

ТЕХНОЛОГІЧНІ УМОВИ ЗВАРЮВАННЯ ТЕПЛОСТІЙКИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПОКРИТИМИ ЕЛЕКТРОДАМИ

С.І. Моравецький, А.К. Царюк, В.Ю. Скульський, М.О. Німко

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

Мета роботи полягала у визначенні допустимих та критичних теплових режимів ручного дугового зварювання хромо-молібденванадієвих сталей на основі результатів металографічних досліджень і вимірювання твердості металу шва у стані після зварювання і після термообробки. Отримано експериментальні стикові зварні з'єднання сталі 15X1M1Ф у різних теплових умовах. Задавали два параметри теплового режиму зварювання: погонну енергію, рівну 5,21; 7,78 або 10,2 кДж/см, і температуру підігріву зварюваного металу, рівну 50; 160; 270 або 360 °С. Застосовували покриті електроди Phoenix SH Kupfer 3 KC типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5. Предметом дослідження був метал швів зазначених зварних з'єднань. Для всіх поєднань погонної енергії і температури підігріву виміряно твердість металу шва у стані після зварювання і після високого відпуску. Вивчено структуру різних ділянок металу зварного з'єднання на предмет наявності тріщиноподібних дефектів та характеру мікроструктури. Головну увагу було приділено структурі металу шва. За якісними критеріями – характером мікроструктури та структурною однорідністю, а також ступенем дефектності металу шва визначено критичні та допустимі теплові режими зварювання сталі 15X1M1Ф обраними покритими електродами. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 7.

Ключові слова: зварні з'єднання, зварювальні матеріали, метал шва, металографічні дослідження, мікроструктура, ручне дугове зварювання, твердість, тепловий режим зварювання, теплостійка сталь, холодні тріщини

Вступ. Номенклатура зварних вузлів із традиційних хромомолібденванадієвих сталей типу 12X1MФ, 20XMФЛ, 15X1M1Ф, 15X1M1ФЛ (далі – Cr–Mo–V-стали) у парових турбінах, котлоагрегатах та інших компонентах новопроектowanego енергетичного устаткування не виявляє тенденції до скорочення. Через необхідність реконструкції та продовження експлуатації блоків ТЕС і ТЕЦ, що відпрацювали свій парковий ресурс, зростає також і обсяг ремонтно-відновлювальних робіт із залученням ручного зварювання покритими електродами. Тому вдосконалення технологій зварювання сталей цього типу залишається сьогодні важливою й актуальною задачею.

В умовах останніх років, скрутних щодо забезпеченості промисловості України енергоносіями, в холодний сезон температура повітря навіть у складально-зварювальних цехах енергомашинобудівних підприємств може знижуватися до від'ємних значень. Відповідно до норм [1] Cr–Mo–V-стали допускається зварювати за температури довкілля від 0 до –15 °С залежно від марки і товщини. Але при цьому має місце прискорення темпу падіння температури $T_{\text{п}}$ підігріву зварюваних виробів. Недостатня оперативність між операціями зварювання, контролю температури і проміжного підігріву вкупі, можливо, з людським чинником можуть призводити до того, що певний об'єм наплавленого металу отримували, коли фактична температура виробу

нижча за інтервал $T_{\text{п}}$, заданий технологічною документацією. Зварні з'єднання, що містили у шві метал, наплавлений із недостатнім підігрівом виробу, піддавалися необхідній післязварювальній термообробці і зазвичай успішно проходили всі види неруйнівного контролю. Разом з тим, вимірюванням твердості металу шва в одиничному випадку було встановлено, що окремі результати вимірювання перевищували максимально допустимі значення, хоча середнє значення твердості задовольняло чинні норми [1]. Такого роду невідповідність не є підставою для бракування виробу, але потребує узгодження із головною матеріалознавчою організацією ([1], табл. 18.3, пп. 18.4.4, 18.4.5). З огляду на викладене технологи прагнуть не просто призначати оптимальний інтервал $T_{\text{п}}$ під час зварювання Cr–Mo–V-сталей, але принаймні знати вельми точну, практично обґрунтовану нижню риску зазначеного інтервалу, а також знати ключові умови та необхідні заходи для гарантованого забезпечення відповідності чинним нормам твердості металу шва.

Як відомо, зростання швидкості охолодження та зниження рівня температур, за якого відбувається перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ у металі шва та ЗТВ легованих сталей, призводить до збільшення частки бездифузійних продуктів, зростання напружень 2-го і 3-го родів, щільності дислокацій, твердості у стані після зварювання. Сукупно ці явища відомі як «структурний чинник», що має суттєвий

вплив на механізм уповільненого руйнування зварних з'єднань гартівних сталей. Тож у цьому разі йдеться про те, що задане мінімальне значення T_n має характеризуватися вже категорією не оптимальності, а радше критичності з точки зору ризику появи дефектів металу, не сумісних із працездатністю зварного з'єднання.

Крім температури підігріву до параметрів теплового режиму зварювання належить і погонна енергія зварювання q_n . Зварювальник може впливати на q_n , в основному варіюючи зварювальний струм $I_{зв}$ (у межах оптимальних інтервалів для кожної марки та діаметра покритого електрода). Є можливість впливати на q_n через швидкість переміщення дуги та техніку зварювання (поперечні коливання, «ниткові» валики тощо).

Для зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей необхідна T_n рекомендується або призначається у доволі широких межах (від 450 до 100 °C) і не завжди з належним обґрунтуванням цих меж [1–5]. У ряді випадків зварні з'єднання сталі 15X1M1ФЛ тримають і без підігріву [1, 6]. На основі даних цих та багатьох інших літературних джерел визначити критично необхідну T_n без додаткових експериментів не уявлялося можливим.

Твердість металу шва у готових виробках контролюється у стані після термообробки. Відомо [7] про схильність металу зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей до дисперсійного твердіння та про температурно-часові інтервали цього явища. Це спонукало дослідити вплив теплового режиму зварювання на структуру та твердість металу шва у стані не тільки після зварювання, але й після високого відпуску.

Отже мета роботи полягала у вивченні впливу теплового режиму зварювання на характер формування структури і зміну твердості металу шва зварних з'єднань Cr–Mo–V-сталей у стані після зварювання та після термічної обробки, а також у визначенні параметрів теплового режиму зварювання, критичних для забезпечення технологічної міцності та якості зварних з'єднань.

