

ТЕХНОЛОГІЧНА МІЦНІСТЬ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 25ХНЗМФА ПРИ ЗВАРЮВАННІ ПІД ФЛЮСОМ

А.К. Царюк, В.Ю. Скульський, В.П. Єлагин, І.Г. Осипенко

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: tsaryuk@paton.kiev.ua

Досліджено зварюваність сталі 25ХНЗМФА і встановлено вимоги для можливості її застосування при виготовленні зварних конструкцій важкого машинобудування. Дослідження зварюваності сталі 25ХНЗМФА показало, що при її зварюванні утворюються гарячі та холодні тріщини. Для попередження утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях зварювання необхідно виконувати з попереднім і супутнім підігрівом до 250...300 °С і обов'язковим післязварювальним відпуском при 570 °С. Гарячі тріщини утворюються при зварюванні кореневого шару металу шва, що пов'язано зі значною часткою основного металу (> 50 %) при змішуванні з наплавленим металом. Для можливості виготовлення зварних конструкцій із цієї сталі необхідно застосовувати тільки автоматичне зварювання під флюсом у вузьке розкриття крайок і видаляти кореневий шар з внутрішньої сторони зварного з'єднання. При неможливості видалення кореневого шва зварні конструкції зі сталі 25ХНЗМФА до експлуатації не допускаються. Бібліогр. 17, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: складнолеговані сталі, зварювання під флюсом у вузьке розкриття крайок, зварюваність, холодні тріщини, гарячі тріщини, попередній і супутній підігрів, структура.

Вступ. Для виготовлення великогабаритних товстостінних конструкцій у важкому машинобудуванні використовуються складнолеговані корпусні сталі Cr–Ni–Mo композиції типу 20ХНМФА, 20ХНЗМА, 25ХНЗМФА та ін. [1]. При високих показниках міцності ці сталі після відповідної термічної обробки мають необхідну пластичність і в'язкість. Проте схильність до гартування і високий рівень механічних властивостей обумовлюють ряд труднощів при їх зварюванні. Це в першу чергу стосується утворення гарячих і холодних тріщин та отримання рівномічних зварних з'єднань [2]. Для вирішення цієї проблеми необхідно не тільки правильно встановити тепловий режим зварювання та вибрати зварювальні матеріали, а й грамотно підібрати спосіб зварювання, який забезпечує якість зварних з'єднань. При виготовленні перших корпусів гідроциліндрів зі сталі 20ХНЗМА для пресів потужністю 30 тис. т на АТ «НКМЗ» (м. Краматорськ) основним способом зварювання було електрошлакове зварювання (ЕШЗ). Проте виготовлені циліндри із застосуванням ЕШЗ не мали достатньої надійності. При експлуатації в умовах змінного навантаження в зварних з'єднаннях утворювались тріщини, які спричиняли руйнування гідроциліндрів. Природа утворення цих тріщин у значній мірі визначається особливостями способу ЕШЗ. Причини утворення дефектів і недоліки ЕШЗ складнолегованих сталей досліджені в [3–5].

Дослідження натурних моделей корпусів циліндрів гідропреса, виконаних ЕШЗ і під флюсом

у вузьке розкриття крайок зі сталі 20ХНЗМА показали, що найбільш перспективним способом зварювання є автоматичне зварювання під флюсом у вузьке розкриття крайок. Цей спосіб [6, 7] забезпечує мінімальне проплавлення зварюваних крайок і розбавлення металу шва основним металом, вузьку зону термічного впливу, однорідність хімічного складу та механічних властивостей по висоті розкриття крайок, обмежений об'єм наплавленого металу шва при його дрібнозернистій структурі та мінімальні залишкові напруження й деформації. Крім того, на відміну від ЕШЗ, при зварюванні під флюсом у вузьке розкриття крайок одноразовий високий відпуск забезпечує достатньо повне зниження залишкових напружень і поліпшення структури та властивостей зварних з'єднань. У той же час після ЕШЗ необхідно здійснювати високотемпературну термічну обробку, причому для складнолегованих сталей – у кілька етапів [6].

Таким чином, зварювання під флюсом у вузьке розкриття крайок масивних товстостінних виробів із складнолегованих сталей не тільки забезпечує високу якість зварних з'єднань при високій ефективності процесу, а й є одним із резервів економії енергетичних ресурсів, що дуже важливо у теперішній час.

Для виготовлення гідроциліндрів пресового устаткування необхідно використовувати великогабаритні циліндричні ковані заготовки товстого металу (завтовшки ≥ 500 мм) із високоміцних сталей, які зварюються поясними швами. При цьому перспективним варіантом можливо вважати вико-

Царюк А.К. – <https://orcid.org/0000-0002-5762-5584>, Скульський В.Ю – <https://orcid.org/0000-0002-4766-5355>,

Єлагин В.П – <https://orcid.org/0000-0002-4335-5130>, Осипенко І.Г. – <https://orcid.org/0000-0001-6645-7853>

© А.К. Царюк, В.Ю. Скульський, В.П. Єлагин, І.Г. Осипенко, 2025

ристання сталі 25ХНЗМФА, оскільки підвищений вміст вуглецю (0,25 %) і нікелю (більше 3,5 %) забезпечує достатню прогартовуваність по всій товщині, що сприяє стабільності показників міцності та службових властивостей товстого металу. Але відомості щодо технологічної міцності зварних з'єднань цієї сталі дуже обмежені.

Метою даної роботи було дослідження зварюваності сталі 25ХНЗМФА і встановлення можливості застосування її для відповідальних зварних конструкцій важкого машинобудування.

Матеріали та методики проведення експериментів і досліджень. Хімічний склад сталі 25ХНЗМФА представлено у табл. 1. Для одержання зварних з'єднань використовували сполучення дроту Св-08ХН2ГМЮ (табл. 1) і флюсу АН-17 [8], яке знаходить застосування в енергетичному машинобудуванні при виготовленні виробів із низьколегованих сталей.

