

Тетяна ДЕРГАЧ, Георгій СУХОМЛИН

ТЕОРЕТИЧНІ ТА ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ РОЗРОБКИ ІННОВАЦІЙНИХ ТЕХНОЛОГІЙ ВИРОБНИЦТВА ТРУБ З ВИСОКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

*ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»,
вул Чернишевського, 24-а, м. Дніпро, 49600. E-mail: ta_dergach@i.ua*

Tatyana DERGACH, Georiy SUKHOMLIN

THEORETICAL AND TECHNOLOGICAL FOUNDATION OF DEVELOPMENT OF INNOVATIONAL TECHNOLOGIES FOR MANUFACTURING TUBES OF HIGH- ALLOY STEELS

*Prydniprovskya State Academy of Civil Engineering and Architecture
24-a, Chernyshevkyi Str., Dnipro, Ukraine. E-mail: ta_dergach@i.ua*

ABSTRACT

The research objective. Raising corrosion resistance and operational reliability of high-alloy steels by means of goal-directed control of metal structure during deformation and heat treatment based on the principle of grain-boundary engineering (GBE). **Materials of research.** High-alloy austenitic (03X18H11, 03X17H14M3) and ferrite-austenitic (duplex and superduplex) steels (02X22H5AM3, 02X25H7AM4) and the tubes made of these steels. **The research methods.** Light quantitative and qualitative metallography; transmission and scanning electronic microscopy; diffraction of backscattered electrons; energy dispersion X-ray analysis; procedures of determining characteristics of the high-angle grain boundaries and the interface boundaries; chemical and spectral analysis; comprehensive corrosion and electrochemical study; tests for mechanical properties.

The research results. Theoretical and technological foundation of development of innovative technologies for manufacturing tubes of high corrosion resistance from high-alloy austenitic and ferrite-austenitic steels has been elaborated. The study was based on application of new methods for examination of the grain-boundary structure of polycrystalline materials; goal-directed control of the structuring processes on the principle of grain-boundary design during thermal treatment and deformation in the manufacture of tubes; data on physic-chemical and corrosion properties of α - and γ - phases and phase transformations in ferrite-austenite (duplex and superduplex) steels. It has been proved for the tube metal with a face-centered cubic (fcc) crystal lattice, that the increase in the degree of cold deformation of the billets with $\varepsilon \approx 40...50$ % to $\varepsilon \geq 75...80$ % and the subsequent high-temperature annealing at temperatures of 1150...1200°C with accelerated cooling, and an additional annealing with subsequent hardening according to the conditions depending on the class and chemical composition of the steel, result in a growth of specific content of special low-energy grain boundaries (SB) of $\Sigma 3^n$ type in the structure of austenitic steels (on average, 45 to 70 %) and in γ -phase of ferrite-austenite steels (from 38 to $\geq 65\%$); the content of α - α SB and the interface α - γ boundaries with a reduced surface energy in the structure of ferrite-austenite steels; ensure absence of excess phases on the grain boundaries and interface boundaries and growth of tube resistance to intergranular corrosion (IGC) and pitting corrosion (PC), corrosion cracking (CC), sulfide stress corrosion cracking (SSCC) and improve electrochemical characteristics of steels. Influence of additives of surface active element of boron on the grain boundary structure and corrosion resistance of grain boundaries in 03X18H11 and 03X17H14M3 steels has been established. A technology has been developed that significantly reduces corrosion rate (up to 27 times) in tubes made of austenitic steels with boron additives and tested for resistance to IGC in a highly oxidizing medium (boiling 65% HNO₃) by the method of DU, GOST 6032 or by the method C, ASTM A-262. This technology is based on the principle of GBE and special physic-chemical properties of boron (segregation at grain boundaries, ultra-low solubility in steels, high diffusion mobility and affinity for oxygen). This process includes an intensive deformation during finishing rolling of tubes and subsequent double quenching from temperatures 1200 + 950°C and formation of a structure containing no precipitates of borides and carboborides at the grain boundaries and a growth of corrosion resistance of the boundaries and steel as a whole.

