УДК 669.787:621.783.2:621.181:669.162.231

Л.М. Дейнеко¹, А.Ю. Борисенко², А.А. Тараненко³, Т.О. Зайцева¹, Н.С. Романова¹¹ Національна металургійна академія України² Інститут чорної металургії Національної академії наук України³ Державне підприємство “Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут трубної промисловості” ім. Я.Ю. Осади

*Присвячується 116-й річниці з дня народження
академіка К.Ф. Стародубова*

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З ФЕРИТО-БЕЙНІТНОЮ СТРУКТУРОЮ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ТА НАСТУПНОГО ВІДПУСКУ

З використанням методів іспитів металу на розтяг, ударний вигин зразків Шарпі та Менаже при різних температурах, світлової та растрової металографії були досліджені механічні властивості, макро- та мікроструктура, топографія зламів зразків з маловуглецевої низьколегованої сталі з ферито-бейнітною структурою після різних режимів термічної обробки. У результаті досліджень вперше в СНД були розроблені технологія та конструктивно-технологічні параметри гартувального обладнання для реалізації в промисловості термічного зміцнення деталей з ферито-бейнітною структурою. Установлені закономірності зміни комплексу механічних властивостей термічно зміцненої сталі з ферито-бейнітною структурою, мікро- та тонкої структури і топографії зламів ударних зразків в залежності від температури відпуску.

DOI: 10.34185/0543-5749.2020-1-33-46

Вступ

В останні десятиріччя у виробництві товстолистового прокату з маловуглецевих низьколегованих сталей та різних виробів із нього (в судно- та машинобудуванні, при виробництві труб і з'єднувальних деталей магістральних трубопроводів та ін.) відстежується тенденція в підвищенні комплексу механічних властивостей за рахунок використання контрольованої прокатки (або її різновидів) металопрокату або зміцнювальної термічної обробки готових виробів із нього. При цьому для зварюваних металовиробів найбільш прийнятним є метал, що має ферито-бейнітну (або бейнітну) структуру.

При розробці технології та устаткування для об'ємного термічного зміцнення (ТЗ) штампованих з'єднувальних деталей трубопроводів

(ЗДТ) із товщиною стінки до 100 мм були вибрані параметри режимів нагріву під фінішну термічну обробку (аустенітизація, інтенсивність охолодження, температура відпуску та ін.), конструктивно-технологічні параметри гартівного пристрою та охолодного середовища, що забезпечують потрібний рівень нормованих властивостей за рахунок отримання в металі деталей ферито-бейнітної або бейнітної структури [1 – 3].

В результаті проведення комплексних досліджень були встановлені закономірності в процесах структуроутворення в маловуглецевих низьколегованих сталях при отриманні ферито-бейнітної (бейнітної) структури в процесі термічного зміцнення та при наступному відпуску в різних температурних інтервалах [4]. Установлено також вплив процесів структуроутворення в сталях з такою структурою на зміну комплексу

су механічних властивостей на всіх етапах зміцнювальної термічної обробки готових деталей зі сталей різного рівня легування (09Г2С, 10...15ХСНД, 14...16Г2АФ, 15Г2АФЮ, 09...10Г2ФБ і ін.).

У таблиці 1 наведений хімічний склад сталі 15ХСНД у відповідності до ГОСТ 19281-89 та один з плавкових хімічних складів досліджуваних сталей (близький до нижнього марочного за концентрацією вуглецю).

Таблиця 1. Хімічний склад сталі 15ХСНД

Вміст елементів, %									
C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	As	Cu	N
У відповідності до ГОСТ 19281-89									
0,12 – 0,18	0,4 – 0,7	0,4 – 0,7	≤ 0,040	≤ 0,035	0,6 – 0,9	0,3 – 0,6	≤ 0,08	0,20 – 0,40	≤ 0,012
Плавковий склад досліджуваної сталі									
0,12	0,45	0,56	0,029	0,023	0,73	0,33	0,08	0,24	-

Одною з вимог до розроблюваної технології об'ємного термічного зміцнення (розроблювалася вперше для цих деталей) було стабільне забезпечення нормованого рівня властивостей в металі виробів з різних маловуглецевих низьколегованих сталей з різною товщиною стінки (приблизно від 14 до 50 мм) на рівні міцності від K50 (X56) до K60 (X70) і вище.

При цьому у виробках зі сталей типу 10...15ХСНД у товщинах понад 18...30 мм у процесі об'ємного термічного зміцнення забезпечувалась ферито-бейнітна структура з різною кількістю структурних складових при незмінних параметрах режиму аустенітизації та прискореного охолодження, а зміцнювальна фаза являла собою верхній бейніт (морфологічно являє собою поперемінні пластини фериту та цементиту) [1 – 5].

На рис. 1 наведена термодинамічна діаграма сталі 15ХСНД, яка показує наявність чітко виділених температурно-структурних зон та надає можливість розрахунку критичних швидкостей охолодження та вибору гартівного середовища для отримання бажаного структурного стану металу в процесі термічної обробки.

Для забезпечення в металі виробів потрібного структурного стану (відповідно до комплексу механічних властивостей) необхідно було забезпечити стабільний та рівномірний процес примусового охолодження металу з заданою інтенсивністю.

