) зображення структури типу ІІІ у придатному за УЗК виковку: щавлення шліфа для виявлення дійсного зерна ($\times 200$) (а) та для виявлення МЗ ГПВ ($\times 300$) (б).

Fig. 5. Metallographic (a, b) and electron microscope (c) images of the type-III structure in a forging suitable, when ultrasonic testing: etching to reveal the actual grain ($\times 200$) (a) and to detect the GB CSL ($\times 300$) (b).

ня 8–12°.

На рисунку 5 представлено металографічне й електронно-мікроскопічне зображення структури третього типу, яку було виявлено на придатному за випробування ультразвуковим контролем виковку. Видно, що структура криці є відносно дрібнозернистою та характеризується рівновісними рекристалізованими зернами розмірами у 22–31 мкм (№ 7–8) (рис. 5, а, б) з високим вмістом ($\cong 66\%$ на рис. 5, б) спеціальних низькоенергетичних меж зерен $\Sigma 3$ ГПВ, що характерно для добре відпаленої деформованої аустенітної хромонікелевої криці [5, 10, 15]. Карбіди Хрому на межах зерен відсутні; тип структури після електролітичного щавлення металографічних шліфів у $10\% \text{-C}_2\text{H}_2\text{O}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ за густини струму у $1 \cdot 10^4 \text{ A/m}^2$ —

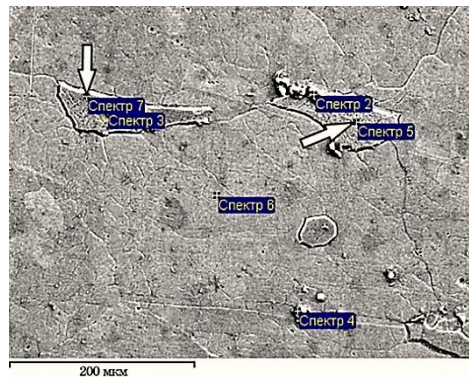


Рис. 6. Електронне зображення δ -фериту (спектри 5 і 7 показано стрілками).

Fig. 6. Electronic image of δ -ferrite (spectrum 5 and 7 shown by arrows).

ТАБЛИЦЯ 3. Інтерпретація спектрограм від ділянок структури, зазначених на рис. 6.**TABLE 3.** Interpretation of spectrograms from the plots shown in Fig. 6.

№ спектру	C	N	Si	Ti	Cr	Fe	Ni	Mo	W
Спектер 2	13,57			70,06	2,14	4,92	0,59	2,10	6,61
Спектер 3	14,32			73,39	1,52	1,76		2,58	6,43
Спектер 4	6,33	10,89		80,80	0,58	1,40			
Спектер 5	2,16				26,50	66,50	4,84		
Спектер 6	2,13		0,25	0,25	19,24	69,30	8,83		
Спектер 7	1,89		0,20	0,24	27,02	66,35	4,29		

«східчастий» [18] (рис. 5, б, в). Така структура зумовлює високу стійкість криці до МКК [5, 10, 15, 18], що було підтверджено задовільними результатами відповідних випробувань зразків цього виковку.

Відбраковані за УЗК виковки також характеризувалися підвищеним (до 7%) вмістом δ -фериту порівняно з придатними виковками. Його наявність підтверджено рентгеноспектральною аналізою ділянок зі скупченням фаз, подібних до δ -фериту (на рис. 6 їх вказано стрілками, а у табл. 3 їм відповідають виділені спектри 5 і 7), які характеризуються підвищеним вмістом Хрому та пониженим Ніклю порівняно з середнім вмістом їх у криці.

У попередніх дослідженнях було показано, що підвищений вміст δ -фериту (до 15%) у кований трубній заготівці $\varnothing 180$ мм із криці

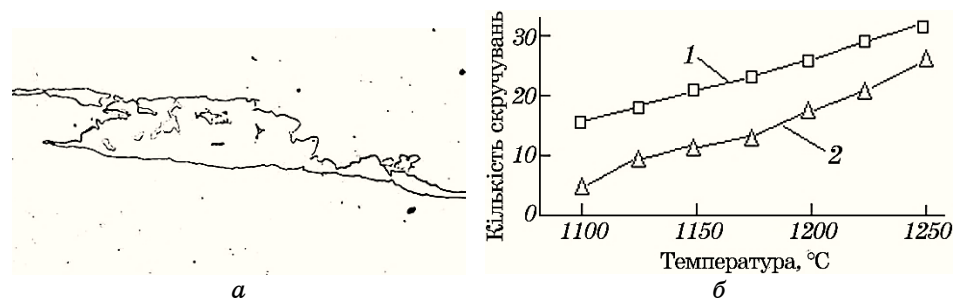


Рис. 7. Підвищений вміст δ -фериту в мікроструктурі трубної заготівки $\varnothing 180$ мм із криці 03X18H11 (а, $\times 500$) і результати порівняльних випробувань її зразків на гаряче скручування (б).