Закономірності формування структури сталі 25ХНЗМФА в залежності від термічних умов зварювання вивчали за допомогою експериментально одержаної термокінетичної діаграми перетворення аустеніту [9]. Для моделювання відповідних структурних змін та імітації термічних циклів зварювання застосовано швидкодіючий дилатометр конструкції ІЕЗ ім. Є.О. Патона. У експериментах спеціальні дослідні зразки нагрівали до температури 1300...1350 °С із подальшим охолодженням відповідно до термічних циклів ручного зварювання, автоматичного зварювання під флюсом (із підігрівом і без підігріву), електрошлакового зварювання, а також зварювання зі значним відведенням

тепла. Відлік часу охолодження розпочинався від температури A_{C3} , яку заздалегідь визначали на дилатометрі Шевенара. Після повного охолодження зразка проводився металографічний аналіз та вимір твердості.

Мікроструктурні дослідження виконували на світловому мікроскопі Neophot-32, оснащеним оптичним модулем Olympus P-5060 з комп'ютерним керуванням процесом фіксації зображень. Виявлення мікроструктури у полірованих шліфах проводили електролітичним травленням у 10 %-му водному (дистильована вода) розчині хромової кислоти на режимі: напруга 12...15 В, час травлення 10...15 с; у процесі підготовки мікрошліфів здійснювали переполіровку протравлених поверхонь на суцні з нанесенням на нього порошкового оксиду хрому. Для травлення макрошліфів зварних з'єднань використовували 30 %-ний розчин хлорного заліза ($FeCl_3$). Твердість за методом Віккерса вимірювали на твердомірі ТП-5 при навантаженні 10 кг.

Для якісної оцінки схильності зварних з'єднань до утворення тріщин застосовували стикові з'єднання типу технологічних проб Ліхайдського університету (проба «L») [10] з видозміненою конфігурацією крайок – з U- на X-подібну (рис. 1). Коригування конструктивних елементів проби здійснено з метою можливості виконання зварювання під флюсом, оскільки оригінальна проба «L» передбачена для ручного дугового зварювання. Випробування проводились при різних температурах попереднього підігріву, але при постійних умовах зварювання: дріт діаметром 2,0 мм,

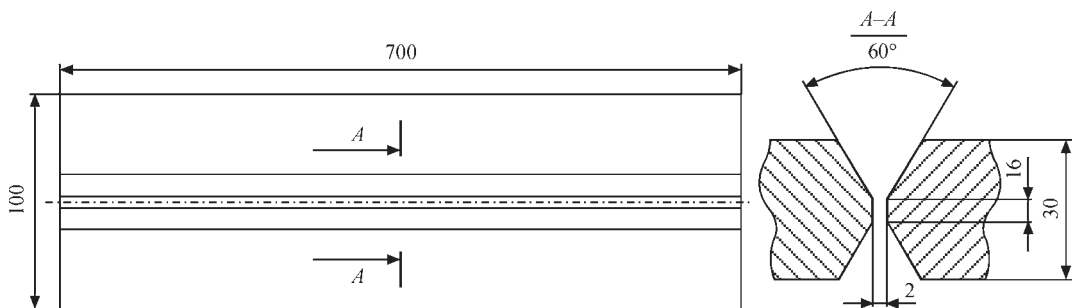


Рис. 1. Технологічна проба

Таблиця 1. Хімічний склад досліджуваної сталі та металу, наплавленого застосованим зварювальним дротом, ваг. %

Марка сталі/дроту	С	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P
								не більше	
Сталь									
25ХНЗМФА ТУ 108.11.917-87	0,20...0,25	0,17...0,37	0,20...0,50	1,40...1,80	3,00...3,75	0,30...0,50	0,08...0,15	0,020	0,020
25ХНЗМФА	0,25	0,26	0,36	1,60	3,50	0,33	0,15	0,020	0,020
Дріт									
Св-08ХН2ГМЮ ГОСТ 2246-70	0,06...0,11	0,25...0,55	1,00...1,40	0,70...1,10	2,00...2,50	0,40...0,65	–	0,030	0,030
Св-08ХН2ГМЮ	0,11	0,31	0,95	0,80	2,00	0,60	–	0,02	0,025

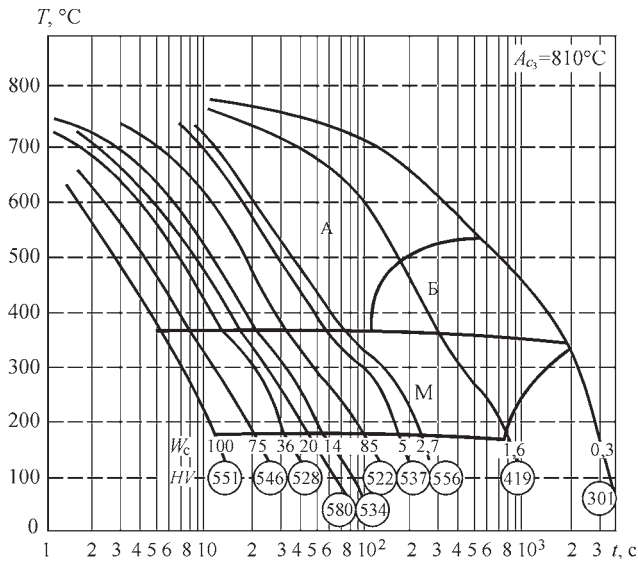


Рис. 2. Термокінетична діаграма перетворення аустеніту в сталі 25XН3МФА

зварювання одностороннє, $I_{зв} = 320...340$ А, $U_d = 36...38$ В, $V_{зв} = 18$ м/год. Швидкість охолодження задавали температурою підігріву в інтер-

валі 20...300 °С. Для кожної температури підігріву зварювали по 3 зразки.

Температуру попереднього підігріву, достатню для запобігання утворенню холодних тріщин, оцінювали на основі аналізу побудованої термокінетичної діаграми перетворення аустеніту.

Результати досліджень та їх обговорення. Зазвичай здатність гартівних сталей до зварювання оцінюється на основі аналізу їх реакції на термодеформаційний цикл зварювання і характеру утворених фаз. Такі закономірності описуються результатами дилатометричних досліджень. Так, на рис. 2 представлена термокінетична діаграма перетворення аустеніту в сталі 25XН3МФА, побудована при швидкостях охолодження в інтервалі 600...500 °С ($w_{6/5}$) в межах 0,3...100 °С/с.