Theoretical and technological solutions implemented at CENTRAVIS PRODUCTION UKRAINE PJSC, the leading pipe and tube company of Ukraine, ensure obtaining of high-quality competitive products.

KEY WORDS: *steels, tubes, deformation, tempering, microstructure, special grain boundaries, grain boundary engineering, corrosion properties.*

ВСТУП

Труби з високолегованих аустенітних і феритно-аустенітних (дуплексних і супер-дуплексних) сталей експлуатують в особливо агресивних середовищах в хімічній, нафтохімічній, целюлозно-паперовій, енергетичній та інших галузях промисловості й завдяки схильності цих сталей до пасивації піддаються найбільш небезпечним локальним видам корозії – міжкристалітній (МКК), пітинговій (ПК), корозійному розтріскуванню (КР), які зароджуються і розвиваються переважно на границях зерен і міжфазних границях. Постійне підвищення жорсткості умов експлуатації таких труб потребує пошуку принципово нових наукових і технологічних рішень, спрямованих на підвищення їх якісних характеристик для задоволення зростаючих вимог споживачів. Аналіз літератури і власний досвід показують, що перспективним з огляду на це є запропонований Т. Ватанабе принцип зернограничного конструювання (ЗГК), який є сукупністю деформаційних, температурних та інших процесів, які сприяють утворенню структури полікристалічних матеріалів (сталей і сплавів) з максимально можливою кількістю спеціальних границь (СГ) зерен типу $\Sigma 3^n$ у концепції ґраток співпадаючих вузлів (ГСВ), які володіють особливими властивостями, в тому числі, пониженою поверхневою енергією і підвищеною корозійною стійкістю [1–3].

Мета роботи: підвищення корозійної тривкості та експлуатаційної надійності труб із високолегованих сталей шляхом цілеспрямованого керування структурою під час деформаційних і температурних обробок за принципом зернограничного конструювання.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Матеріалами досліджень служили труби з розповсюджених аустенітних сталей 03X18H11 (304 L), 03X17H14M3 (316 L) і з феритно-аустенітних сталей нового покоління – дуплексної 02X22H5AM3 (UNS S 31803) і супердуплексної 02X25H7AM4 (S 32750), табл. 1.

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваних феритно-аустенітних сталей

Table 1. Chemical composition of the investigated ferrite-austenitic steels

Сталь	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Mo	Ni
02X22H5AM3	0,020	0,48	1,6	0,022	0,001	0,18	22,3	3,1	5,2
02X25H7AM4	0,020	0,52	1,2	0,020	0,004	0,26	24,6	3,4	6,3

Параметри деформаційних і температурних обробок при виготовленні труб варіювали: ступінь холодної деформації (ϵ) у діапазоні 40...80 %, режими відпалів – у діапазоні температур: 1050...1200°C і 1150...1200 + 950...1200°C і часу витримки 10 і 30 min із наступними гартуваннями, залежно від структури, фазового стану і хімічного складу сталі.

Якісну та кількісну оцінку спеціальних границь зерен типу $\Sigma 3^n$ (від $\Sigma 3$ до $\Sigma 27$) в γ -фазі аустенітних і феритно-аустенітних сталей та міжфазних границь α - γ з пониженою питомою поверхневою енергією здійснювали методами металографії й електронної мікроскопії згідно з розробленими методиками [3], а також методом дифракції зворотно розсіяних електронів (ДЗРЕ). СГ α - α у феритній фазі феритно-аустенітних сталей визначали за металографічною методикою, заснованою на характерних ознаках цих границь: наявності протилежних їм близьких до 180° кутів у потрійних стиках і множинних стиків [3].

Комплексні корозійні дослідження труб поєднували: випробування зразків на тривкість до МКК, ПК і КР за стандартними методами за ГОСТ 6032 (ASTM A-262), ASTM G-48, ASTM G-36; випробування на стійкість проти сульфідного корозійного розтріскування під напруженням (СКРН) у розчині: 5 % NaCl + 0,5 % CH₃COOH + H₂S (насичений), – за методом А, NACE TM 0177 і електрохімічні дослідження шляхом побудови анодних поляризаційних кривих прямого і зворотного ходу в розчині NACE.