Методика

При виборі параметрів процесу термічного зміцнення ЗДТ в якості охолодного середовища була вибрана вода з температурою понад 90 °С, що забезпечувало температурну стабільність процесу гартівного охолодження за рахунок ви-

парного охолодження та отримання потрібного структурного стану в металі виробів з різною товщиною стінки. Відомо, що для кожного гартівного середовища (у тому числі й рідкого), яке змінює свій агрегатний стан, є своя, характерна тільки для конкретного складу та стану, крива охолодження (у координатах “швидкість охолодження – температура поверхні охолоджуваного металу” або “коефіцієнт тепловіддачі – температура поверхні охолоджуваного металу”). На рис. 2 наведені характерні криві охолодження для води при різних температурах ванни [7]. З рис. 2 наочно видно, що для води при температурах понад ~ 90 °С стадія плівкового кипіння триває від моменту занурення металу в таке охолодне середовище та до температури поверхні оброблюваного металу приблизно 200 – 180 °С (при такій температурі метал знаходиться вже в пружному стані). Вибір охолодного середовища та способу охолодження повинні забезпечити необхідну швидкість охолодження в підкритичній області, достатню для проходження часткового розпаду аустеніту в феритний та бейнітний областях діаграми стану цієї сталі у відповідності до розробленого способу [5] та діаграми стану. Особливістю охолодного середовища, що використовувалося для термічного зміцнення ЗДТ, була наявність у низькотемпературній області металу (~ 160 – 200 °С) кризи кипіння – переходу від плівкового до бульбашкового режиму (див. рис. 2) в дуже короткий час (фактично термоудар) в умовах, коли рухливість дислокацій дуже мала та термічні напруження, що виникають, не в стані швидко релаксувати, що приводить до виникнення в металі з ферито-бейнітною або бейнітною структурою нової порції дефектів кристалічної ґратки (вакансій, дислокацій та напружень).

Плавковий хімічний склад
досліджуваної сталі:
 $C = 0,17\%$; $Si = 0,44\%$; $Cr = 0,73\%$;
 $Ni = 0,35\%$; $Cu = 0,28\%$.

$A_{C1} = 720\text{ }^{\circ}\text{C/c}$; $A_{C3} = 840\text{ }^{\circ}\text{C}$;
 $t_{ауст} = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для розрахунку критичної швидкості
охолодження за цією діаграмою з метою
отримання структури мартенситу,
бейніту або ферито-перлітної
використовували
значення $A_{r1} = 680\text{ }^{\circ}\text{C}$.

$V_M \sim 120\text{ }^{\circ}\text{C/c}$;
 $V_B \sim 33\text{ }^{\circ}\text{C/c}$;
 $V_{Ф+П} \sim 12\text{ }^{\circ}\text{C/c}$.

Рис. 1. Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі 15ХСНД [6]:

t – температура металу, $^{\circ}\text{C}$; τ – час, протягом якого відбувається процес структуроутворення в металі, секунди; НВ – твердість металу за методом Бринеля (ГОСТ 9012); структурні складові: А – аустеніт, П – перліт; Ф – ферит; М – мартенсит; Б – бейніт; A_{C1} – температура першої критичної точки при нагріванні сталі, $^{\circ}\text{C}$; A_{C3} – температура третьої критичної точки при нагріванні сталі, $^{\circ}\text{C}$; A_{r1} – температура першої критичної точки при охолодженні сталі, $^{\circ}\text{C}$; M_H – температура критичної точки, яка відповідає початку мартенситного перетворення переохолодженого аустеніту, $^{\circ}\text{C}$; $t_{ауст}$ – температура аустенітизації, $^{\circ}\text{C}$; V_M – критична швидкість охолодження для отримання в сталі мартенситної структури, $^{\circ}\text{C/c}$; V_B – критична швидкість охолодження для отримання в сталі бейнітної структури, $^{\circ}\text{C/c}$; $V_{Ф+П}$ – критична швидкість охолодження для отримання в сталі ферито-перлітної структури, $^{\circ}\text{C/c}$.

Рис. 2. Криві зміни коефіцієнта тепловіддачі (α) при охолодженні срібної кульки в воді з різною температурою в залежності від температури поверхні загартованого металу [7]

При цьому тільки у випадку використання в якості критерію оцінки інтенсивності теплозняття при гартуванні кривої охолодження металу в координатах “коефіцієнт тепловіддачі – температура поверхні охолоджуваного металу” стає логічно зрозумілою поведінка загартовуваних металовиробів – жолоблення або навіть розтріскування (часткове або повне) деталей різного перерізу. Ці явища є наслідком термоудару (виникнення великого градієнту температур по

перерізу деталі протягом короткого часу). Насправді, таке діяння на термічно оброблюваний метал є подібним до холодної деформації.

Перед дослідниками стояла задача розробити технологію термічної обробки деталей, яка повинна була забезпечити не тільки нормований рівень міцнісних характеристик, але й ударної в'язкості, рівень значень якої нормується в залежності від тиску та діаметра трубопроводу (табл. 2).