Fig. 7. Increased content of δ -ferrite in the microstructure of a pipe billet $\varnothing 180$ mm made of steel 03X18H11 (а, $\times 500$) and the results of comparative tests of its samples for hot twisting (б).

03X18H11 (304L) (рис. 7, *a*) сприяв пониженню її технологічної пластичності в гарячому стані (за випробування на гаряче скручування) порівняно із заготовкою з пониженим вмістом δ -фериту (рис. 7, *б*, криві 2 і 1 відповідно).

Гаряче пресування з неї труб привело до перетворення δ -фериту в інтерметалідну σ -фазу (рис. 8, *a*), до структурно вибіркової корозії за випробування зразків на стійкість до МКК (рис. 8, *б*) і підвищеної у 3–5 разів швидкості корозії порівняно з вимогами стандартів.

З'ясовано, що зменшення вмісту δ -фериту в структурі аустенітної Cr–Ni-криці можна досягти тривалим нагріванням її в межах раціональної витримки в інтервалі температур 1150–1200°C (рис. 9).

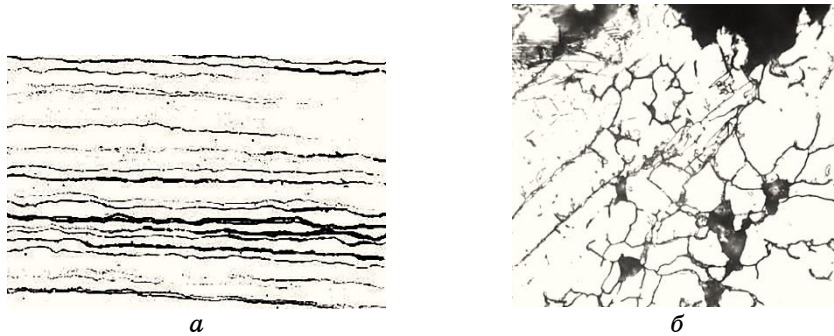


Рис. 8. Структура гарячепресованої труби із криці 03X18H11, виготовленої з трубної заготовки з підвищеним вмістом δ -фериту: σ -фаза ($\times 500$) (*a*), структурно вибіркова корозія по σ -фазі ($\times 800$) (*б*).

Fig. 8. The structure of a hot-pressed pipe made of 03X18H11 steel fabricated from a billet with a high content of δ -ferrite: σ -phase ($\times 500$) (*a*), structural-selective corrosion in the σ -phase ($\times 800$) (*б*).



Рис. 9. Еволюція δ -фериту в аустенітній Cr–Ni-криці під час тривалого високотемпературного відпалу ($\times 300$): вихідна структура (*a*); 1150°C, 6 год (*б*); 1200°C, 6 год (*в*); 1200°C, 10 год (*г*).

Fig. 9. Evolution of δ -ferrite in austenitic Cr–Ni steel during long-term high-temperature annealing ($\times 300$): initial structure (*a*); 1150°C, 6 h (*б*); 1200°C, 6 h (*в*); 1200°C, 10 h (*г*).

ТАБЛИЦЯ 4. Механічні властивості придатного (№ 1) і забракованого за УЗК (№ 2) виковків.**TABLE 4.** Mechanical properties of good (No. 1) and rejected by ultrasonic testing (No. 2) forgings made of steel 08X18H10T.

№ виковку	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_s , МПа	δ_5 , %	φ , %	KCU , Дж/см ²
1	216–223	514–533	45–48	65–69	233–242
2	196–232	503–540	42–47	61–66	212–225
Вимоги стандартів	≥ 180	≥ 480	≥ 35	—	—

Рівень механічних властивостей придатного й забракованого за ультразвукового контролю виковків був приблизно однаковим і відповідав вимогам стандартів (табл. 4).