АНАЛІЗ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕНЬ

Аналіз структур сталей після деформаційних і температурних обробок за різними режимами показав наступне. У трубах з аустенітних сталей з підвищенням ступеня холодної деформації з 40 до 80 % і температури відпалу з 1050 до 1200°C спостерігається зростання величини зерна (з 32 до 63 μm) і збільшення питомої кількості спеціальних низькоенергетичних

границь зерен типу $\Sigma 3^n$ (з 42...45 до $\approx 70\%$), табл. 2, рис. 1 *a*.

Таблиця 2. Вплив ступеня деформації і температури відпалу на кількість СГ зерен в аустенітній сталі і в γ -фазі дуплексної сталі

Table 2. Influence of deformation ratio and annealing temperature on the quantity of SB grains in austenitic steel and in the γ -phase of duplex steel

Сталь	$t_{\text{відпалу}}, ^\circ\text{C}$	Ступінь деформації, ε , % / середня кількість СГ $\Sigma 3$, %			
03X18H11	1050	40 / 45	50 / 48	60 / 53	80 / 55
	1180	40 / 57	50 / 61	60 / 65	80 / 70
02X22H5AM3	1050	40 / 38	50 / 42	60 / 48	75 / 50
	1150	40 / 50	50 / 53	60 / 57	75 / 62

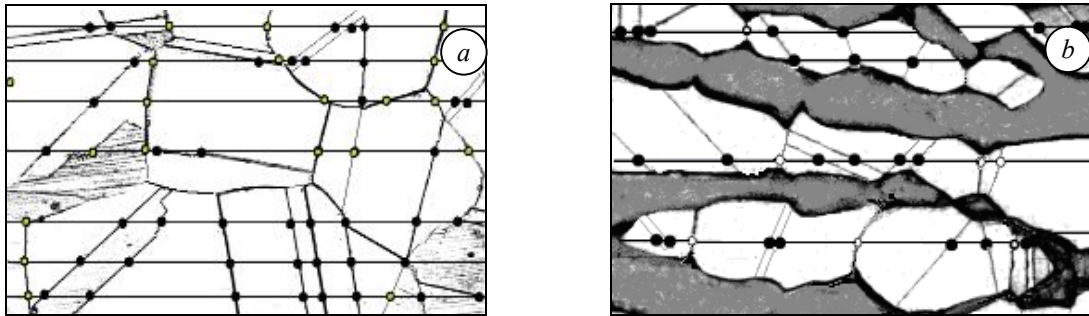


Рис. 1. Ідентифікація і підрахунок кількості СГ у структурі труб: *a* – з аустенітної сталі 03H17H14M3 після відпалу при 1200°C, $\times 400$; *b* – з феритно-аустенітної сталі 02X22H5AM3 після відпалу при 1150+1050°C, $\times 1000$). ● – СГ γ - γ ; ○ – границі загального типу в γ -фазі.

Fig. 1. Identification and calculation of the SB quantity in the structure of tubes of austenitic 03Cr17Ni14Mo3 steel after annealing at 1200°C (*a*, $\times 400$) and of duplex steel 02Cr22Ni5NiMo3 after annealing at 1150+1050°C (*b*, $\times 1000$). ● SB γ - γ ; ○ the boundaries of general type in the γ -phase.

У трубах із феритно-аустенітних сталей з підвищенням ступеня холодної деформації з 40 до 75 % і температури відпалу перед гартуванням відбувається повне перетворення шкідливих інтерметалідних фаз, зокрема, σ -фази (за її наявності у вихідній структурі), збільшення питомої поверхні СГ в γ -фазі й помірне зростання α і γ зерен. Поруч з цим, спостерігали підвищення до $> 60\%$ вмісту феритної фази – внаслідок $\gamma \rightarrow \alpha$ (δ) перетворення, яке відбувається під час нагріву зазначених сталей вище температури 1150°C (табл. 3), що не допускається стандартами і технічними умовами на труби, оскільки негативно впливає на їх експлуатаційні властивості. Наступні відпали труб із дуплексної і супердуплексної сталей при температурах 1050 і 1100°C, відповідно, з гартуваннями, відновлюють баланс α і γ фаз до співвідношення $\approx 50:50\%$, – завдяки зворотному α (δ) $\rightarrow \gamma$ перетворенню, дещо подрібнюють структуру сталей порівняно з високотемпературним відпалом і підвищують вміст в γ -фазі СГ $\Sigma 3$ до $\approx 67\%$ (рис. 1 *b*, табл. 3).