Таблиця 2. Значення ударної в'язкості (KCV) для труб великого діаметра згідно з вимогами СНіП 2.05.06-85 в залежності від рівня робочого тиску (7,5 / 10 МПа)

Діаметр труби, мм	1000	1200	1400
KCV, Дж/см ²	58,8 / 78,4	78,4 / 107,8	39,2 / 58,8

Відомо, що ударна в'язкість і вигляд зламу ударних зразків є найбільш чутливими до змін макро-, мікро- та тонкої структури, а також до напруженого стану металу зразків. У літературі існує усталена думка щодо низької ударної в'язкості металу, який має в структурі верхній бейніт. Розроблена технологія термічного зміцнення ЗДТ зі сталей типу 17ГС, 10...15ХСНД та низки інших сталей забезпечує наявність саме такої структурної (ферит + бейніт або бейніт) складової (в сталях типу 09...10Г2ФБ стабільно забезпечується структура голчастого фериту). Тому був проведений цикл досліджень, спрямованих на вивчення особливостей створеної технології та їх вплив на макро-, мікро, тонку структуру металу та вигляд зламу ударних зразків після різних обробок.

До таких важливих особливостей режиму об'ємного термічного зміцнення належать, перед усім, температура аустенізації (розмір аустенітного зерна, ступінь гомогенності аустеніту та його стійкість до $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення) та режим охолодження у воді з температурою $\geq 90^\circ\text{C}$ (стабільність отримання заданого структурного стану, рівень залишкових напружень у металі виробу та ін.).

На основі аналізу літературних джерел та експериментальних даних встановлено, що для сталей типу 10...15ХСНД температура критичного зростання аустенітного зерна (ТКЗАЗ) при нагріві металу складає приблизно 1000 – 1050 °С. Вибір температури аустенізації на рівні 980 – 990 °С (тобто на 80 – 90 °С вище Ас₃, але не вище ТКЗАЗ) обумовлений доцільністю отримання гомогенного аустеніту при умові збереження однорідного та достатньо дрібного зерна, з підвищеною стійкістю до розпаду для полегшення реалізації проміжного механізму

перетворення аустеніту при охолодженні виробів у вибраному охолодному середовищі.

Результати та їх обговорення

Таким чином, після термічного зміцнення ЗДТ зі сталей типу 15ХСНД, 17ГС, 09Г2С та інших у залежності від товщини стінки (що визначає інтенсивність охолодження металу) отримуємо ферито-бейнітний або бейнітний структурний стан.

На рис. 3 наведено узагальнений графік впливу параметрів термічної обробки на зміну комплексу механічних властивостей сталей 15ХСНД з плавковими хімічними складами, близькими до нижнього та середнього марочного складу.

Дослідження показали, що після термічного зміцнення деталей з товщиною стінки 30 мм структура металу являє собою суміш поліедричного (рівноосного) фериту та колоній верхнього бейніту (при дослідженні під світловим мікроскопом спостерігаються у вигляді прозорого жовтого або сірого скла). Слід зазначити, що у відповідності до результатів досліджень після термічного зміцнення за розробленою технологією рівень насиченості вуглецем та дефектами кристалічної ґратки феритної складової сталей з ферито-бейнітною структурою достатній для того, щоб у процесі подальшого відпуску відбувалися процеси структуроутворення, спроможні забезпечити в металі виробів отримання нормованого рівня границі плинності (див. рис. 3). Результати досліджень процесів структуроутворення, які були отримані в процесі розробки технології термічного зміцнення ЗДТ, підтверджуються низкою досліджень, наприклад [8], в яких встановлено нову закономірність зміни концентрації вуглецю в феритній складовій при

використовуваних швидкостях охолодження металу деталей у фериті в процесі термічного зміцнення в температурному інтервалі 480 – 550 °С у твердому розчині може знаходитися до

0,06 % вуглецю. Цієї концентрації вуглецю у феритній складовій структури достатньо для утворення при наступному відпуску частинок цементиту.

Рис. 3. Механічні властивості сталі 15XCHD у залежності від режиму термічної обробки та марочного хімічного складу: σ_b – границя міцності при розтягуванні, МПа; σ_t – границя плинності, МПа; δ – відносне подовження, %; KCV^{-20} – ударна в'язкість, визначена на зразку з концентратором вигляду V при температурі мінус 20 °С, МДж/м²

На рис. 4 наведені мікроструктури сталі 15XCHD при різних збільшеннях (хімічний склад відповідає приблизно нижньому мароч-

ному, товщина стінки 30 мм) після різних режимів термічної обробки.

Рівень значень ударної в'язкості термозмі-

цненого металу визначається температурою відпуску (ступенем розпаду структурних складових, рівнем мікродеформацій, розміром частинок вторинної фази, їх кількістю, місцем знаходження і т.д.).

На рис. 5 наведені результати дослідження вигляду зламів ударних зразків Шарпі зі сталі 15ХСНД після різних режимів термічної обробки, виконаних з використанням інструментального та растрового мікроскопів при різних збільшеннях і випробуваннях при температурі мінус 20 °С. Результати дослідження топографії зламів ударних зразків після різних термічних обробок при збільшеннях $\times 3$ та $\times 25$ показали наявність в'язкої та крихкої складової (після режиму ТЗ – злам крихкий; а після подальшого відпуску при різних температурах термічно зміцненого металу на площині в'язких зламів зразків утворюються ділянки крихкої складової. При цьому на фото, що характеризують макрота мікрорівні топографії поверхні зламу, видна смужкуватість (у вигляді паралельних ліній, гребенів та западин) металу (прокатна шаруватість будови металу, обумовлена деформацією дендритної структури).