У вихідному стані мікроструктура відпущеної сталі складається переважно з сорбіту (рис. 3, а) з твердістю 246 HV. При нагріві до аустенітного стану та охолодженні у вказаному діапазоні швидкостей охолодження фазове перетворен-

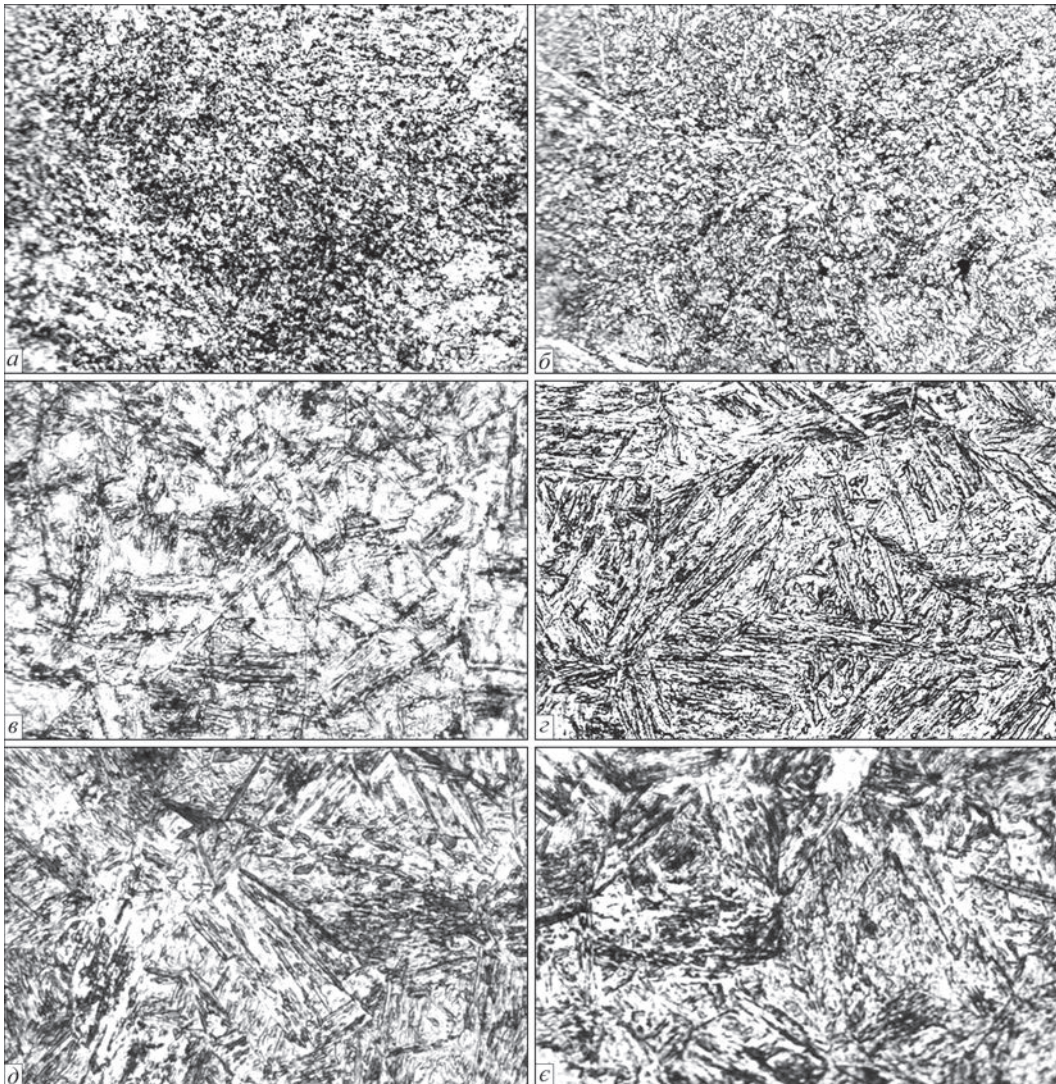


Рис. 3. Мікроструктура сталі 25XН3МФА після моделювання різних термічних циклів: а – вихідний стан; б – $w_{6/5} = 0,3$ °С/с; в – 1,6; г – 2,7; д – 20; е – 100 (×300)

ня може проходити в бейнітній та мартенситній областях. Феритне та перлітне перетворення не спостерігалось.

При швидкості охолодження 0,3 °C/c відбувається переважно однофазне бейнітне перетворення з формуванням зернистого бейніту (рис. 3, б). При збільшенні швидкості охолодження від 0,3 до ~ 2,7 °C/c перетворення проходить як у бейнітній, так і мартенситній областях і супроводжується зростанням твердості від 419 до 556 HV. Характерна для цього інтервалу структура, одержана при $w_{6/5} = 1,6$ °C, показана на рис. 3, в: структурні складові – пластинчастий бейніт та мартенсит. При $w_{6/5} \geq 2,7$ °C/c видбувається тільки мартенситне перетворення з утворенням голчастого мартенситу (рис. 3, з-і); рівень твердості залишається високим у всьому інтервалі застосованих швидкостей охолодження ($w_{6/5} = 2,7...100$ °C/c) і становить приблизно 520...580 HV.

Приблизна оцінка схильності сталі до утворення холодних тріщин при зварюванні може бути зроблена за результатами дослідження температури закінчення мартенситного перетворення за різних швидкостей охолодження за рівнем твердості, а також за величиною вуглецевого еквіваленту C_E , який визначається з урахуванням хімічного складу. Наприклад, у даному випадку можна скористатись виразом МІЗ (ІВ) [11], розробленим для низьколегованих сталей з межами легування, до яких близько підходить досліджувана сталь:

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Cu+Ni}{15}, \%$$

Вважається, що при C_E більше 0,40 % існує ризик появи холодних тріщин. Для сталі 25ХНЗМФА з фактичним складом, приведеним у табл. 1, розрахунок дає $C_E = 0,97$ %, що свідчить про можливість утворення тріщин в зварних з'єднаннях. Однак цей показник має недолік, оскільки не враховує поведінку сталі при зварюванні [11]. Також прийнято вважати, що сталь має схильність до утворення холодних тріщин, коли мартенситне пе-

ретворення закінчується при температурах нижче 300 °C, а твердість продуктів перетворення перевищує 350...360 HV [12–14].