Таблиця 3. Вплив температури відпалу з наступним гартуванням на середній розмір α і γ зерен, фазовий склад і зернограничну структуру холоднокатаних труб зі сталі 02X22H5AM3

Table 3. Influence of temperature of annealing with subsequent hardening on the average size of α and γ grains, phase composition and grain boundary structure of cold-rolled tubes of 02Cr22Ni5NiMo3 steel

$t, ^\circ\text{C}$	α/γ зерно, мкм	СГ, %	α -фаза, %
1050	7,2/6,8	50	46...51
1100	8,5/7,8	–	52...55
1150	9,6/8,7	62	56...64
1200	10,3/8,9	64	62...66
1150+1050	7,8/8,2	66	50...52
1200+1050	8,3/8,3	67	52...54

Вперше методами металографії [3] і дифракції зворотно розсіяних електронів у феритній складовій труб із феритно-аустенітних сталей знайдено спеціальні низькоенергетичні границі α - α ,

які характеризувалися близькими до 180°C протилежними їм кутами в потрійних стиках (рис. 2). Кількість СГ α - α з підвищенням температури відпалу збільшувалася.

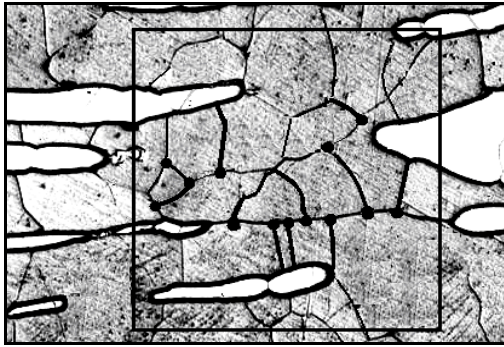


Рис. 2. Мікроструктура сталі 02X25H7AM4 після відпалу при 1250°C з гартуванням. Прямокутником виділена ділянка з підвищеним вмістом СГ α - α , крапками – стику, в які границі входять під кутом, близьким до 180° , $\times 1000$.

Fig. 2. Microstructure of 02Cr25Ni7NMo4 steel after annealing at 1250°C with hardening. The rectangles shows the area with high content of SB α - α , the dots show the joints in which grain enter at an angle close to 180° , $\times 1000$.

Аналіз міжфазних границь α - γ в трубах із феритно-аустенітних сталей показав їх чітку орієнтацію у напрямі прокатки (рис. 3), що вказує на їх підвищені питому поверхневу енергію і лінійний натяг порівняно з міжзеренними границями γ - γ і α - α .

Вперше на основі аналізу кристалографічних параметрів структури труб із феритно-аустенітних сталей, підданих відпалам, із застосуванням методу ДЗРЕ і розробленої методики [3] знайдено особливі міжфазні границі, які утворюють із міжзеренними границями множинні (зокрема, четверні) стику (рис. 3) та характеризуються більш упорядкованою структурою, оскільки мають понижені поверхневий натяг і питому поверхневу енергію.

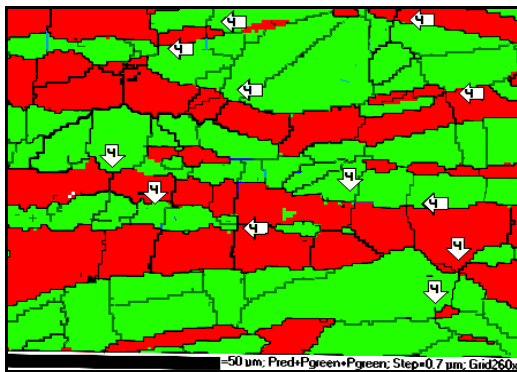


Рис. 3. Четверні стику (показані стрілками з літерою «Ч») в сталі 02X25H7AM4, утворені за участю міжфазних границь α - γ .