У таблиці 4 наведені значення ударної в'язкості досліджуваного металу в залежності від температури випробування та режиму обробки, а на рис. 6 і 7 – результати дослідження зламів зразків металу (рис. 6, крихкий злам піс-

ля ТЗ) та в'язкий злам (рис. 7) після режиму ТЗ + відпуск 600 °С.

На верхніх фото рис. 6 наведено загальний вигляд зламу при збільшеннях $\times 100$ та $\times 500$), які дозволяють оцінити руйнування металу як крихке (плоскі фасетки) та розглянути стик двох шарів металу, що утворилися при прокатці. На нижніх фото рис. 6 наведені збільшені ділянки крихкого зламу ($\times 500$ та $\times 2000$), можна припускати, що розміру кожної фасетки відповідає розмір аустенітного зерна, а граничні ділянки між цими фасетками зруйнувалися за в'язким механізмом. Про це свідчить гребінь з великою кількістю ямкових фасеток.

На фото рис. 7 наведені ділянки зламів ударних зразків при різних збільшеннях, які були відпущені при 600 °С після термічного зміцнення. На рис. 7,а ($\times 100$) наведено ділянку з в'язкою складовою зламу металу з чітко визначеною смужкуватістю металу по товщині (у вигляді паралельних площин, гребенів та западин між ними). На рис. 7,в в'язка складовою зламу металу площини наведена при збільшенні $\times 500$. На рис. 7,б та рис. 7,г наведені фото ділянки зламу зразків, які відповідають гребеню однієї з площин (в'язка складовою вершин площин зламу металу при збільшенні $\times 2000$ – рис. 7,б) та западини між площинами (крихка або звязікрихка складовою зламу металу западин між площинами при збільшенні $\times 2000$ – рис. 7,г).

Рис. 4. Мікроструктури сталі 15ХСНД після різних режимів термічної обробки та різних рівнів збільшення

Режим термічної обробки металу

після термічного зміцнення (ТЗ)	після ТЗ + відпуск 500 °С, 30 хвил.	після ТЗ + відпуск 600 °С, 30 хвил.	після ТЗ + відпуск 700 °С, 30 хвил.
------------------------------------	--	--	--

Рис. 5. Вигляд зламу ударних зразків (10 × 10 мм) зі сталі 15ХСНД після різних режимів термічної обробки та після випробування при – 20 °С, виконаних з використанням растрового мікроскопа при різних збільшеннях (фото верхнього рядка – × 3; нижнього – × 25)

Таблиця 3. Результати рентгеноструктурного дослідження сталі 15ХСНД після різних режимів термічної обробки

Режим термічної обробки	Рівень мікродеформацій, $L, \times 10^{-3}$	Щільність дислокацій, $\rho, \times 10^{10}, \text{см}^{-2}$
Термічне зміцнення (ТЗ) у воді ($t_{\text{в}} \geq 90^\circ\text{C}$)	0,27	1,94
ТЗ + відпуск 300 °С	0,60	4,98
ТЗ + відпуск 400 °С	0,37	1,89
ТЗ + відпуск 500 °С	0,29	1,21
ТЗ + відпуск 600 °С	—	0,90
ТЗ + відпуск 700 °С	—	0,65

Таблиця 4. Зміна ударної в'язкості (KCV) сталі 15ХСНД у залежності від режиму термічної обробки та температури випробування

Температура випробування зразків	Режим термічної обробки металу					
	ТЗ у воді з $t_{\text{в}} \geq 90^\circ\text{C}$	ТЗ + відп. 300 °С, 60 хвил.	ТЗ + відп. 400 °С, 60 хвил.	ТЗ + відп. 500 °С, 60 хвил.	ТЗ + відп. 600 °С, 60 хвил.	ТЗ + відп. 700 °С, 60 хвил.
	Ударна в'язкість (KCV), Дж/см ²					
– 20 °С	13	28	41	59	81	79
– 40 °С	12	21	36	39	56	57
– 60 °С	10	17	23	29	39	39

Рис. 6. Фрактографія зламів зразків металу після термічного зміцнення при різних збільшеннях

Рис. 7. Фрактографія складових зламів металу ударних зразків після термічної обробки за режимом ТЗ + відпуск 600 °С

При виробництві товстолистового металопрокату (кристалізація зливка, гаряча прокатка – нормалізаційна або контрольована, фінішна термічна обробка) в металі на різних ієрархічних рівнях відбуваються процеси структуроутворення, що мають свої особливості. Наприклад, для листового прокату, виробленого методом контрольованої прокатки, характерними особливостями макро- та мікробудови металу є явища розшарування металу по площинам, паралельним поверхні листа, всередині яких присутня яскраво виражена структурна (наприклад, ферито-перлітна) смужкуватість [9]. Злами високоміцних трубних сталей після контрольованої прокатки мають ділянки у вигляді гребенів (на мікрофотографіях виглядають як лінії), розташованих у площині прокатки (паралельно поверхні листа), які в європейських стандартах (EN 10274) позначені як “розмірна стрілка”. Для листового металу, виробленого за методом нормалізаційної прокатки, явище розшарування металу по площинам виявляється в меншому ступені, а структурна смужкуватість залишається достатньо яскраво вираженою. У розглядуваній статті використана товстолистова сталь 15XCHD, вироблена методом нормалізаційної прокатки, яка після гарячої штамповки та зварювання вже в виробі була піддана зміцнювальній термічній обробці з термоударом у низькотемпературній області, що, імовірно, сумісно з бейнітним перетворенням посилило ефект шаруватості металу в будові зламу ударних зразків. Слід зазначити, що в площині зламу зразків присутні фрагменти у вигляді “розмірна стрілка” не тільки в термозміцненому стані, але й після наступного відпуску при різних температурах. Після усіх режимів фінішної зміцнювальної термообробки ЗДТ структурна рядковість у металі шліфів не спостерігається.