Матеріали та методика. Як основний метал для експериментальних зварних з'єднань було взято пластини товщиною 25 мм, вирізані з поковки сталі 15X1M1Ф. Цей матеріал обрано, як типову перлітну ретельно досліджену і поширену сталь системи Cr–Mo–V. Спектральним аналізом у спеціалізованій лабораторії ІЕЗ ім. Є.О. Патона було визначено вміст елементів у її складі, мас. %: 0,15 C; 0,39 Si; 0,68 Mn; 1,32 Cr; 1,04 Mo; 0,35 V; 0,007 S; 0,023 P, який загалом добре відповідає вимогам стандартів та технічних умов на сталь 15X1M1Ф [8].

Для зварювання Cr–Mo–V-сталей розроблено чимало марок електродів, сучасне виробництво

яких донедавна регламентувалося державними або галузевими стандартами колишнього СРСР. Серед електродів типу Э-09Х1МФ (ГОСТ 9467-75), які виявляє маркетинговий пошук засобами інтернету, можна вважати поширеними на ринку України марки ТМЛІ-3У, ЦЛІ-20, ЦЛІ-20Б та ЦЛІ-39. Впродовж попередніх років чинність нормативних актів радянської доби поступово припинялася. Наприклад [9], на зміну ГОСТ 9467-75 введено ДСТУ EN ISO 3580:2019 «Зварювальні матеріали. Електроди з покриттям для ручного дугового зварювання жароміцних сталей. Класифікація». Натомість сертифікати постачальників або описи до електродів часто свідчать, що їх виготовлено за скасованими ГОСТ або за Технічними Умовами (наприклад, ТУ У 25.9-31230196-004:2016, ТУ У 25.9-34142624-014:2017). На жаль, ТУ підприємств не є широкодоступними документами, що робить посилення на них сумнівним з огляду на сучасні системи забезпечення якості. В умовах адаптації електродного виробництва до нової системи стандартизації, що впроваджена в Україні, виробники енергетичного устаткування стали віддавати перевагу продукції європейських фірм, які давно працюють за системою стандартів EN ISO, забезпечуючи стабільно відтворювану високу якість покритих електродів.

Тож попередньо було апробовано дві марки (brand name) електродів європейських виробників: Böhler Fox DCMV та Phoenix SH Kupfer 3 KC. Електроди належать до типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, аналогічного Э-09Х1МФ (ГОСТ 9467-75). За сукупністю результатів попередніх досліджень (якісно визначені зварювально-технологічні характеристики, хімічний склад чистого наплавленого металу) практично не з'явилось підстав віддати перевагу певній марці з огляду на вимоги зварювального виробництва. Проте для цього дослідження обрали Phoenix SH Kupfer 3 KC, для яких типовий і фактичний вміст C, P, Si у наплавленому металі дещо вищий (табл. 1), що є ближчим до критичних умов в аспекті забезпечення технологічної міцності зварного з'єднання та кінцевої твердості металу шва.

Зварювання виконували в нижньому положенні. Електроди застосовували після повторного прожарювання (350 °C/2 год) і безпосередньо після їх охолодження до кімнатної температури. З пластин 25×60×300 мм сталі 15X1M1Ф склали стикові з'єднання з V-подібним розкриттям кромки (кут скошу кромки 20°, притуплення 3 мм, зазор 3 мм). Метал кореневої зони швів отримували із застосуванням електродів діаметром 4 мм типу ISO 2560-A – E 46 3 B 5 3 H5. Температура підігріву стиків під час зварювання кореневих про-

Таблиця 1. Хімічний склад наплавленого металу електродів типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5

Марка	Джерело даних	Масова частка елемента, %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	S	P
Böhler Fox DCMV	[10]	0,12	0,3	0,9	1,2	1,0	0,22	≤0,025	≤0,030
	A ¹⁾	0,13	0,35	0,90	1,24	1,10	0,25	0,006	0,015
Phoenix SH Kupfer 3 KC	[11]	0,13	0,4	1,0	1,4	1,05	0,25	≤0,025	≤0,030
	A	0,15	0,40	0,85	1,26	1,16	0,28	0,002	0,018

Примітка. ¹⁾A – спектральний аналіз металу 6-го шару наплавки, виконаних згідно з [12].

ходів становила 200...300 °С. Призначенням цієї ділянки шва було складання стиків і надання їм початкової жорсткості. Тож метал кореневого шва не підлягав дослідженню.

Заповнення розкриття виконували електродами Phoenix SH Kupfer 3 KC із дотриманням поєднання параметрів q_n , T_n , яке і характеризувало тепловий режим зварювання (з цим пов'язаний формат позначення теплового режиму, який застосуємо далі для стислості викладу: $n-T_n$, де n – режим зварювання 1, 2 або 3, табл. 2). Зміну рівня q_n забезпечували варіюванням $I_{зв}$. З міркувань уникнення дефектів (несплавень, зашлаковок) окремі проходи в нижній, вузькій ділянці розкриття виконували з невеликими поперечними коливаннями. Вище розкриття заповнювали лише «нитковими» валиками. Значення $I_{зв}$ задавали та підтримували з допомогою випрямляча ВДУ-506 разом з регулятором зварювального струму РДЕ-251У3.1, оснащеним амперметром. Значення напруги U_d на дузі та швидкості $V_{зв}$ зварювання вимірювали безпосередньо під час отримання зварних з'єднань.

Погонну енергію (табл. 2) обчислено із використанням значень $V_{зв}$, усереднених за результатами вимірювання в шести довільно вибраних проходах на кожному режимі, а також значення η ефективного ККД нагріву металу дугою, прийнятого $\eta = 0,775$ [13].

Контрольований підігрів металу зварного з'єднання здійснювали газополуменевим способом до температур 160; 270 та 360 °С. Для вимірів використовували мультиметр марки MASTECH MS2101, оснащений хромель-алюмелевою термопарою. Крім того, було отримано зварні з'єднання, виконання яких розпочиналося без попереднього підігріву.

В останньому випадку через відносно невеликі розміри експериментальних стикових з'єднань багатопрохідне зварювання спричиняє підвищення температури основного металу за рахунок автопідігріву. За звичайного темпу виконання валиків вже 2-ий прохід мав би виконуватися з підігріву.

Таблиця 2. Режими ручного дугового зварювання

Числове позначення режиму	Діаметр електрода, мм	Струм, А	Напруга на дузі, В	Середнє значення фактичної швидкості зварювання, 10 ⁻³ м/с	Середнє значення погонної енергії, кДж/см
1	3,2	90...100	22	3,11	5,21
2	4,0	150...160	23	3,55	7,78
3	5,0	230...240	24	4,30	10,2

вом до ~ 100 °С. Зі збільшенням номера проходу T_n зростає, сягаючи значень, характерних для теплових режимів наступних рівнів, що застосовувалися у цій роботі (160 °С і вище). Для уникнення цього зварні з'єднання без попереднього підігріву отримували, значно уповільнивши темп накладання валиків. Охолодження металу зварного з'єднання після кожного проходу до кімнатної температури потребувало пауз неприйнятно тривалості. Тому кожен наступний прохід виконували із досягненням температури металу рівня ~ 60...40 °С. Для формального представлення результатів експерименту цьому випадку приписали середню температуру супутнього підігріву $T_n = 50$ °С.