Fig. 3. Multiple joints (shown by arrows with the letter «Ч») in 02Cr25Ni7NMo4 steel formed with participation of the interface α - γ .

Крім того, вважається доведеним, що множинні стику обов'язково містять спеціальні міжзеренні границі, тому підвищена їх кількість свідчить про зниження енергетичного рівня, як міжзеренних, так і міжфазних границь і сприяє зниженню надлишкової енергії сталі в цілому.

Кількісний аналіз четверних стиків у структурі труб зі сталі 02X22H5AM3, утворених за участю міжфазних границь, показав тенденцію їх збільшення в низці відпалів ($^\circ\text{C}$): $1050 \rightarrow 1150 \rightarrow 1150 + 1050$. Середня кількість таких стиків, знайдена під час статистичного аналізу структур зразків, підданих зазначеним відпалам, показала величини 5,8, 7,6 і 9,8 відповідно. Отже, подвійний відпал при $1150 + 1050^\circ\text{C}$, за якого відбувається подвійне фазове перетворення сталі: $\gamma \rightarrow \alpha$ (δ) при 1150°C і α (δ) $\rightarrow \gamma$ при 1050°C , сприяє збільшенню кількості границь α - γ з пониженою поверхневою енергією порівняно з одинарним відпалом.

Корозійні дослідження труб із аустенітних сталей після різних деформаційних і температурних обробок показали, що підвищення ступеня холодної деформації, температури наступного відпалу (з $1000 \dots 1050$ до 1200°C) з гартуванням і часу витримки при відпалах, а також застосування подвійних відпалів із гартуваннями, і відповідне збільшення у їх структурі питомої поверхні низькоенергетичних СГ типу $\Sigma 3^n$, супроводжується підвищенням їх тривкості до міжкристалітної й пітингової корозії (табл. 4). При цьому верхню границю температури відпалу труб обмежено необхідністю дотримання вимог щодо їх міцнісних характеристик, зокрема, границі плинності, а температура другого відпалу визначається хімічним складом сталі за основними легувальними і домішковими поверхнево активними елементами. Крім того, для запобігання критичному росту зерна й утворенню неприйнятної різнозернистої структури сталі, друге гартування слід здійснювати перед кінцевою операцією під час виготовлення труб – холодною правкою, яка зазвичай відбувається при критичних деформаціях $5 \dots 7\%$.

Таблиця 4. Вплив температури відпалу (з гартуванням) на кількість СГ $\Sigma 3$, швидкість МКК, ПК і механічні властивості холоднокатаних труб зі сталі 03X17Ni14M3 ($\epsilon=80\%$)

Table 4. Influence of temperature of annealing (with hardening) on quantity of SB $\Sigma 3$, IGC, PC and mechanical properties of cold-rolled tubes of 03Cr17Ni14Mo3 steel ($\epsilon=80\%$)

t відпалу, °C	МКК, mm/year	ПК, mg/cm ²	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %
1050	1,0-1,2	0,85	260-300	580-620	40-42
1100	0,8-0,9	0,23	250-270	560-600	45-48
1200	0,42-0,45	0,08	220-235	530-535	62-64
1200+1200	0,28-0,33	0,06	220-225	520-525	63-66
Вимоги НД	$\leq 0,5$	$\leq 0,1$	≥ 220	≥ 520	≥ 40