При цьому після термічного зміцнення з наступним відпуском в’язка складова в зламах зразків з’являється після відпуску $\sim 450^\circ\text{C}$ і вище, а максимальна кількість в’язкої складової (як і рівень ударної в’язкості – див. табл. 4 і рис. 3) у зламах зразків Шарпі спостерігається після відпуску 600°C (див. рис. 5). У зламі таких зразків (після відпуску 600°C) фактично відсутні ділянки класичного крихкого зламу, але по всій площині зламу добре видні ділянки з фрагментами у вигляді “розмірна стрілка”. Стандарти країн СНГ (ГОСТ 30456) і США (API RP 5L3) класифікують такий злам як в’язкий. Після відпуску 700°C (навіть при температурі випробування мінус 20°C) у зламі уда-

рних зразків знову з’являються ділянки крихкої складової, що обумовлено переважно коагуляцією та ростом карбідних частинок. Енергетичні значення ударної в’язкості металу після відпуску 700°C можуть бути при цьому такими, що дорівнюють, або навіть вище, ніж для металу після відпуску 600°C . У зламах зразків після відпуску 700°C також спостерігаються ділянки з фрагментами у вигляді “розмірна стрілка” та окремі западини (візуально видимі розшарування металу по площинам). Зниження температури випробування до мінус 40 і 60°C зменшує рівень ударної в’язкості та кількість в’язкої складової у зламах ударних зразків, у тому числі й після відпуску 600°C . Дослідження показали, що стосовно до сталей з ферито-перлітною або ферито-бейнітною структурою термічне зміцнення у воді (або водних розчинах хлоридів) з температурою $\geq 80^\circ\text{C}$ має низку негативних факторів. Дослідження ударної в’язкості за складовими – енергії руйнування зразків і за кількістю в’язкої складової у зламах ударних зразків – показали, що поріг холодноламкості металу, термозміцненого з повним охолодженням (тобто до температури гартівного середовища), є істотно вищим у порівнянні з цим самим металом, підданим аналогічній термообробці, але з перериванням процесу охолодження при $> 200 - 250^\circ\text{C}$, тобто вище температури зміни кризи кипіння (табл. 5, рис. 8).

З даних правого графіка (див. рис. 8) наочно видно, що для зразків Шарпі після режиму термозміцнення з повним охолодженням металу до температури гартівного середовища поріг холодноламкості за критерієм T_{50} (50 % в’язкої складової у зламі зразків) знаходиться при температурі -10°C , а для зразків Менаже, для такого самого режиму термозміцнення, поріг холодноламкості лежить в області температур металу -30°C . У той самий час для зразків Шарпі, метал яких був термозміцнений за режимом перерваного охолодження при температурі металу 300°C (тобто фактично самовідпуск при $300 - 250^\circ\text{C}$), поріг холодноламкості (T_{50}) знаходиться при температурі -60°C .

Результати досліджень показали, що при реалізації в процесі термічного зміцнення перерваного охолодження рівень ударної в’язкості для всіх досліджуваних марок сталей був вище у порівнянні з режимом, в якому охолодження металу здійснювалося до повного охолодження. А рівень міцнісних характеристик для металу, підданого перерваному охолодженню, більш низький у порівнянні з термозміцненим до пов-

ного охолодження металом. Але при цьому характеристики міцності металу (сталі типу 15ХСНД навіть з нижчим марочним складом по вуглецю), термозміцненого за режимом перерваного охолодження, задовольняють нормативні

вимоги до механічних властивостей виробів рівня міцності Х60. Для виготовлення виробів з рівнем міцності вище Х60 потрібно використовувати сталі іншого рівня легування (наприклад, 10Г2ФБ).

Таблиця 5. Вплив режиму термічного зміцнення маловуглецевої низьколегованої сталі (на прикладі сталі 09Г2С, $\delta = 8$ мм) на рівень дефектності кристалічної ґратки та мікродоформаций в металі

Режим обробки металу	Рівень мікродоформаций, $L, \times 10^{-4}$	Щільність дислокацій, $\rho, \times 10^{10}, \text{см}^{-2}$
Термічне зміцнення (ТЗ) у гарячій воді до повного охолодження металу	5,6 / 5,1	3,4 / 3,0
ТЗ у гарячій воді з перериванням охолодження при температурі металу ≈ 250 °С	1,1 / 4,3	2,6 / 2,1
ТЗ у гарячій воді з перериванням охолодження при температурі металу ≈ 350 °С	0,8 / 3,6	1,9 / 1,2
Гартування в маслі (+ 40 °С)	6,1 / –	5,04 / –
Гартування у воді (+ 20 °С)	24,6 / –	$1,01 \times 10^{11}$ / –

Примітка. У числівнику наведені значення величин для термозміцненого металу у воді з температурою ≥ 90 °С, у знаменнику – після термозміцнення та наступного відпуску 500 °С.