В середній зоні по довжині шва отриманих стиків вирізалися заготовки шліфів. Останні піддавалися термообробці: за температури 730 °С, оптимальної для зварних з'єднань сталі 15Х1М1Ф [1], і за температури 690 °С, вибір якої гіпотетично можливий, ґрунтуючись на відомостях [10]. Інші параметри для обох варіантів термообробки були однакові: час виходу печі на задану температуру – 2 год; час витримки на заданій температурі – 3 год 20 хв (20 хв – на вирівнювання температури металу заготовок та печі); охолодження до кімнатної температури – з піччю. Всі заготовки шліфів (12 шт) відпускалися за одну посадку в піч і встановлювалися у ній із достатньою відстанню одна від одної.

Підготовка шліфів починалася з фрезерування поверхні на товщину 2 мм з метою виключити вплив поверхневого шару металу, знеуглецьованого під час високотемпературної витримки. Фрезерована поверхня піддавалася шліфуванню та поліруванню матеріалами з послідовним зменшенням розміру абразивних частинок. Шліфи травили 4 %-им розчином азотної кислоти в етиловому спирті. Заготовки у стані після зварювання теж піддавалися необхідним операціям з підготовки шліфів. На готових шліфах проводили заплановані дослідження (оцінка твердості та вивчення

структури металу зварних з'єднань у стані після зварювання та після відпуску 730 °C/3 год).

Виміри твердості виконували методом Віккерса згідно з ГОСТ 2999-75. Навантаження на індентор 5 кг. Для кожного шліфа отримували значення HV_5 у 3-8 довільних точках у межах верхніх наплавлених шарів. Така локальність уколів краще відповідає процедурі вимірювання твердості під час приймального контролю реальних виробів (лицьова сторона шва). Більша кількість вимірів здійснювалася на шліфах у стані після зварювання, менша – у стані після термічної обробки, коли інтервал розкиду значень HV_5 був досить вузький.

Характер структури металу зварних з'єднань досліджували з допомогою оптичного мікроскопа НЕОФОТ-32 із збільшеннями $\times 25 \dots \times 1000$. Контрольні виміри мікротвердості виконували на мікротвердомірі ПМТ-3 із навантаженням на індентор 0,1 кг.

Результати дюрOMETричного дослідження.

Зміна твердості металу шва залежно від теплового режиму та температури відпуску має складний характер (табл. 3). У стані після зварювання в умовах експерименту отримали метал шва з твердістю 303...396 HV_5 . Збільшення кількості тепла, що вкладається у метал в процесі зварювання (як за рахунок T_p , так і за рахунок q_p) призводить до зменшення твердості металу шва.

Високий відпуск за оптимальної температури 730 °C спричиняє зниження HV_5 металу швів до 221...246 од. Однак для цього випадку характер розподілу твердості має ту відмінність, що вищим T_p відповідають вищі середні значення HV_5 для кожного режиму зварювання. Із зростанням q_p спад HV_5 зберігається для всіх температур підігріву, крім 360 °C.

Відпуск за температури 690 °C обумовив проміжний рівень твердості металу швів – 268...303 HV_5 . Всі ці значення суттєво вищі від граничних меж згідно з [1].

Результати досліджень структури металу. Візуальне спостереження за формуванням шва під час зварювання без попереднього підігріву дозволило виявити схильність до утворення тріщин у наплавленому металі. В умовах найслабшого теплового режиму 1-50, починаючи з середини висоти розкриття і до передостаннього шару, стабільно спостерігалася поява тріщини майже по всій довжині шва, що переходила з шару в шар (рис. 1, а). Підвищення q_p помітно зменшує схильність до утворення тріщин, але цілком її не усуває. Так, за теплового режиму 2-50 спостерігалися тріщини невеликої довжини в окремих валиках (рис. 1, б). У разі максимальної q_p (режим 3-50) в процесі зварювання візуально тріщини помічені не були. Проте подальшим металографічним вивченням відповідних шліфів в останньому випадку все ж виявили тріщини в металі шва розміром у напрямку висоти шва ≤ 3 мм (рис. 1, в). Крім тріщин, що спостерігалися візуально, метал швів, отриманих на слабких теплових режимах, містить велику кількість мікроскопічних несучільностей типу надривів, розмір яких має порядок розмірів зерен або субзерен (рис. 2, а). Подібні дефекти шва були виявлені також для теплового режиму 1-160 (рис. 2, б). У металі швів, отриманих за інших теплових режимів зварювання, таких мікронадривів виявлено не було.

В зоні сплавлення та ЗТВ усіх зварних з'єднань жодних тріщиноподібних дефектів виявлено не було.

У стані після зварювання метал шва складається з суміші α -фази та карбідних виділень, типової для бейнітно-мартенситної структури. Види струк-