Аналіз термокінетичної діаграми перетворення аустеніту сталі 25ХНЗМФА показує, що при швидкостях охолодження $w_{6/5} = 1,6...100$ °C/c температура закінчення мартенситного перетворення перебуває у межах 170...180 °C. Лише при $w_{6/5} = 0,3$ °C/c, при якій ще спостерігалось часткове утворення мартенситу, температура кінця мартенситного перетворення підвищувалась до 320 °C, а твердість продуктів перетворення знижується до 300 HV.

При реальному зварюванні швидкість охолодження металу зварного з'єднання може бути дещо вищою за мінімальну, одержану у дилатометричних експериментах. Орієнтовна швидкість охолодження може бути оцінена за допомогою аналітичних рівнянь з теорії теплових процесів зварювання; для розрахунку миттєвої швидкості охолодження застосовано рівняння типу [15]:

$$w = 2\pi\lambda[(T-T_0)^2/(q/v)],$$

де w – швидкість охолодження при наплавленні валика на поверхню масивного тіла (схема розрахунку обрана з урахуванням можливого розсіяння тепла при зварюванні товстостінного виробу); λ – коефіцієнт теплопровідності; T і T_0 – температура, для якої розраховується w , і початкова температура сталі; v – швидкість зварювання; $q = \eta \cdot I \cdot U$ – теплова потужність зварювальної дуги, яка визначається добутком ефективного ККД нагріву деталі дугою (η), зварювального струму (I) і напруги (U).

Для розрахунків обрано значення $\eta = 0,9$ (для зварювання під флюсом) і $\lambda \approx 30$ Вт/(м·°C) (за даними для близької за легуванням сталі 30ХН2МФА). Для температури $T = 550$ °C – як середньої в інтервалі 600...500 °C, і початкової температури підігріву $T_0 = 200, 300, 350$ °C одержано наступні значення середньої швидкості охолодження $w_{6/5}$:

- 10,5 °C/c при підігріві до 200 °C;
- 5,4 °C/c при підігріві до 300 °C;

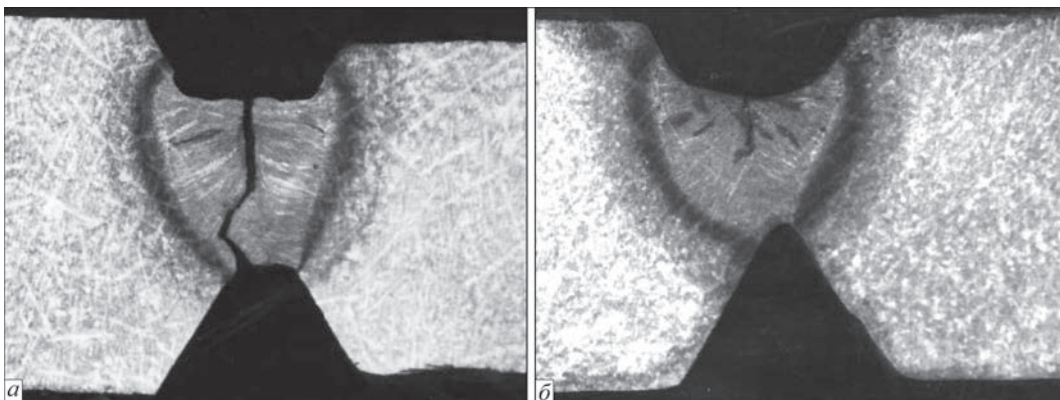


Рис. 4. Кристалізаційні тріщини в швах при зварюванні проб зі сталі 25ХНЗМФА дротом Св-08ХН2ГМЮ (а – діаметром 3 мм; б – 2)

– 3,4 °C/с при підігріві до 350 °C.

При зварюванні без підігріву – $w_{6,5} = 24,07$ °C/с.

Тобто в умовах дугового зварювання під флюсом у зварних з'єднаннях буде проходити мартенситне перетворення в інтервалі від $M_s \approx 380$ °C до $M_f \approx 170 \dots 180$ °C із результируючою твердістю сталі, що значно перевищує орієнтовний критичний рівень у 350 HV.

Таким чином, попередня оцінка зварюваності сталі 25ХН3МФА за величиною розрахункового вуглецевого еквіваленту і за аналізом закономірностей перетворення аустеніту свідчить про високу схильність її зварних з'єднань до утворення холодних тріщин. Для запобігання тріщиноутворенню при всіх видах механізованого зварювання необхідний попередній і супутній підігрів.

Зазвичай зварювання складнолегованих енергомашинобудівних сталей передбачено проводити з підігрівом до 350 °C і вище. Проте як сам підігрів, так і висока температура цієї операції ускладнює технологічний процес. Крім того, завищення температури підігріву може призводити до збільшення залишкових напружень і спричиняти погіршення мікроструктури. З фізико-металургійної точки зору при зварюванні сталей з мартенситним перетворенням доцільно робити попередній підігрів і підтримувати міжпрохідну температуру в межах інтервалу $M_s - M_f$, роблячи перевагу температурам, близьким до M_f . Такий підхід робить можливим проходження мартенситного перетворення в зоні останнього виконаного проходу, а повторний зварювальний нагрів, активуючи дифузійні процеси, спричиняє частковий розпад мартенситу – відпуск загартованих шарів, а також зменшення в них концентрації дифузійного водню; результатом є підвищення опору уповільненому руйнуванню [16]. Обмеження рівня підігріву також спрощує і сам виробничий процес.

Уточнення температури попереднього підігріву доцільно проводити шляхом зварювання технологічних проб. Попередні випробування, а також практичний досвід показали, що у зварних з'єд-

наннях сталі 25ХН3МФА головним чином спостерігались тріщини в зоні металу швів. З цього приводу в роботі застосовано проби типу «L» Ліхайського університету, конфігурація яких сприяє ініціюванню тріщин саме у швах.

Експериментально встановлено, що в усіх випадках зварювання зразків без попереднього підігріву і з попереднім підігрівом до 150, 200, 250 і 300 °C мало місце утворення тріщин в зоні швів. Тріщини виявляли у гарячому металі одразу після видалення шлакової кірки.

Виходячи з практичного досвіду відомо, що зазвичай підігрів рівня 250...300 °C є достатнім для усунення холодних тріщин у з'єднаннях гартівних енергомашинобудівних сталей. Крім того, їх утворення проходить після завершення зварювання та охолодження металу, і в окремих випадках – через декілька десятків годин. У даному випадку тріщини утворювались у металі шва при зварюванні і за умови підігріву, який унеможливило саме появу холодних тріщин. Тобто можна вважати, що тріщини у швах, утворені при зварюванні з підігрівом, не відносяться до холодних.