■ – значення ударної в'язкості (KCU) металу зразків Менаже після термічного зміцнення у воді з $t_b \geq 90$ °С з охолодженням до температури гартівного середовища;
 □ – значення ударної в'язкості (KCV) металу зразків Шарпі після термічного зміцнення у воді з $t_b \geq 90$ °С з охолодженням до температури гартівного середовища;
 Δ – те саме, але з перериванням охолодження при температурі металу 300 °С.

Рис. 8. Залежність ударної в'язкості (KCV) сталі 09Г2С (виробництва Японії) та кількості в'язкої складової (F_b , %) у зламах ударних зразків від режиму термічного зміцнення (□ або Δ) та температури випробування (від + 20 °С до – 60 °С)

При виконанні роботи були створені технології термічного зміцнення ЗДТ у воді або водних розчинах хлоридів з температурою понад 80 °С з автоматичним перериванням процесу

охолодження при оптимальних температурах оброблюваного металу (пат. 2277593 С1; 2265066 С2; 2256705 С1 і ін.) та устаткування для їх реалізації (пат. 2255985 С1 і ін.), що до-

зволяє промисловості виготовляти ЗДТ з рівнем міцності до Х80 і більше.

Висновки

1. У результаті комплексних досліджень були розроблені параметри технологій об'ємного термічного зміцнення виробів з маловуглецевих низьколегованих сталей з отриманням ферито-бейнітної структури, що зазнає розпаду в процесі наступного відпуску.

2. Установлені закономірності зміни комплексу механічних властивостей термічно зміцненої сталі з ферито-бейнітною структурою в залежності від температури відпуску.

3. Дослідження показали особливості зміни тонкої структури сталі (щільність дефектів кристалічної ґратки та рівень мікродеформацій) в залежності від режиму термічної обробки маловуглецевих низьколегованих сталей з ферито-бейнітною структурою.

4. Виявлені закономірності у зміні топографічних особливостей зламів ударних зразків зі сталей з ферито-бейнітною (з верхнім бейнітом) структурою в залежності від режимів термічного зміцнення та наступного відпуску.

Бібліографічний список

1. Стародубов К. Ф., Дейнеко Л. Н., Долженков И. Е. Разработка технологии термического упрочнения соединительных деталей магистральных газопроводов. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 1984. № 3. С. 31–32.

2. А.с. 1294845 СССР, МКИ 4 С21 D 9/06, 1/56. Способ термической обработки крупногабаритных изделий / К. Ф. Стародубов, И. Е. Долженков, Л. Н. Дейнеко, С. К. Калиновский, В. А. Дробязко, В. С. Толстых (СССР). № 3836165/22-02; заявл. 02.01.85; опубл. 07.03.87, Бюл. № 9.

3. Дейнеко Л. Н. Разработка научных основ упрочняющей термической обработки соединительных деталей нефтегазопроводов и изделия специального назначения: дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Национальная металлургическая академия Украины, Днепропетровск, 2000. 320 с.

4. Дейнеко Л. Н. Исследование влияния различных факторов на уровень предела текучести малоуглеродистых сталей. Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: материалы IX Международного науч.-техн. конгресса термистов и металловедов, том 1. Харьков : ННЦ «ХФТИ», 2008. С. 218–232.

5. Способ термической обработки изделий: пат. 2256705 РФ: МПК 7 С21 D1/25, С21 D1/56 / № 2004102271/02, заявл. 26.01.2004; опубл. 20.07.2005, Бюл. № 26. 320 с.

6. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник. 3-е изд. Москва : Металлургия, 1991. 503 с.

7. Петраш А. В. Закалочные среды. Москва : Машгиз, 1954. 112 с.

8. Смирнов М. А., Счастливцев В. М., Журавлев Л. Г. Основы термической обработки стали: учебное пособие. Москва. Наука и технология, 2002. 519 с.

9. Гуляев А. П. Особенности разрушения стали контролируемой прокатки. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1982. № 5. С. 24–26.

References

1. Starodubov, K. F., Deineko, L. N., & Dolzhenkov, I. E. (1984). Razrabotka tekhnologii termicheskogo uprochneniia soedinitelnykh detalei magistralnykh gazoprovodov. *Metallurgicheskaiia gornorudnaia promyshlennost*, (3), 31–32

2. Starodubov, K. F., Dolzhenkov, I. E., Deineko, L. N., Kalinovskii, S. K., Drobiazko, V. A., & Tolstykh, V. S. (1985). A.s. 1294845 SSSR, MКИ 4 С21 D 9/06, 1/56. № 3836165/22-02; zaiaavl. 02.01.85; opubl. 07.03.87, Biul. 9

3. Deineko, L. N. (2000). *Razrabotka nauchnykh osnov uprochniaiushchei termicheskoi obrabotki soedinitelnykh detalei neftegazoprovodov i izdeliia spetsialnogo naznacheniiia*. (Dis. ... d-ra tekhn. nauk). Natsionalnaia metallurgicheskaiia akademiia Ukrainy, Dnepropetrovsk