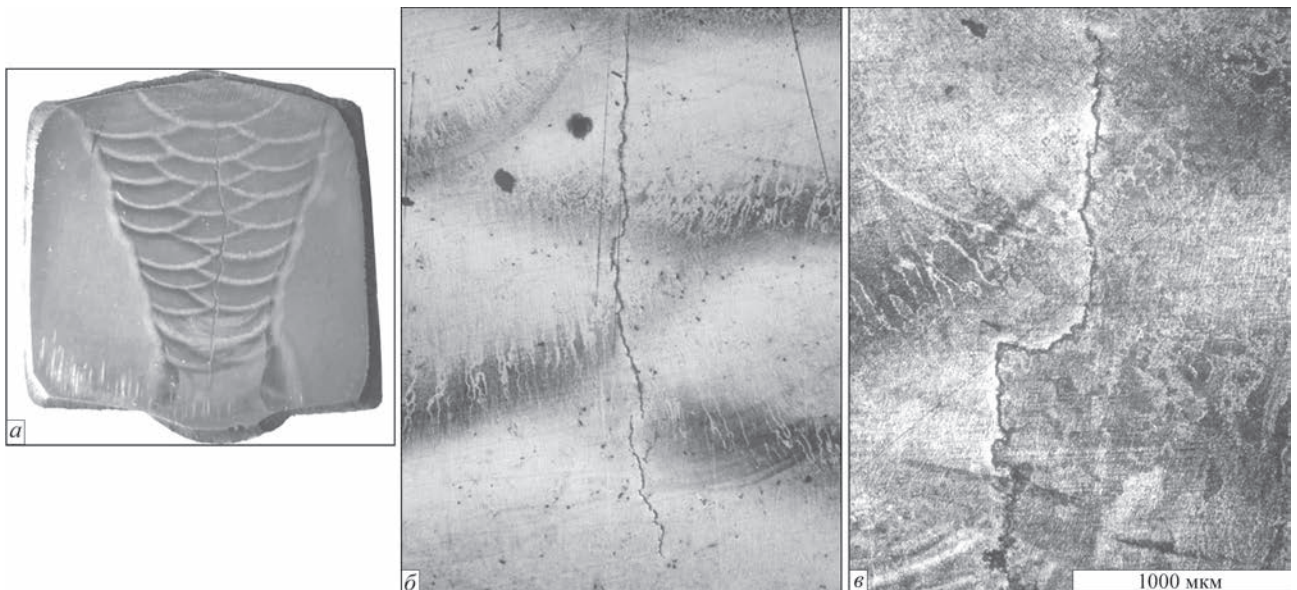


Рис. 1. Тріщини в металі швів, отриманих під час зварювання без підігріву, стан після зварювання: а – тепловий режим 1-50; б – тепловий режим 2-50, $\times 32$; в – тепловий режим 3-50, $\times 50$

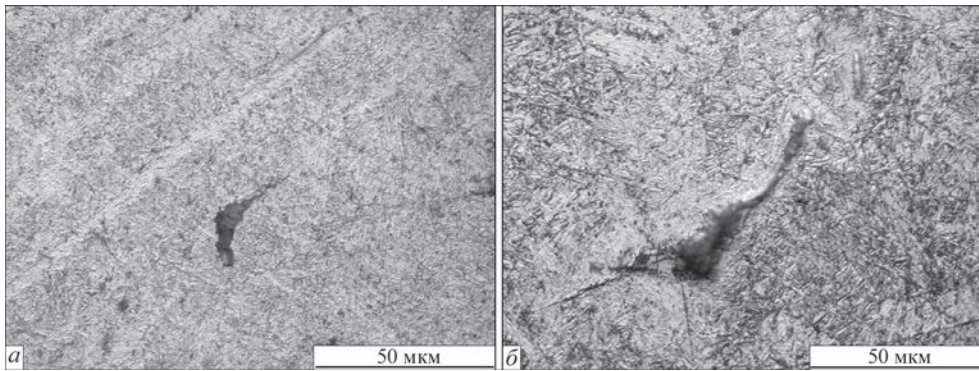


Рис. 2. Мікроскопічні несущільності у металі швів, отриманих на слабких теплових режимах, $\times 1000$: а – режим 2-50; б – режим 3-270

тур характеризуються великою різноманітністю залежно від теплового режиму зварювання, положення валика по висоті шва та виду повторної термічної обробки, яку зазнала та чи інша ділянка металу у процесі багатопрхідного зварювання. Температура підігріву, погонна енергія визначають швидкість охолодження металу зварного з'єднання, залежно від якої формується структура різної дисперсності і з різним співвідношенням складових – бейніту та мартенситу, а також із різним ступенем самовідпуску мартенситу. Для двох «суміжних» теплових режимів структурні відмінності металу можуть бути мало помітними. Однак вони добре помітні для теплових режимів із суттєво різною кількістю внесеного в метал тепла (рис. 3).

Зварювання на режимах 1-50 та 2-50 формує найбільш дисперсну однорідну голчасту композицію з мартенситу, що практично перебуває в «безструктурному» стані (слабко травлені світлі ділянки), та бейніту (темні ділянки) (рис. 3, а). Із збільшенням тепловмісту металу за рахунок підігріву та теплової потужності дуги зміни у металі швів зводяться до огрублення структури: морфологічний тип α -фази поступово змінюється від дрібно- до грубоголчастого, збільшується ступінь коагуляції карбідних фаз, з'являється все більш чітка сітка вторинних границь (рис. 3, б). Для випадків режимів з одночасно високими q_n і T_n у шві можна знайти ділянки з великими зернами полігонального фериту (рис. 3, в).

Самовідпуск мартенситу, що утворюється в інтервалі 300...400 °С, призводить до майже пов-

ного виходу надлишку вуглецю з пересиченого α -твердого розчину. Ступінь тетрагональності його ґратки стає настільки низьким, що вже не вимірюється рентгеноструктурним аналізом, тому що ґратка майже не відрізняється від кубічної ОЦК-ґратки фериту. У пересиченого α -твердого розчину, відпущеного за температури < 300 °С, ступінь тетрагональності ґратки зберігається в межах чутливості фізичного методу його оцінки [14]. Тому структура наплавленого металу в стані після зварювання із $T_n = 50...270$ °С містить (крім бейніту) мартенсит різного ступеню самовідпуску; щодо структури після зварювання із підігрівом до 360 °С доречніше говорити про бейніт, ферит та карбідні фази.

У структурі металу шва, отриманого за $T_n < 200$ °С, є зазвичай кілька відсотків залишкового аустеніту $\gamma_{\text{зал}}$, який може перебувати у вигляді дуже малих ділянок (мікрофаз) на границях зерен, між α -пластинами бейніту, рейками мартенситу, і тому візуально не помітний. В інтервалі температур 200...300 °С набуває розвитку розпад $\gamma_{\text{зал}}$ з утворенням нижнього бейніту [14]. Тому в металі швів, зварених із підігрівом до 270 і 360 °С, наявність $\gamma_{\text{зал}}$ є малоймовірною.

Однією з примітних особливостей металу всіх зварних швів, що спостерігається винятково в стані після зварювання, є ділянки литої структури у вигляді стовпчастих кристалітів, оконтурених по границях світлою облямівкою (рис. 4). Структура металу світлих облямівок по границях ідентифікована як мартенситно-бейнітна, що виникла внаслідок

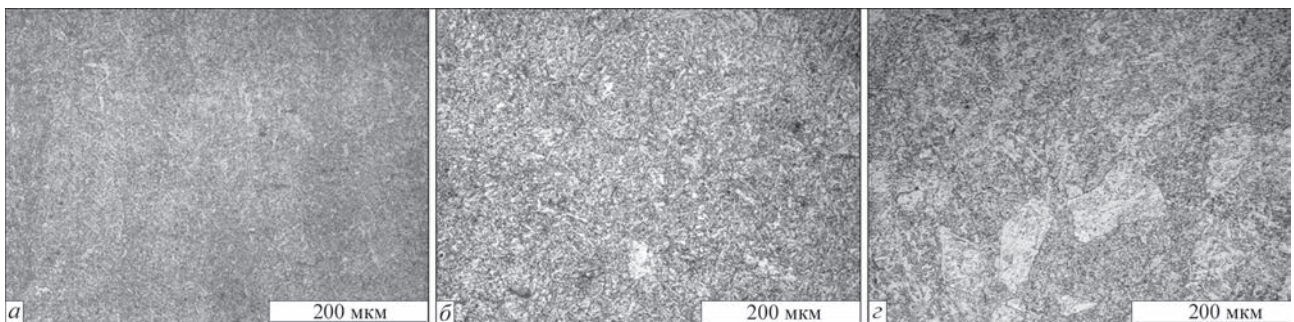


Рис. 3. Характер структури металу швів залежно від теплового режиму, $\times 250$: а – режим 2-50, $\times 100$; б – режим 3-270; в – режим 3-360