Після проведення повного циклу дослідження встановлено, що тріщини на пробах зі сталі 25ХН3МФА є гарячими, що утворюються у процесі кристалізації металу шва.

Утворення таких тріщин у швах відбувалось за різних експериментальних умов. Зміна діаметру дроту із 2 на 3 мм з метою впливу на форму ванни і орієнтацію елементів кристалізації не призвела до позитивних наслідків (рис. 4). Враховуючи складне легування застосованого дроту, проведено зварювання низьковуглецевим дротом Св-08ГА. Такий захід також не дозволив уникнути появи кристалізаційних тріщин. Тріщини також утворювались при наплавленні валиків на поверхню сталі 25ХН3МФА як за зворотної, так і прямої полярності (рис. 5).

Аналіз хімічного складу металу шва, звареного дротом Св-08ХН2ГМЮ, показав підвищений вміст вуглецю (0,17...0,18 %) біля тріщини. За усе-

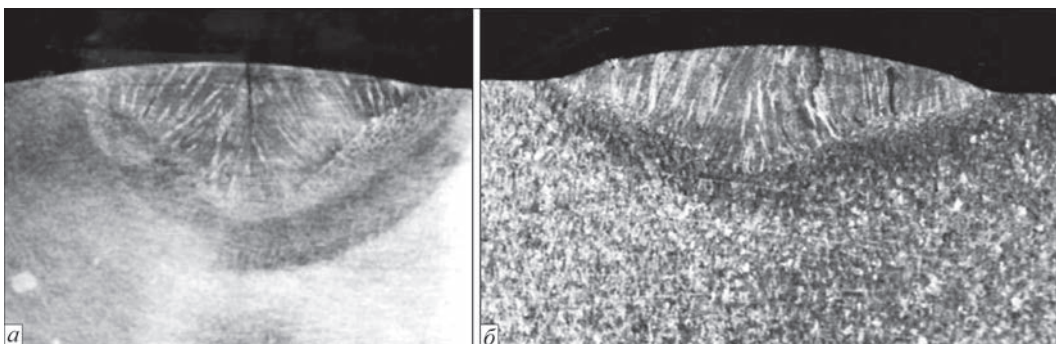


Рис. 5. Кристалізаційні тріщини при наплавленні на поверхню сталі 25ХН3МФА валика дротом Св-08ГА діаметром 3 мм (а – зворотна полярність; б – пряма полярність)

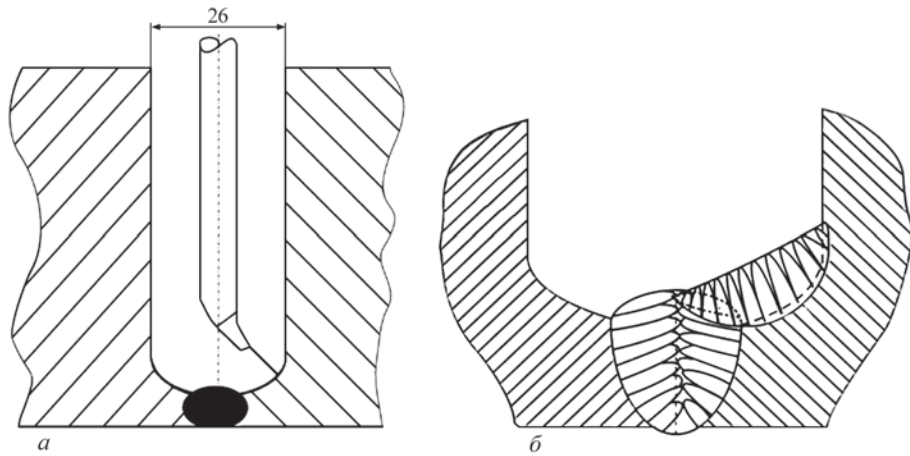


Рис. 6. Схеми розташування мундштука у вузькій розробці (а) і характеру кристалізації валиків (б)

редним складом сірка і фосфор знаходились у допустимих межах (S – 0,025 %, P – 0,020 %). Однак металографічні дослідження з використанням локального мікрерентгенспектрального аналізу виявили сегрегацію сірки і фосфору в районі зародження і поширення тріщини, що можна вважати одним із чинників можливого сприяння утворенню таких дефектів.

Також підвищена схильність зварних з'єднань сталі 25ХНЗМФА до утворення гарячих тріщин може бути зв'язана з високим вмістом вуглецю і нікелю в основному металі [13], що, наприклад, відображає показник схильності до гарячих тріщин HCS (Hot Cracking Susceptibility) [12]:

$$HCS = \frac{C \cdot \left(S + P + \frac{Si}{25} + \frac{Ni}{100} \right) \cdot 10^3}{3 Mn + Cr + Mo + V}$$

Гарячі тріщини в зварному з'єднанні не утворюються, якщо HCS < 4,0; у разі високоміцних сталей великої товщини гарячі тріщини не будуть утворюватися при HCS < 1,6...2,0. У нашому випадку, для сталі 25ХНЗМФА HCS = 6,7, що свідчить про високу схильність металу швів з таким хімічним складом до формування кристалізаційних тріщин.

При зварюванні сталі 25ХНЗМФА під флюсом у вузьке розкриття крайок гарячі тріщини утворювались у першому кореновому шарі, коли дуга була розташована під прямим кутом до поверхні металу, що зварюється. При такому процесі частка основного металу при перемішуванні з наплавленим металом становила ~50 %. При подальшому заповненні зазору з орієнтацією дуги під гострим кутом до крайок глибина проплавлення зменшувалась (рис. 6), частка основного металу також зменшувалась, але не перевищувала максимально-

го рівня 30 %. За цих умов, крім коренового шару, тріщини у шві не утворювались.

Для порівняння проведено оцінку хімічного складу металу коренового і заповнювальних проходів. Вміст у шві кожного з елементів E_{wMi} розраховували як сумарну кількість цього елемента, що перейшла з основного металу і присадного дроту, за виразом:

$$E_{wMi} = \Sigma(D_{PM} \cdot E_{PMi} + D_{WR} \cdot E_{WRi}),$$

де D_{PM} , D_{WR} – частки основного металу (PM) і зварювального дроту (WR) при змішуванні у шві (для коренового проходу D_{PM} і D_{WR} прийнято рівними 50 і 50 %, для заповнювальних проходів – 30 і 70 %); E_{PMi} , E_{WRi} – концентрації і-го елемента у основному металі та у зварювальному дроті.