На основі аналізу одержаних результатів комплексних досліджень надано науково обґрунтовані рекомендації металургійному підприємству щодо коригування технології виготовлення виковків відповідального призначення з високолегованих аустенітних криць, які полягають у наступному:

- застосування топленя «селект» з пониженим вмістом домішкових феритоутворювальних елементів, зокрема Mo, V, W, з підвищеним (до 0,1%) вмістом Нітрогену та, відповідно, пониженим (до 3%) вмістом δ -фериту;
- збільшення (до 10 годин) часу гомогенізаційного відпалу за температури у 1150–1160°C вихідних виливків;
- завершення кування переробних і готових виковків за температури не нижче 900°C задля запобігання утворенню критичної деформації та критичному зростанню зерна;
- коригування режиму остаточного термічного оброблення виковків: рекомендовано здійснювати відпал за температури у 1020–1050°C з витримкою під час нагріву не менше 4 годин з наступним гартуванням у холодній воді (із температурою < 40°C), що забезпечить гомогенізацію хемічного складу та повну рекристалізацію й стабілізацію структури криці, збільшення кількості спеціальних низькоенергетичних меж зерен $\Sigma 3$ ГПВ, які мають підвищену корозійну стійкість, відсутність виділень на межах зерен карбідів Хрому та, відповідно, високу гарантовану стійкість виковків проти міжкристалітної корозії.

5. ВИСНОВКИ

Комплексними дослідженнями придатних і забракованих за УЗК виковків із криці 08X18H10T (321) встановлено наступне.

1. Хемічний склад виковків відповідає вимогам стандартів.
2. Підвищений вміст феритної δ -фази у забракованих за УЗК виковках свідчить про більшу ліквіційну неоднорідність у них за вмістом ферито- й аустенітоутворювальних елементів.
3. Забракований за УЗК виковок, на відміну від придатного, характеризується наявністю макро- та мікродефектів структури, аномальною різнозернистою мікроструктурою, наявністю карбідів Хрому на межах зерен, локальною схильністю до міжкристалітної корозії.
4. Придатний за УЗК виковок характеризується більш однорідною та відносно дрібнозернистою рівновісною мікроструктурою з підвищеним вмістом спеціальних низькоенергетичних меж зерен $\Sigma 3$ ГПВ, що свідчить про повне завершення рекристалізації обробленим деформованої криці за остаточного термічного оброблення.
5. Сукупність одержаних результатів уможливило зробити висновок, що основною причиною забракування низки виковків із криці 08X18H10T за УЗК є сегрегаційна (хемічна та структурна) неоднорідність вихідних зливок і нестабільність температурно-деформаційних параметрів кування, зокрема завершення проміжних і кінцевого кувального оброблення (перед наступним високотемпературним нагрівом) в умовах понижених температур і критичних деформацій.
6. Показано резервні можливості підвищення якісних характеристик виковків з аустенітних хромоніклевих криць відповідального призначення.
7. Надано науково обґрунтовані рекомендації металургійному підприємству щодо коригування хемічного складу та структурного стану вихідних виливків і технології кування їх під час виготовлення виковків.

ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. S. Lu, *Chemical Industry Press*. (2013).
2. K. H. Lo, C. H. Shek, and J. K. L. Lai, *Mater. Sci. Eng.*, **65**: 39 (2009).
3. V. Kain and P. K. De, *Int. J. Nucl. Energy Sci. Technol.*, **1**, Nos. 2/3: 220 (2005).
4. В. С. Вахрушева, Т. А. Дергач, Г. Д. Сухомлин, *Вопр. атом. науки и техн.*, **92**, № 2: 73 (2008).
5. Т. О. Дергач, *Автореф. дис. докт. техн. наук* (Дніпро: ПДАБА: 2018).
6. G. Mochnal, *Forging of Stainless Steels*, **14a**: 261 (2005).
7. В. А. Тюрин, *Теория и процессыковки слитков на пресах* (Москва: Машиностроение: 1979).
8. R. Wehrenberg, *Materials Engineering*, **98**: 1 (1983).
9. А. И. Панченко, А. В. Король, А. В. Жайворонок, Л. В. Тур, С. А. Панченко, А. Е. Балев, *Сталь*, **9**: 49 (2012).
10. Т. А. Дергач, Г. Д. Сухомлин, Л. Н. Дейнеко, *Металознавство та термічна обробки металів*, **4**: 75 (2003).
11. С. А. Панченко, А. Е. Балев, В. И. Большаков, Т. А. Дергач, *Металознавс-*