4. Deineko, L. N. (2008). *Issledovanie vliianiia razlichnykh faktorov na uroven predela tekuchesti malouglerodistykh stalei*. Oborudovanie i tekhnologii termicheskoi obrabotki metallov i splavov: materialy IKh Mezhdunarodnogo nauch.-tekhn. kongressa termistov i metallovedov, tom 1. Kharkov: NNTs "KHFTI"

5. Nedospasov, L., (RU); Pomazan, A., (RU); Lezhnin, K., (RU); Puiko, A., (RU); Nemtsev, S., (RU); Riazantsev, Iu. . (RU); Shavleva, L., (RU); Deineko, L., (UA); Velichko, A., (UA); Bolshakov, Vl., (UA). (2004). R.F. Patent No. 2256705. Moskva, Federalnaia sluzhba po intellektualnoi sobstvennosti, patentam i tovarnym znakam (ROSPATENT)

6. Popova, L. E., & Popov, A. A. (1991).

Diagrammy prevrashcheniia austenita v staliakh i beta-rastvora v splavakh titana: spravochnik. (3rd ed.). Moskva: Metallurgiiia

7. Petrash, A. V. (1954). *Zakalochnye sredy.* Moskva: Mashgiz

8. Smirnov, M. A., Schastlivtsev, V. M., & Zhuravlev, L. G. (2002). *Osnovy termicheskoi*

obrabotki stali: uchebnoe posobie. Moskva: Nauka i tekhnologiiia

9. Guliaev, A. P. (1982). *Osobennosti razrusheniia stali kontroliruemoi prokatki. Metallovedenie i termicheskaiia obrabotka metallov,* (5), 24–26

Дейнеко Леонід Миколайович, професор, доктор технічних наук, професор, завідувач кафедри термічної обробки металів, Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна). E-mail: leonid_deyneko@i.ua. ORCID ID: 0000-0002-1177-3055

Борисенко Андрій Юрійович, старший науковий співробітник, кандидат технічних наук, старший науковий співробітник, Інститут чорної металургії ім. ЗІ. Некрасова Національної академії наук України (Дніпро, Україна). E-mail: asbor@ua.fm. ORCID ID: 0000-0003-2120-0944

Тараненко Андрій Олександрович, старший науковий співробітник, Державне підприємство “Науково-дослідний та конструкторсько-технологічний інститут трубної промисловості” ім. Я.Ю.Осади (Дніпро, Україна). E-mail: lab241@i.ua. ORCID ID: 0000-0001-6370-4492

Зайцева Тетяна Олексіївна, старший викладач кафедри термічної обробки металів, Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна). E-mail: tatiana.k.zaytseva@gmail.com. ORCID ID: 0000-0003-0463-5508

Романова Наталія Сергіївна, доцент, кандидат технічних наук, доцент кафедри термічної обробки металів, Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна). E-mail: rnsrns168@gmail.com. ORCID ID: 0000-0002-3211-8009

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ МАЛОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З ФЕРИТО-БЕЙНІТНОЮ СТРУКТУРОЮ ПІСЛЯ ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ТА НАСТУПНОГО ВІДПУСКУ

Мета – встановлення закономірностей в процесах структуроутворення в маловуглецевих низьколегованих сталях з ферито-бейнітною структурою в залежності від параметрів термічної обробки та їх вплив на властивості з’єднувальних деталей трубопроводів.

Методика. Під час виконання дослідження використано: методи випробувань металу на розтяг, ударний вигин зразків Шарпі та Менаже при різних температурах, світлову та растрову металографію, рентгеноструктурний аналіз для дослідження макро-, мікро- та тонкої структури, топографії зламів зразків з маловуглецевої низьколегованої сталі 15ХСНД з ферито-бейнітною структурою після різних режимів термічної обробки.

Результати. Встановлені закономірності впливу параметрів термічної обробки на структуру, механічні властивості та топографію зламів ударних зразків сталі 15ХСНД з ферито-бейнітною структурою.

Наукова новизна. Результати досліджень дозволили вперше встановити залежність процесів структуроутворення в маловуглецевих низьколегованих сталях від параметрів охолодного середовища, способу термічного зміцнення та наступних параметрів відпуску, їх вплив на зміну механічних властивостей металу, що підтверджується отриманням низки патентів на розроблені технічні рішення.

Практична цінність. Отримані результати досліджень дозволили створити та впровадити параметри промислової технології об’ємної термічної обробки штампозварних з’єднувальних деталей трубопроводів із товщиною стінки до 100 мм та конструктивно-технологічні параметри гартівного обладнання.

Ключові слова: штампозварні з’єднувальні деталі трубопроводів, термічна обробка, мікроструктура, механічні властивості, фрактографія зламів.