Орієнтовний склад різних ділянок металу шва та відповідні значення показника HCS наведено у табл. 2. Для коренового проходу округлене значення HCS становить ~3,8 (фактично – 3,778), перевищуючи відповідне значення для заповнювальних проходів, який у розрахунках дорівнював 3. Однак слід зазначити, що для заповнювальних проходів слід вважати HCS ≤ 3 %, оскільки для цих умов, як зазначено вище, $D_{PM} \leq 30$ %.

Як видно із результатів розрахунків, в обох випадках показники HCS були менше критичного рівня HCS = 4, однак тріщини все ж таки виникали у кореновому проході. Крім того, цей показник для заповнювальних проходів був більшим за критичний для товстостінного з'єднання підвищеної жорсткості (HCS = 2), хоча тріщини у металі заповнювальних проходів не утворювались. Таким чином, одержані дані досліджень свідчать, що не існує однозначного пояснення причини появи кристалізаційних тріщин, що, наприклад, видно з неузгодженості результатів зварювання та оцінкою технологічної міцності за критерієм HCS. Загалом

Таблиця 2. Результати розрахунку хімічного складу коренового та заповнювального проходів і показників HCS

Зони шва	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	HCS
Корінь	0,180	0,285	0,655	1,20	2,75	0,465	0,075	0,020	0,022	3,8
Заповнювальний прохід	0,152	0,295	0,773	1,04	2,45	0,519	0,045	0,020	0,021	3,022

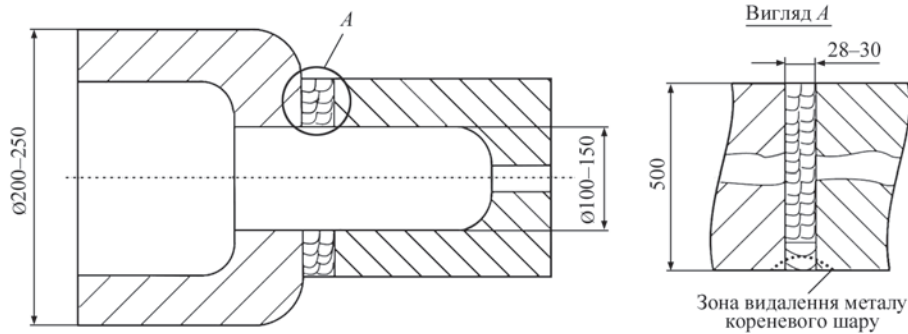


Рис. 7. Схема зварного циліндру гідропресу

утворення кристалізаційних тріщин має складний (комплексний) механізм, у якому одночасно реалізуються як особливості металургійного, так і силового чинників [13, 15]. У залежності від хімічного складу, переважний вплив можуть завдавати сегрегації найбільш шкідливих домішок – S і P, або C та Ni; в очищених від домішок низьколегованих швах в утворенні тріщин домінують процеси сегрегації останніх двох елементів [13, 17]. За даними [17] у залізвуглецевих швів низька технологічна міцність спостерігалась приблизно за 0,1 % C і за $C > 0,17$ %. У швів типу Fe–Ni зростання схильності до тріщин мало місце за $Ni > 2...3$ %. Роль C і Ni у механізмі утворення тріщин пов’язується також з їх впливом на характер первинної кристалізації [17]. Вивчення сумісного впливу C і Ni з використанням концентраційного показника Ni_{eq} ($Ni_{eq} = Ni + kC$, де k – коефіцієнт, що залежить від вмісту C), показало, що суттєве зростання схильності до кристалізаційних тріщин відбувалось при Ni_{eq} більше $\sim 3,4$ %. За цієї умови первинна кристалізація з утворенням δ -фази (за схемою $L \rightarrow \delta$) переходила до кристалізації $\delta + \gamma$ через перитектичну реакцію $(L \rightarrow \delta + (L + \delta = \gamma) \rightarrow \delta + \gamma)$. Зниження опору утворенню тріщин може бути наслідком: а) підсилення ліквідації S та P при зменшенні їх розчинності у γ -фазі, в якій також більше розчинялись Ni і C; б) додаткового (до загального теплового скорочення) збільшення рівня мікродоформаций поблизу границі твердіння в результаті об’ємних змін, обумовлених утворенням γ -фази при двофазній кристалізації $\delta + \gamma$.

У розглянутому випадку зварювання сталі 25ХНЗМФА метал швів, у залежності від ступеня змішування основного і зварювального металів, може мати результуючий вміст C та Ni, за яких збільшується його схильність до кристалізаційних тріщин. Так, при виконанні корневих проходів за рахунок значної частки основного металу (до 50 %) шов збагачується вуглецем (до 0,18 %). Такий рівень вуглецю у металі шва сприяє утворенню гарячих тріщин. Сегрегація шкідливих домішок (S, P), за їх звичайного допустимого вмісту в сталі, є та-

кож важливим металургійним чинником зниження технологічної міцності. Додатковий ефект створює нікель, підсилюючи ліквідацію цих елементів і сприяючи формуванню осередків зародження тріщин. Негативний вплив значного розбавлення наплавленого металу основним показано також на прикладі наплавлення валиків на сталь дротом Св-08ГА, коли частка основного металу складала 60...80 %. У свою чергу, зменшення показника НСS для заповнювальних проходів відносно корневих може сприяти підвищенню опору утворенню тріщин. Крім того, одним з важливих чинників утворення та запобігання гарячих тріщин є також форма перерізу шва і відповідні напрями росту кристалітів при кристалізації зварювальної ванни [13, 15]. Кореневий прохід характеризується глибоким проплавленням відносно ширини ванни і транскристалітним (зустрічним) напрямом росту елементів кристалізації від стінок ванни. Формування збагаченої домішками рідини в осевій зоні при стиковці кристалітів при такій формі ванни сприяє появі тріщин під впливом зварювальних деформацій (рис. 6).