- тво та термічна обробка металів, **67**, № 4: 43 (2013).
12. X. Tang, C. M. Han, Z. K. Bao, Y. Y. Huang, W. He, and W. Hua, *Microsc. Microanal.*, **11** (2005).
 13. А. Ю. Борисенко, *Металловедение и термическая обработка металлов*, **2**: 39 (2014).
 14. M. Shimada, H. Kokawa, Z. J. Wang, Y. S. Sato, and I. Karibe, *Acta Mater.*, **50**, No. 9: 2331 (2002).
 15. T. O. Dergach, G. D. Sukhomlin, L. M. Deyneko, Z.-H. Jiang, and J. Tian, *Mater. Sci.*, **59**, No. 1: 56 (2023).
 16. Я. Катада, Н. Вашитсу, Н. Баба, *Металловедение и термическая обработка металлов*, **605**, № 11 (2005).
 17. C. Cayron, *Acta Crystallogr.*, **63**: 11 (2007).
 18. Т. О. Дергач, Г. Д. Сухомлин, А. Є. Балеv, Д. А. Сухомлин, *Вісник Придніпровської держ. академії будівництва та архітект.*, **3**: 46 (2020).
 19. L. E. Murr, *Acta Metall.*, **16**: 1127 (1968).

REFERENCES

1. S. Lu, *Chemical Industry Press*. (2013).
2. K. H. Lo, C. H. Shek, and J. K. L. Lai, *Mater. Sci. Eng.*, **65**: 39 (2009).
3. V. Kain and P. K. De, *Int. J. Nucl. Energy Sci. Technol.*, **1**, Nos. 2/3: 220 (2005).
4. V. S. Vakhrusheva, T. A. Dergach, and G. D. Sukhomlin, *Vopr. Atom. Nauki Tekh.*, **92**, No. 2: 73 (2008) (in Russian).
5. T. O. Dergach, *Avtoref. Diss. Dokt. Tekhn. Nauk* (Dnipro: PDABA: 2018) (in Ukrainian).
6. G. Mochnal, *Forging of Stainless Steels*, **14a**: 261 (2005).
7. V. A. Tyurin, *Teoriya i Protsessy Kovki Slitkov na Presakh* (Moskva: Mashinostroenie: 1979) (in Russian).
8. R. Wehrenberg, *Materials Engineering*, **98**: 1 (1983).
9. A. I. Panchenko, A. V. Korol, A. V. Zhaivoronok, L. V. Tur, S. A. Panchenko, and A. E. Balev, *Stal'*, **9**: 49 (2012) (in Russian).
10. T. A. Dergach, G. D. Sukhomlin, and L. M. Deyneko, *Met. Sci. Heat Treat.*, **4**: 75 (2003) (in Russian).
11. S. A. Panchenko, A. E. Balev, V. I. Bolshakov, and T. A. Dergach, *Met. Sci. Heat Treat.*, **63**, No. 4: 43 (2013) (in Russian).
12. X. Tang, C. M. Han, Z. K. Bao, Y. Y. Huang, W. He, and W. Hua, *Microsc. Microanal.*, **11** (2005).
13. A. Yu. Borisenko, *Met. Sci. Heat Treat.*, **2**: 39 (2014) (in Russian).
14. M. Shimada, H. Kokawa, Z. J. Wang, Y. S. Sato, and I. Karibe, *Acta Mater.*, **50**, No. 9: 2331 (2002).
15. T. O. Dergach, G. D. Sukhomlin, L. M. Deyneko, Z.-H. Jiang, and J. Tian, *Mater. Sci.*, **59**, No. 1: 56 (2023).
16. Ya. Katada, N. Vashitsu, and H. Baba, *Met. Sci. Heat Treat.*, **605**, No. 11 (2005).
17. C. Cayron, *Acta Crystallogr.*, **63**: 11 (2007).
18. Т. О. Дергач, Г. Д. Сухомлин, А. Ye. Balyev, and D. A. Sukhomlin, *Visnyk Pridniprovs'k. Derzh. Akademiyi Budivnytstva ta Arkhitekt.*, **3**: 46 (2020) (in Ukrainian).
19. L. E. Murr, *Acta Metall.*, **16**: 1127 (1968).