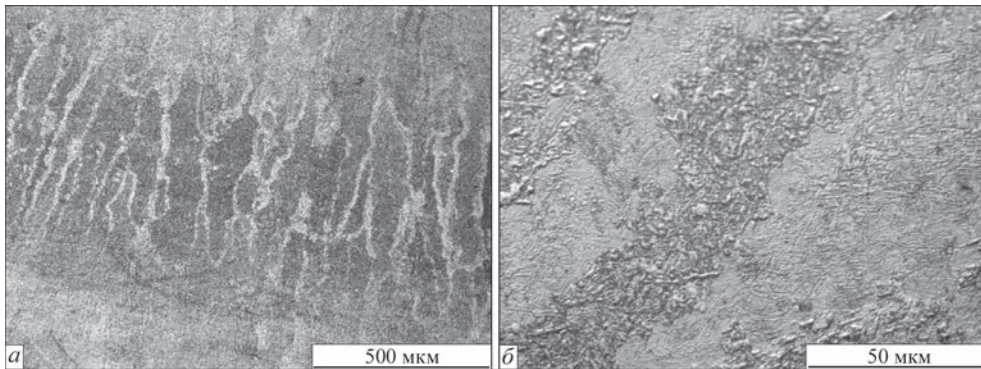


Рис. 4. Структура ділянок литого металу зі світлими облямівками по границях стовпчастих кристалітів: а – режим 2-160, $\times 100$; б – режим 3-160, $\times 1000$

перекристалізації граничних ділянок в інтервалі міжкритичних температур, тоді як «тіло» кристаліту протягом витримки за температури вище A_1 не зазнало перекристалізації. Для зазначеної ідентифікації є такі підстави:

- структура зі світлими облямівками навколо стовпчастих кристалітів ніколи не спостерігається в литій зоні останнього проходу, а також у литих зонах нижчих шарів, що не зазнали повторного нагрівання до температур вище A_1 ;

- області такої структури мають обмежену протяжність ($\sim 0,5$ мм), а їх конфігурація повторює лінію сплавлення наплавлених валиків (рис. 1, б);

- у великому збільшенні структура металу світлих облямівок (рис. 4, б) не характерна для фериту, натомість вид рельєфу свідчить про продукт перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ за зсувним бездифузійним механізмом;

- мікротвердість металу: світлих облямівок $477 \dots 518 HV_{0,1}$; середньої частини стовпчастих кристалітів $384 \dots 416 HV_{0,1}$ (дані для теплового режиму зварювання 1-50);

- у стані після термообробки світлі облямівки травленням не виявляються, що обумовлено зближенням виду їх структури з голчатою будовою тіла кристалітів за рахунок виділення карбідних фаз під час високого відпуску.

Оконтурювання границь на ділянці неповної перекристалізації дає змогу оцінити середній розмір кристалітів литої структури. Цікаво відзначити, що

їх ширина мало залежить від теплового режиму зварювання і становить від 100 до 200 мкм. Отже для литого металу цієї системи майже не властивий ріст розмірів кристалітів зі збільшенням тепловкладання під час зварювання.

Післязварювальний відпуск за температури 730°C призводить до розпаду пересиченого α -твердого розчину мартенситу на ферит і карбідні виділення. Вигляд бейнітних ділянок термообробка практично не змінює за винятком дещо збільшеної кількості карбідних фаз.

Примітною особливістю металу зварних швів, що спостерігається винятково у стані після відпуску, є структурна неоднорідність у вигляді колоній перекристалізованих феритних зерен великого розміру (50...250 мкм), а також окремих (одиночних) зерен того ж типу серед масиву голчатої феритокарбідної структури (рис. 5). Трапляються залишки бейнітно-мартенситної голчатої структури, ніби замкнені між суміжними феритними зернами. Схильність до цього типу структурної неоднорідності залежить від теплового режиму зварювання. Вона спостерігалася у металі швів, зварених у теплових режимах 1-50, 1-160 та 2-50. Грубозернистий ферит присутній і на берегах макротріщин (рис. 5, б). Ці ділянки металу під час поширення тріщини зазнають, як відомо, інтенсивної пластичної деформації із локальним пересиченням воднем, який прагне накопичуватися у розтягнутих зонах. На підставі цього можна припустити, що поява фе-

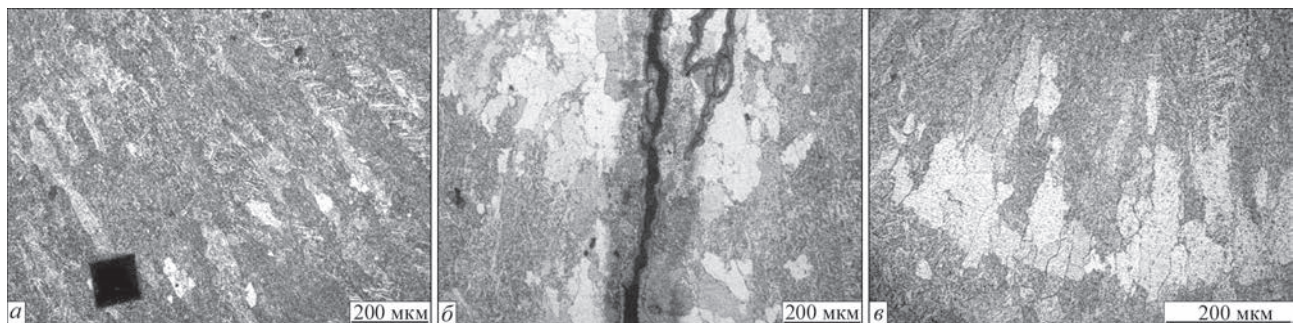


Рис. 5. Структурна неоднорідність металу швів у стані після відпуску: а – окремі феритні зерна у матриці голчатої структури, $\times 125$; б – колонія феритних зерен на берегах тріщини, режим 1-50, $\times 125$; в – колонія феритних зерен, еквідистантна лінії сплавлення валика, режим 1-160, $\times 200$

риту пов'язана з локальною деформацією мікрооб'ємів металу на стадії охолодження зварювального термоциклу та/або в процесі їх нагрівання під час термообробки, розпадом нестабільних карбідних фаз у деформованих об'ємах, дифузією водню та вуглецю, а також, імовірно, процесом, характерним для водневої корозії сталей (знеуглецювання твердого розчину через реакції утворення сполук типу CH_4 та розподіл останніх по дефектах кристалічної ґратки, границях зерен і субзерен). Цей вид структурної неоднорідності чинить негативний вплив на довготривалу міцність металу через різницю механічних властивостей зерен фериту ($163 \dots 190 \text{ HV}_{0,1}$) і навколишньої дисперсної голчастої структури ($248 \dots 268 \text{ HV}_{0,1}$), тому його бажано уникати.