Встановлено суттєвий негативний вплив домішок поверхнево активного елемента бору (навіть у кількості 0,0025...0,003 %) на тривкість до МКК сталей 03X18Ni11 і 03X17Ni14M3 при випробуванні в сильноокиснювальному середовищі (киплячій 65 %-ій HNO₃ за методом ДУ, ГОСТ 6032 або С, ASTM A-262), який проявлявся в значному підвищенні швидкості їх корозії порівняно зі сталями без бору. Для отримання труб високої корозійної тривкості з трубної заготовки сталі 03X18Ni11 із домішками бору і низькою тривкістю до МКК (зі швидкістю корозії > 8 mm/year), розроблено технологію, засновану на принципі ЗГК і особливих фізико-хімічних властивостях бору (сегрегації на границях зерен; ультранизькій розчинності у сталях; високих дифузійній рухливості й спорідненості до кисню за підвищених температур; зворотній дифузії з границь при температурах $\leq 950...1000^\circ\text{C}$) [4]. Вона включає інтенсивну деформацію під час холодної прокатки труб на готовий розмір і наступний подвійний відпал за температур 1180...1200°C+950...1000°C із гартуванням. При високотемпературному нагріві відбувається окиснення і видалення бору дифузійним шляхом із поверхневих шарів металу, а також збільшення питомої поверхні низькоенергетичних СГ зерен у структурі сталі, а нагрів при пониженій температурі сприяє зворотній дифузії бору з границь у тіло зерна і зменшення його концентрації на границях до величини, меншої від границі розчинності в сталі. У комплексі з пришвидшеним охолодженням це призводить до зменшення концентрації бору як у поверхневих шарах металу, так і на границях зерен в усьому його об'ємі.

Застосування розробленої технології дало змогу отримати готові труби зі сталі 03X18Ni11 зі структурою, вільною від виділень надлишкових фаз (високохромистих боридів і карборидів) на границях зерен, з вмістом до 70 % СГ $\Sigma 3$ і високою стійкістю проти МКК (зі швидкістю корозії $\leq 0,3...0,4$ мм/рік), що в 20...27 разів нижче, ніж була в трубній заготовці та в 1,25...1,7 разів нижче гранично допустимої технічними умовами на труби.

Комплексними корозійними дослідженнями труб із феритно-аустенітних дуплексної і супердуплексної сталей встановлено, що підвищення ступеня холодної деформації та застосування подвійного відпалу при температурах 1150...1200 + 1050°C і 1200 + 1080...1100°C, відповідно, з наступними гартуваннями, забезпечили:

- підвищення температурної границі пітингостійкості та зниження швидкості ПК при випробуванні в 6 %-му розчині FeCl₃ за ASTM G-48 – зразків труб зі сталі 02X22H5AM3 з 20...30 до 40°C і з 0,9 до $\leq 0,1$ mg/cm², а зразків труб зі сталі 02X25H7AM4 з 40...50 до 65°C і з 0,7 до $\leq 0,1$ mg/cm² відповідно – за рахунок підвищення пітингостійкості зазвичай менш корозійно-тривкої γ -фази; після відпалу при 1080°C з гартуванням пітингова корозія була зосереджена в γ -фазі (рис. 4 a), а після відпалу при 1200+1080°C з гартуванням ПК була майже відсутня (рис. 4 b);
- збільшення понад 2 рази (з 125 до 255 годин для труб зі сталі 02X22H5AM3 і з 175 до 380 h для труб зі сталі 02X25H7AM4) часу до КР під час випробування С-подібних зразків у киплячому 44 %-му розчині MgCl₂ при $\sigma_p = 0,7 \sigma_{0,2}$ сталей (315 і 370 МПа відповідно);
- підвищення критичного напруження розтріскування під час випробувань на тривкість проти СКРН у хлоридному сірководеньвмісному розчині за методом NACE TM 0177: зразків труб зі сталі 02X22H5AM3 з 1,0 до $> 1,1 \cdot \sigma_{0,2}$ (тобто, з 450 до > 490 МПа) і труб зі сталі 02X25H7AM4 – з 1,0 до $> 1,2 \cdot \sigma_{0,2}$ (з 530 до > 635 МПа);
- поліпшення електрохімічних характеристик сталей – зниження до 9 разів щільності струму анодного розчинення на анодних поляризаційних кривих зворотного ходу в розчині NACE зразків, підданих подвійному відпалу з гартуванням порівняно з одинарними відпалами.