При більш широкій і неглибокій формі ванни з направленим до zenіту ростом кристалітів і витіснен-

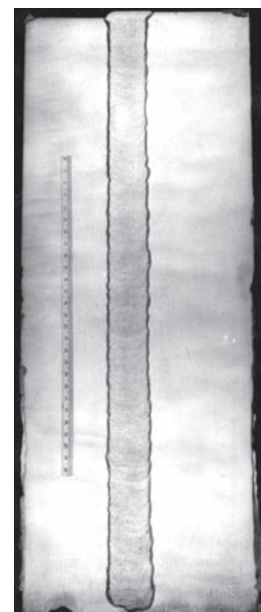


Рис. 8. Макрошліф поперечного перерізу стика глибиною шва 500 мм

Таблиця 3. Механічні властивості зварного з'єднання сталі 25ХНЗМФА, звареного дротом Св-08ХН2ГМЮ під флюсом АН-17 у стані після високого відпуску

Метал шва					Зварне з'єднання	
σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	σ_b , МПа*	KCU, Дж/см ² **
Вимоги до властивостей зварних з'єднань						
≥ 600	≥ 500	≥ 12	≥ 40	≥ 50	≥ 600	≥ 50
Результати випробувань						
786	583	16,6	55,6	115	633	72,0
783	575	16,3	51,0	137	735	62,0
788	583	16,6	55,6	122	705	115,0
-----	-----	-----	-----	-----	-----	-----
785	580	16,5	54,0	124	691	83,0

Примітка. * – руйнування по ЗТВ; ** – надріз по лінії сплавлення.

ням у верхню частину легкоплавкої рідини збільшується опір утворенню гарячих тріщин. Така кристалізація характерна для заповнювальних проходів. Відпрацювання технології на макетах промислових виробів підтвердило існування проблеми утворення гарячих тріщин тільки для корневих проходів.

Для промислового виготовлення корпусу гідроциліндра зі сталі 25ХНЗМФА погоджено застосування зварювання під флюсом у вузьке розкриття крайок, яке характеризується високою продуктивністю і загальною високою якістю товстостінних з'єднань (рис. 7, 8). Однак, враховуючи проблемність з якістю саме корневих проходів, після повного заповнення розробки обов'язковим було видалення верстатним механічним методом кореневого шару металу шва (рис. 7).

Для відпуску гартівних структур у зоні з'єднання, максимального зняття залишкових напружень і поліпшення пластичності та в'язкості металу, зварний виріб підлягає обов'язковому високому відпуску. Враховуючи існуючі рекомендації і проведені випробування, обрано режим відпуску за температури 570 °С тривалістю 30 год, який забезпечує необхідні механічні властивості зварних з'єднань (табл. 3). На стадії виготовлення і після проведення термічної обробки рекомендовано ретельно застосувати усі методи неруйнівного контролю якості.

Розроблений технологічний процес зварювання і термічної обробки корпусів потужних гідроциліндрів впроваджений у виробництві устаткування, призначеного для виготовлення методом пресової штамповки пошкоджених елементів цивільних конструкцій і деталей озброєння та спорядження для ЗСУ, зокрема вузлів далекобійних гармат, крилатих і балістичних ракет, що є актуальним для ВПК України.

Висновки

1. Показано, що в умовах автоматичного зварювання під флюсом сталі 25ХНЗМФА із застосуванням сполучення флюсу АН-17 і дроту Св-08ХН2ГМЮ метал в зоні з'єднання проходить загартування з утворенням переважно мар-

тенситної структури з твердістю до 520...580 НV, що обумовлює ризик утворення холодних тріщин. Виключення появи холодних тріщин досягається попереднім/супутнім підігрівом до 250...300 °С.

2. При лабораторних випробуваннях і зварюванні під флюсом у вузький зазор промислових макетів встановлено, що для виготовлення товстостінних виробів зі сталі 25ХНЗМФА основну проблему складає утворення кристалізаційних тріщин при виконанні корневих проходів; при подальшому заповненні розробки гарячі тріщини не спостерігались.

3. З урахуванням результатів експериментів і сучасних теоретичних положень зроблено припущення, що у розглянутому випадку виникнення кристалізаційних тріщин має комплексну природу. До головних чинників можна віднести збагачення металу шва С і Ni внаслідок збільшення частки основного металу у розплаві ванни до 50 %, що характерно для корневих проходів, відповідне підсилення процесів сегрегації С, S, P з утворенням легкоплавких осередків руйнування, а також несприятливу форму ванни з транскристалітним типом росту елементів кристалізації. Заповнювальні проходи формуються при зменшенні частки основного металу у шві до 30 % і нижче, а також з формою ванни, сприятливою для витіснення до її поверхні легкоплавких складових елементів при кристалізації, що у комплексі обумовлює відсутність гарячих тріщин.

4. Для промислового виготовлення відповідальних виробів зі сталі 25ХНЗМФА з товщиною стінки до 500 мм впроваджено технологію автоматичного зварювання під флюсом у вузький зазор, яка передбачає після зварювання з'єднання видалення верстатним методом шару металу з корневим проходом. Кінцевою операцією є високий відпуск за температури 570 °С.

Список літератури

1. Башнин Ю.А., Цурков В.Н., Коровин В.Н. (1985) *Термическая обработка крупногабаритных изделий и полуфабрикатов на металлургических заводах*. Москва, Металлургия.
2. Патона Б.Е. (1974) *Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением*. Москва, Машиностроение.
3. Макара А.М., Ковалев Ю.Я., Новиков И.В. (1972) *Надрывы в околошовной зоне при электрошлаковой*