Обговорення результатів досліджень. Отримані значення HV_5 металу швів свідчать, що зниження температури підігріву під час зварювання виробів, навіть до $50 \text{ }^\circ\text{C}$, не може бути причиною перевищення норм твердості [1] (240 – для середнього значення і 256 – для окремих вимірювань). Жодне окреме значення твердості у стані після оптимальної термообробки ($730 \text{ }^\circ\text{C}/3$ год), як і жодні середні значення не перевищують зазначених меж. Винятком є середнє 241 HV_5 для теплового режиму 3-360, який характеризується найбільшим тепловкладанням.

Суттєво вищий рівень HV_5 металу всіх швів, відпущених за температури $690 \text{ }^\circ\text{C}$, загалом є передбачуваним результатом для системи легування сталюого Cr–Mo–V-шва, що в процесі відпуску проходить через стадію дисперсійного твердіння. Тож найімовірнішою причиною підвищеної твердості металу шва у стані після термообробки слід вважати невідповідність фактичного перебігу термообробки реальних зварних виробів оптимальним умовам: наприклад, коли температура виробу (або його частини) тривалий час перебувала в інтервалі $690 \dots 730 \text{ }^\circ\text{C}$, не досягнувши максимуму зазначеного інтервалу, або тривалість витримки за максимальної температури виявилася коротшою за необхідну. Слід зазначити, що у фірмовому каталозі зварювальних матеріалів [10] для наплавленого металу електродів Böhler Fox DCMV типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 наведено у довідковому порядку гарантований виробником рівень механічних властивостей та енергії удару у стані після відпуску за режимом $680 \text{ }^\circ\text{C}/8$ год. Однак коли висуваються вимоги до твердості металу шва, не слід керуватися подібними довідковими відомостями, призначаючи занижену температуру відпуску зварних з'єднань, або розуміти їх як допустимість випадкових відхилень її в межах $730 \dots 680 \text{ }^\circ\text{C}$.

Виявлення макротріщин під час зварювання свідчить, що рівень $T_{\text{п}} = 40 \dots 60 \text{ }^\circ\text{C}$ нижчий

від критичного значення $T_{\text{п}}$. Зварювання Cr–Mo–V-сталей електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 не допускається за цієї температури підігріву незалежно від $q_{\text{п}}$ через незадовільну технологічну міцність металу шва.

Як відомо, поява і поширення крихкої тріщини у металі зварного з'єднання обумовлені дією залишкових зварювальних напружень та наявністю чинників, що прискорюють вичерпання запасу пластичності металу. Одним з таких чинників є наявність дефектних ділянок (пори, неметалічні включення, їх скупчення тощо). Мікронадриви, у значній кількості виявлені у шві, звареному за режимом 1-160, будучи готовими осередками руйнування та концентрації механічних напружень, погіршують частотний розподіл згаданих мікроскопічних об'єктів, сприятливих для зародження і розвитку тріщин. Навіть за умови, що ці осередки не матимуть розвитку у вигляді тріщин під час зварювання чи післязварювального відпуску, цей фактор навіть для добре відпущеного металу матиме, ймовірно, помітний негативний вплив на його характеристики довготривалої міцності та пластичності. З цих міркувань тепловий режим 1-160 також слід вважати недопустимим.

Для детальнішого визначення критичних параметрів теплового режиму корисно розглянути отримані результати у співставленні з відомими кількісними показниками, що мають критеріальне значення щодо схильності зварних з'єднань гартівних сталей до холодних тріщин в умовах зварювання. Наприклад, небезпека утворення холодних тріщин у металі зварного з'єднання сталі вважається високою, якщо температура $M_{\text{к}}$ кінця її мартенситного перетворення становить $290 \text{ }^\circ\text{C}$ і нижче [15], а об'ємна частка m мартенситу в її структурі сягає 50% і вище [16]. Крім того, критичним значенням твердості металу, понад яке зростає ризик появи холодних тріщин, вважається 350 HV [16].

За результатами експерименту (табл. 3, стан після зварювання) середнє значення HV_5 металу шва перевищує 350 од. для теплових режимів 1-50, 1-160, 1-270 і 2-50. Для режиму 3-50 як середнє, так і окремі значення менші за 350 HV_5 , що, однак, не виявилось гарантією відсутності тріщин (рис. 1, в). Так само, метал шва 1-270, має досить однорідну структуру без тріщин і мікронадривів, хоча його твердість становить $358 \dots 386 \text{ HV}_5$. Це співставлення свідчить, що 350 HV та, ймовірно, інші запропоновані показники не можуть вважатися абсолютними критеріями для всіх можливих систем легування гартівних сталей і умов зварювання (жорсткість зварного з'єднання, темпи нагріву та пластичної деформації металу, дифузійно-рухливий водень тощо). Все ж припускаємо,

Таблиця 3. Середні значення твердості металу шва залежно від теплового режиму зварювання

Режим зварювання	$q_{ш}$, кДж/см	$T_{ш}$, °C											
		50			160			270			360		
1	5,21	368	230	293	366	234	289	370	238	286	334	237	299
2	7,78	357	229	289	335	228	276	327	234	282	318	236	297
3	10,2	333	225	287	332	226	279	321	230	275	318	241	294

Тонем позначено твердість металу шва у стані після:

– зварювання	
– термообробки 730 °C/3 год	
– термообробки 690 °C /3год	

що отримані узагальненням значного обсягу експериментальних даних ці показники (особливо, застосовані разом) придатні для орієнтовної оцінки схильності до холодних тріщин та визначення необхідних умов для їх попередження під час зварювання.