Дейнеко Леонид Николаевич, профессор, доктор технических наук, профессор, заведующий кафедры термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). E-mail: leonid_deyneko@i.ua. ORCID ID: 0000-0002-1177-3055

Борисенко Андрей Юрьевич, старший научный сотрудник, кандидат технических наук, старший научный сотрудник, Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова Национальной академии наук Украины (Днепр, Украина). E-mail: asbor@ua.fm. ORCID ID: 0000-0003-2120-0944

Тараненко Андрей Александрович, старший научный сотрудник, Государственное предприятие “Научно-исследовательский и конструкторско-технологический институт трубной промышленности” им. Я.Ю.Осады (Днепр, Украина). E-mail: lab241@i.ua. ORCID ID: 0000-0001-6370-4492

Зайцева Татьяна Алексеевна, старший преподаватель кафедры термической обработки металлов Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). E-mail: tatiana.k.zaytseva@gmail.com. ORCID ID: 0000-0003-0463-5508

Романова Наталья Сергеевна, доцент, кандидат технических наук, доцент кафедры термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины (Днепр, Украина). E-mail: rnsrns168@gmail.com. ORCID ID: 0000-0002-3211-8009

ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С ФЕРРИТО-БЕЙНИТНОЙ СТРУКТУРОЙ ПОСЛЕ ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТПУСКА

Цель – установление закономерностей в процессах структурообразования в малоуглеродистых низколегированных сталях с феррито-бейнитной структурой в зависимости от параметров термической обработки и их влияния на свойства соединительных деталей трубопроводов.

Методика. Во время выполнения исследования использовали: методы испытаний металла на растяжение, ударный изгиб образцов Шарпи и Менаже при разных температурах, световую и растровую металлографию, рентгеноструктурный анализ для исследования макро-, микро- и тонкой структуры, топографии изломов образцов из малоуглеродистой низколегированной стали 15ХСНД с феррито-бейнитной структурой после различных режимов термической обработки.

Результаты. Установлены закономерности влияния параметров термической обработки на структуру, механические свойства и топографию изломов ударных образцов стали 15ХСНД с феррито-бейнитной структурой.

Научная новизна. Результаты исследований позволили впервые установить зависимость процессов структурообразования в малоуглеродистых низколегированных сталях от параметров охлаждающей среды, способа термического упрочнения и последующих параметров отпуска, их влияние на изменение механических свойств металла, что подтверждается получением ряда патентов на разработанные технические решения.

Практическая ценность. Полученные результаты исследований позволили создать и испытать и внедрить параметры промышленной технологии объемной термической обработки штампосварных соединительных деталей трубопроводов с толщиной стенки до 100 мм и конструктивно-технологические параметры закалочного оборудования.

Ключевые слова: штампосварные соединительные детали трубопроводов, термическая обработка, микроструктура, механические свойства, фактография изломов.

Leonid Deineko, Holder of an Advanced Doctorate in Engineering Science, Professor at the Department of Heat Treatment of Metals, Head of the Heat Treatment of Metals Department, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: leonid_deyneko@i.ua. ORCID ID: 0000-0002-1177-3055

Andrei Borisenko, Senior Research Officer, Ph. D. of Engineering of Science, Senior Research Officer, Z.I.Nekrasov Iron & Steel Institute of NAS of Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: asbor@ua.fm. ORCID ID: 0000-0003-2120-0944

Andrei Taranenko, Senior Research Officer, State Enterprise Ya.Ye.Osada Scientific Research Tube Institute (SE SRTI), (Dnipro, Ukraine). E-mail: lab241@i.ua. ORCID ID: 0000-0001-6370-4492

Tatyana Zaytseva, Senior Lecturer of the Heat Treatment of Metals Department, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: tatiana.k.zaytseva@gmail.com. ORCID ID: 0000-0003-0463-5508

Natalia Romanova, Ph. D. of Engineering of Science, Associate Professor of the Heat Treatment of Metals Department, National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine). E-mail: rnsrns168@gmail.com. ORCID ID: 0000-0002-3211-8009

RESEARCH OF STRUCTURE AND PROPERTIES OF LOW ALLOYED LOW CARBON STEEL WITH FERRITE-BAINITE STRUCTURE AFTER THERMAL HARDENING AND SUBSEQUENT TEMPERING

The purpose – to establish the laws of formation of a ferritic-bainitic structure in low-carbon low-alloy steels depending on the parameters of heat treatment. Determine the effect of heat treatment parameters on the properties of the connecting parts of pipelines made of these steels.

Methods. In the study of steel 15XCHD with a ferrite-bainitic structure after various heat treatment modes, the following methods were used: tensile testing of metal, impact bending of Charpy and Menage samples at different temperatures; light metallography; X-ray analysis of macro-, micro- and fine structure; fractographic analysis of failures using scanning electron microscopy.

Results. The regularities of the influence of heat treatment parameters on the structure, mechanical properties and topography of fractures of impact samples of 15XCHD steel with a ferrite-bainitic structure are established.

Originality. The research results made it possible for the first time to establish the dependence of the structure formation processes in low-carbon low-alloy steels on the parameters of the cooling medium, the method of thermal hardening, and the parameters of subsequent tempering. The influence of the heat treatment parameters on the change in the mechanical properties of the metal are established. Research results are protected by patents.

Practical implications. The obtained research results made it possible to create, test and implement the parameters of industrial technology for the volumetric heat treatment of stamped welded connecting parts of pipelines with wall thicknesses up to 100 mm and the structural and technological parameters of quenching equipment.

Key words: stamped connecting parts of pipelines, heat treatment, microstructure, mechanical properties, fractography.

Рукопис надійшов 21.01.2020