- сварке конструкционных сталей. *Автоматическая сварка*, **5**, 1–5.
- Eregin L.P., Malaj A.E. (1978) Условия образования околошовных трещин – надрывов при электрошлаковой сварке хромоникельмолибденовых сталей. *Сварочное производство*, **10**, 26–27.
 - Макара А.М. (1963) *Исследование вопросов технологии и металловедения сварки легированных конструкционных сталей. Сборник доклад – обобщение опубликованных работ*. Киев, Издательство АН УССР.
 - Касаткин Б.С., Царюк А.К., Левенберг Н.Е., Пилипенко Н.В. (1984) Технологические возможности сварки под флюсом в узкий зазор среднелегированных сталей большой толщины. *Автоматическая сварка*, **7**, 41–44.
 - Tsaruk, A.K., Skulsky, V.Yu., Moravetsky, S.I. (2016) Mechanized narrow-gap submerged arc welding of thick walled cylindrical products. In: *Medovar Memorial – Symposium 7–10 June*. Kyiv, Ukraine, 82–90.
 - Касаткин Б.С., Кравченко Н.Ф., Иваненко В.Д. и др. (1989) Сварка под флюсом в узкую разделку толстостенных цилиндрических изделий. *Автоматическая сварка*, **5**, 31–35.
 - Лебедев Ю.М., Кравченко Л.П., Данилюк Н.Н. (1978) Методика моделирования сварочных термомодеформационных циклов. *Автоматическая сварка*, **12**, 31–33.
 - Kihara, H., Suzuki, H., Makamura, H. (1962) Weld cracking test of high strength Steel and electrodes. *Weld J.*, **41**, 36–38.
 - (1992) *Steel. A Handbook for Materials Research and Engineering. V.1: Fundamentals*. Springer-Verlag Heidelberg and Verlag Stahleisen m.b.H., Dusseldorf.
 - Гривняк И. (1984) *Свариваемость сталей*. Москва, Машиностроение.
 - John, S. Lippold (2015) *Welding Metallurgy and Weldability*. Wiley&Sons.
 - (2017) *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*. Ed. by Augusto Di Gianfrancesco. Elsevier Ltd.
 - Sindo, Kou (2003) *Welding Metallurgy*. Second Edition. Wiley&Sons.
 - Skulsky, V.Yu., Moravetsky, S.I., Nimko, M.A. et al. (2019). Effect of reheating in multipass submerged-arc welding on delayed fracture resistance of rotor steel welded joints. *The Paton Welding J.*, **3**, 11–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.03.02>
 - Shankar, V., Devletian, J.S. (2005) Solidification cracking in low alloy steel welds. *Science And Technology of welding and Joining*, **10**, 2, 236–243.
 - Paton, B.E. (1974) *Technology of electric fusion welding of metals and alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Makara, A.M., Kovalev, Yu.Ya., Novikov, I.V. (1972) Tears in near-weld zone during electroslag welding of structural steels. *Avtomaticheskaya Svarka*, **5**, 1–5 [in Russian].
 - Eregin, L.P., Malaj, A.E. (1978) Conditions of formation of near-weld cracks-tears in electroslag welding of chrome-nickel-molybdenum steels. *Svarochnoe Proizvodstvo*, **10**, 26–27 [in Russian].
 - Makara, A.M. (1963) *Investigation of problems of technology and metals science of welding of alloyed structural steels: Collection*. Kyiv, Izd-vo AN Ukr. SSR [in Russian].
 - Kasatkin, B.S., Tsaryuk, A.K., Levenberg, N.E., Pilipenko, N.V. (1984) Technological possibilities of narrow-gap submerged arc welding of medium-alloy thick steels. *Avtomaticheskaya Svarka*, **7**, 41–44 [in Russian].
 - Tsaruk, A.K., Skulsky, V.Yu., Moravetsky, S.I. (2016) Mechanized narrow-gap submerged arc welding of thick walled cylindrical products. In: *Medovar Memorial – Symposium 7–10 June*. Kyiv, Ukraine, 82–90.
 - Kasatkin, B.S., Kravchenko, N.F., Ivanenko, V.D. et al. (1989) Narrow-gap submerged arc welding of thick-walled cylindrical products. *Avtomaticheskaya Svarka*, **5**, 31–35 [in Russian].
 - Lebedev, Yu.M., Kravchenko, L.P., Danilyuk, N.N. (1978) Procedure of modeling of welding thermodeformational cycles. *Avtomaticheskaya Svarka*, **12**, 31–33 [in Russian].
 - Kihara, H., Suzuki, H., Makamura, H. (1962) Weld cracking test of high strength steel and electrodes. *Welding J.*, **41**, 36–38.
 - (1992) *Steel. A Handbook for Materials Research and Engineering. V.1: Fundamentals*. Springer-Verlag Heidelberg and Verlag Stahleisen m.b.H., Dusseldorf.
 - Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - John, S. Lippold (2015) *Welding Metallurgy and Weldability*. Wiley&Sons.
 - (2017) *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-Supercritical Power Plants*. Ed. by Augusto Di Gianfrancesco. Elsevier Ltd.
 - Sindo, Kou (2003) *Welding Metallurgy*. Second Ed. Wiley&Sons.
 - Skulsky, V.Yu., Moravetsky, S.I., Nimko, M.A. et al. (2019) Effect of reheating in multipass submerged-arc welding on delayed fracture resistance of rotor steel welded joints. *The Paton Welding J.*, **3**, 11–14. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2019.03.02>
 - Shankar, V., Devletian, J.S. (2005) Solidification cracking in low alloy steel welds. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, **10**(2), 236–243.

References

- Bashnin, Yu.A., Tsurkov, V.N., Korovin, V.N. (1985) *Heat treatment of large-sized products and semi-products at metallurgical works*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

TECHNOLOGICAL STRENGTH OF 25KhN3MFA STEEL JOINTS IN SUBMERGED-ARC WELDING

A.K. Tsaryuk, V.Yu. Skulskyi, V.P. Yelagin, I.G. Osipenko

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: tsaryuk@paton.kiev.ua

Weldability of 25KhH3MFA steel was studied and requirements were established for the possibility of its application in fabrication of welded structures in heavy mechanical engineering. Investigations of weldability of 25KhH3MFA steel showed that hot and cold cracks form in welding of this steel. To prevent cold cracking in the welded joints, welding should be performed with preheating and accompanying heating up to 250...300 °C and mandatory post-weld tempering at 570 ~C. Hot cracks form in welding the root layer of the weld metal, which is related to a significant fraction of the base metal (> 50 %) at mixing with the deposited metal. To be able to manufacture welded structures from this steel, it is necessary to use only automatic narrow-gap submerged-arc welding and to remove the root layer from the welded joint internal side. When it is impossible to remove the root weld, welded structures from 25KhH3MFA steel are not allowed for operation. 17 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: complex-alloyed steels, narrow-gap submerged-arc welding, weldability, cold cracks, preheating and accompanying heating, structure

Отримано 04.12.2024

Отримано у переглянутому вигляді 16.01.2025

Прийнято 07.04.2025