Кількість і вид кінцевих структурних складових у металі шва і ЗТВ можуть визначатися за термодинамічними діаграмами розпаду аустеніту (γ), отриманими для безперервного охолодження металу. Розглянемо (рис. 6) діаграму сталі 15X1M1ФЛ [4] у припущенні, що відмінності в масових частках елементів не мають істотного впливу на кінетику перетворень, номенклатуру і кількість їх продуктів в литій сталі та металі експериментальних швів.

Швидкість w_0 охолодження металу під час зварювання – один із визначальних чинників впливу на структуру металу шва та ЗТВ зварних з'єднань сталі 15X1M1ФЛ. Температури початку і кінця перетворень, а також значення m залежать від w_0 . Коли $w_0 \sim 1$ °C/с, мартенсит у структурі відсутній. За ще нижчих w_0 ($\leq 0,4$ °C/с) можливе виділення структурно вільного фериту по границях бейнітних зерен (небажаний прояв структурної неоднорідності). Коли $w_0 > 100$ °C/с, структура сталі повністю мартенситна. Розпад γ за проміжних значень w_0 , ха-

рактерних для дугового зварювання, призводить до формування бейнітно-мартенситної структури. Перетворення $\gamma \rightarrow \alpha$ починається за температур найменшої стійкості γ , які залежно від w_0 складають інтервал від 655 до 450 °C. Область бейнітного перетворення лежить вище межі 400...430 °C (верхній бейніт), яка своєю чергою також залежить від w_0 . Перетворення нижче температур 400...430 °C відбувається з утворенням мартенситу. Завершеному перетворень $\gamma \rightarrow \alpha$ відповідає нижня крива температур M_k кінця мартенситного перетворення, які залежно від w_0 становлять від 400 до 250 °C. Згідно з діаграмою критичну швидкість охолодження під час зварювання сталі 15X1M1Ф, коли виконуються всі три критерії ($m > 50$ %; $M_k = 290$ °C і 350 HV), слід шукати в інтервалі w_0 між 25 і 36 °C/с.

Для умов ручного зварювання відносно товстостінних з'єднань миттєва швидкість охолодження в момент досягнення металом шва і ЗТВ температури найменшої стійкості аустеніту T_{min} може бути розрахована за формулою [13]:

$$w_0 = 2 \times \pi \times \lambda \times (T_{min} - T_0)^2 / (q / V_{зв}), \quad (1)$$

де π – число «пі» – 3,14159...; λ – теплопровідність металу, що може бути прийнята 35 Вт/(м·°C) (для сталі 15X1M1Ф в інтервалі 500...600 °C [8]); T_0 – початкова температура металу (перед виконанням проходу), К; q – ефективна теплова потужність дуги, Вт; $V_{зв}$ – швидкість переміщення дуги, м/с.

Значення T_{min} визначається кривою, що розділяє аустенітну та бейнітну області (рис. 6). З огляду на залежність $T_{min}(w_0)$ для слабких теплових режимів, коли очікуються високі w_0 (зварювання із супутнім автопідігрівом до 50 °C), T_{min} приймалася рівною 500 °C. Для решти режимів T_{min} приймалася 550 °C. Результати обчислення (табл. 4), дозволяють чіткіше характеризувати теплові режими. Згідно з рис. 6. та висловленими вище міркуваннями значення $w_0 = 33$ °C/с добре відповідає поняттю критичності відповідних теплових режимів.

Для остаточного визначення множини допустимих теплових режимів візьмемо до уваги ще деякі обмеження, що впливають з результатів цієї роботи. З точки зору довготривалої міцності металу шва у стані після оптимальної термообробки бажано забезпечити структуру феритно-карбідної суміші однорідної голчастої будови.

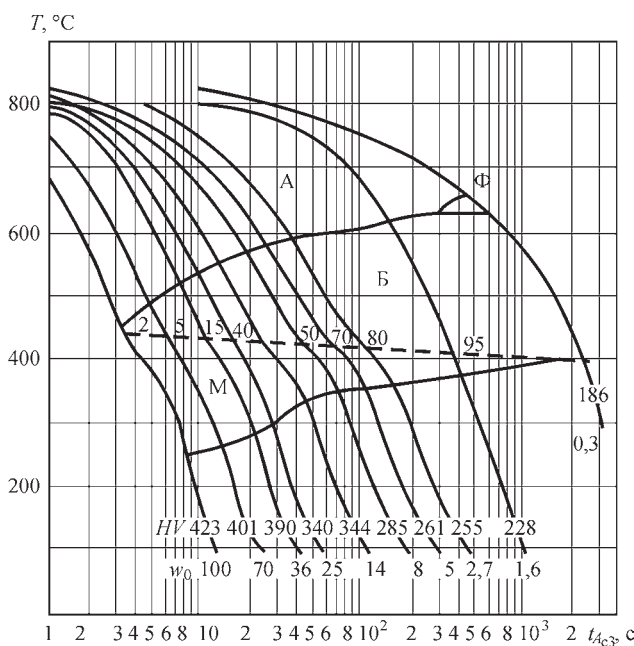


Рис. 6. Термокінетична діаграма сталі 15X1M1ФЛ [4]

Таблиця 4. Розрахункова швидкість охолодження металу в момент найменшої стійкості аустеніту під час багатопрхідного зварювання

Режим зварювання	q_n , кДж/см	T_n , (°C)			
		50	160	270	360
		$w_o(T_{min} = 500 \text{ }^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ }^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ }^\circ\text{C})$	$w_o(T_{min} = 550 \text{ }^\circ\text{C})$
1	5,21	85	64	33	15
2	7,78	57	43	22	10,2
3	10,2	44	33	17	7,8

Тонем позначено w_o , що відповідають тепловим режимам зварювання:

допустимий -	
критичний -	
недопустимий -	

Цим ознакам відповідають шви, отримані на режимах 1-270; 2-160, 2-270, 3-160, 3-270. Зерна полігонального фериту в матриці з дисперсної феритно-карбідної суміші являють собою небажаний вид структурної неоднорідності. У швах, отриманих без підігріву, а також з підігрівом до 360 °C, присутні колонії та окремі зерна фериту. Враховуючи цей факт, як і значення твердості швів 1-360, 2-360 та 3-360 після відпуску 730 °C/3 год (табл. 3), а також вважаючи слушними рекомендації [3], обмежимо максимум оптимальної температури підігріву рівнем 300 °C.

Зварюванню із погонною енергією 10,2 кДж/см відповідає струм, максимально допустимий для електродів діаметрів 5 мм. При цьому спостерігається підвищене розбрикування великих крапель електродного металу, що міцно фіксуються на поверхні пластини і потребують більше часу на видалення. Тому не рекомендовано призначати $I_{зв}$ вище ніж ~ 90 % від максимально допустимого, чому відповідає $q_n \sim 9$ кДж/см.