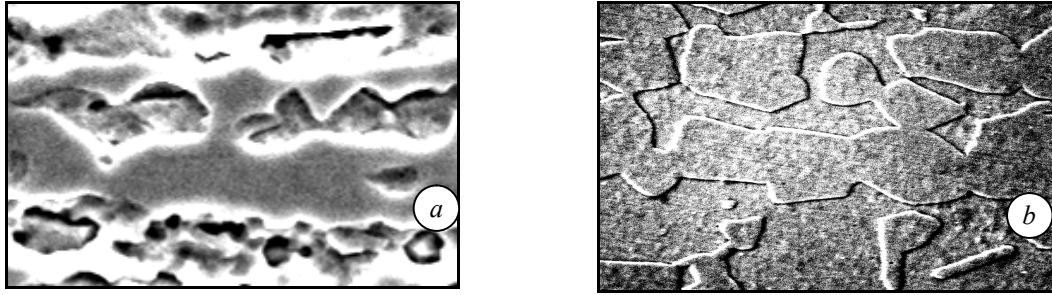


Рис. 4. Пітинги в γ -фазі сталі 02X25N7AM4 після відпалу при 1080°C і випробування на стійкість проти ПК за ASTM G-48 (a) і відсутність пітингів після відпалу при 1200 + 1080°C (b) (РЕМ).

Fig. 4. Pits in the γ -phase of 02Cr25Ni7NMo4 steel after annealing at 1080°C and testing for resistance to PC according to ASTM G-48 (a) and absence of pits after annealing at 1200+1080°C (b) (REM).

На основі аналізу отриманих результатів створено теоретичні й технологічні основи розробки інноваційних технологій виробництва труб підвищеної корозійної тривкості з високолегованих сталей, засновані на: застосуванні нових методик дослідження зернограничної структури полікристалічних матеріалів із різними фазовими станами і принципу зернограничного конструювання; даних про вплив поверхнево активних елементів, зокрема, бору, на зернограничну структуру та корозійну тривкість границь зерен в аустенітних сталях та про фізико-хімічні властивості α і γ фаз і фазові перетворення у феритно-аустенітних сталях. Технології включають холодну деформацію зі ступенем 75...80 % при прокатці труб на готовий розмір і високотемпературні або подвійні відпали з пришвидшеними охолодженнями: труб із аустенітних сталей – за температур 1150...1200°C або 1150...1200°C+950...1200°C, залежно від їх хімічного складу, а з феритно-аустенітних сталей – за температур 1150...1200°C+1050...1100°C, і забезпечують формування структур сталей із підвищеним вмістом СГ γ - γ , α - α і α - γ та значене підвищення тривкості труб до міжкристалітної, пітингової корозії, корозійного розтріскування, сульфідного корозійного розтріскування під напруженням тощо.

ВИСНОВКИ

1. Створено теоретичні основи та інноваційні технології виробництва труб підвищеної корозійної тривкості з високолегованих аустенітних і феритно-аустенітних сталей, засновані на дослідженні зернограничної структури сталей і принципі зернограничного конструювання.
2. Технології включають інтенсивну холодну деформацію при прокатці труб на готовий розмір і високотемпературні або подвійні відпали за розробленими режимами і забезпечують отримання структур сталей із підвищеним вмістом низькоенергетичних міжзеренних і міжфазних границь та значене підвищення корозійної тривкості труб.
3. Розроблені технології впроваджено на провідному трубному підприємстві України ПрАТ «СЕНТРАВІС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН», м. Нікополь, і сприяють підвищенню конкурентоспроможності продукції.

ЛІТЕРАТУРА

1. Watanabe T. The potential for grain boundary design in materials development // Materials Forum, – 1988. – № 11. – P. 284–303.
2. Управление процессами структурообразования при изготовлении горячепрессованных труб из ферритно-аустенитных сталей / Большаков В.И., Дергач Т.А., Панченко С.А., Балев А.Е. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013. – № 5. – С. 55–59.
3. Большаков В.И., Сухомлин Г.Д., Дергач Т.О. Методичні основи дослідження зернограничної структури в сталях з γ , α і α + γ фазовим станом // Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури. – Дніпро: – 2017. – № 3 (229-230). – С. 10–21.
4. Дергач Т.А., Панченко С.А. Влияние поверхностно активных элементов и температурно-деформационных параметров на стойкость к межкристаллитной коррозии труб из аустенитных Cr-Ni и Cr-Ni-Mo сталей // Сборник научных трудов. Строительство, материаловедение, машиностроение. Сер.: «Стародубовские чтения-17». – Дніпро. – 2017. – Вып. 82. – С. 65–71.