Метал шва, отриманий за режимом 2-160, має твердість нижче ніж 350 HV, сприятливу дисперсну структуру (без макро-, мікрodefektів і зерен фериту), проте розрахункове значення $w_o = 43$ °C/c перевищує критичне. Застерігаючись від появи небажаних ознак і мікрodefektів у виробничій практиці зварювання, доцільно дещо підвищити T_n для цього рівня q_n . Необхідну T_n (початкову температуру металу) можна обчислити, виходячи з (1). Приймаючи дані графіка охолодження (рис. 6): $w_o = 36$ °C/c і $T_{min} = 525$ °C, отримуємо $T_n = 169$ °C, приймаємо ≈ 170 °C.

Як підсумок аналізу результатів цієї роботи (та врахування даних [3]) може бути запропонована номограма (рис. 7). Площа, обмежена багатокутником *abvde*, включно з пунктирною лінією контуру, є геометричним місцем точок, поєднання координат яких відповідають допустимим значенням q_n і T_n під час зварювання. Суцільна лінія *edg* є геометричним місцем точок, поєднання координат яких відповідають критичним тепловим режимам. Нижче і лівіше суцільної лінії область недопустимих режимів. Вище і правіше пунктирної лінії *abvg* область допустимих режимів, які, однак, небажані

з міркувань, що висловлені вище. Ліворуч від ділянки контуру *ae* також область допустимих, але небажаних теплових режимів, що відповідає малопотужним режимам зварювання з невисокою продуктивністю наплавлення, гіршим формуванням валика та підвищеною імовірністю появи дефектів типу несплавлень і зашлаковок.

Задаючи початково один з параметрів, легко визначити оптимальний інтервал та критичне значення іншого. Виходячи з відомих q_n і діаметра електродів, параметри U_d , $V_{зв}$ можуть бути прийняті орієнтовно (табл. 2), а необхідний $I_{зв}$ визначено з відомої формули для обчислення погонної енергії [5, 13].

У контексті узагальнення результатів роботи сформулюємо основні технологічні рекомендації з отримання зварних з'єднань товстостінних вузлів із Cr–Mo–V-сталей із застосуванням електродів типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 та врахуванням імовірності відхилення T_n зварюваних виробів нижче за оптимальний інтервал:

– на стадії розробки технології зварювання, а також для перевірки фактично застосованого теплового режиму зварювання на допустимість/кри-

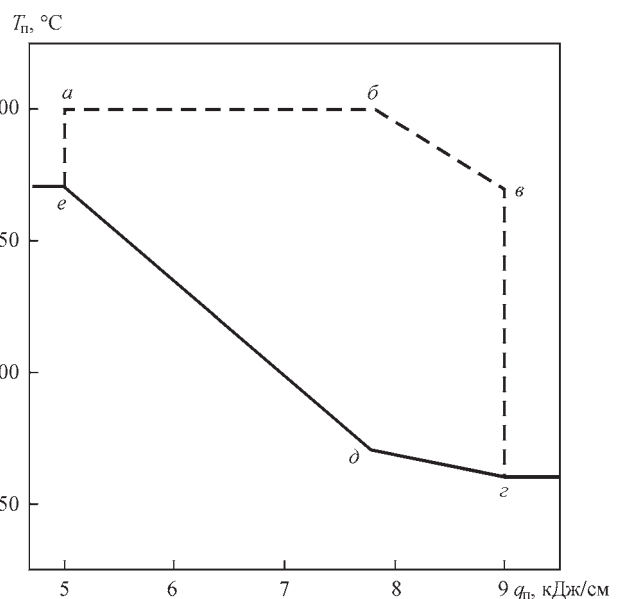


Рис. 7. Номограма теплових режимів зварювання теплостійких сталей покритими електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5

тичність можна використовувати номограму (рис. 7) разом із супровідними поясненнями в тексті;

– оптимальним інтервалом температури підігріву виробів у звичайних умовах слід вважати 270...300 °С; за оптимальної температури підігріву можна використовувати всі поширені техніки зварювання електродами будь-якого діаметра;

– критичною температурою підігріву, нижче якої виконання зварювальної операції (накладання валика) не допускається, слід вважати температуру 160 °С;

– у холодний період, коли зростає імовірність відхилення $T_{\text{н}}$ зварюваного виробу нижче за оптимальний інтервал, для зварювання краще обирати електроди діаметром 4 або 5 мм; електроди діаметром 3,2 мм допускається використовувати обмежено або за умови зварювання з якомога вищою погонною енергією, для чого зварювальний струм бажано призначати поблизу верхньої допустимої межі (забезпечивши прийнятне формування валика та рівень розбризкування), зменшувати швидкість переміщення дуги, застосовувати поперечні коливання електрода тощо; крім того, допускається здійснювати попередній та проміжні підігриви виробу з запасом – до температур, дещо вищих за оптимальну (300...360 °С);

– з метою гарантованого отримання середнього значення твердості металу шва після термообробки ≤ 240 HV слід під час зварювання уникати надмірного тепловкладання (потужні режими одночасно з підігрівом металу до температур, вищих за оптимальний інтервал); параметри відпуску зварних з'єднань мають становити: температура не нижче 730 °С, тривалість витримки не менше 3 год; разом з цим слід забезпечити рівномірність температури нагріву в усіх точках виробу або контрольної зони зварного з'єднання (у разі місцевої термообробки).

Висновки

1. Оптимальним інтервалом температури підігріву товстостінних вузлів з теплостійких хромомолібденованадієвих сталей, зварюваних покритими електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, є 270...300 °С. Температура підігріву 160 °С є критичною у зазначених умовах. Нижче критичної температури підігріву підвищується імовірність появи мікро- і макродефектів металу шва та несприятливих рис його мікроструктури, що позбавляє можливості отримувати працездатні високоякісні зварні з'єднання.

2. Виконання норми твердості (≤ 240 HV) металу, наплавленого електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5, забезпечується зварюванням на режимах без надмірного тепловкладання. Крім того, слід забезпечити параметри післязварювального відпуску: температура – не

нижче 730 °С, час витримки виробу за цієї температури – не менше 3 год.

3. Розроблено технологічні рекомендації щодо отримання зварних з'єднань із хромомолібденованадієвих сталей електродами типу EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 з урахуванням імовірності відхилення температури підігріву нижче за оптимальний інтервал та номограму допустимих і критичних теплових режимів зварювання, які передано для практичного застосування на підприємство АТ «Українські енергетичні машини».

Список літератури

1. Царюк А.К., Іваненко В.Д., Проценко Н.О. та ін. (2016) Стандарт організацій України СОУ ВЕА.200.1.1/01:2016. *Зварювання, термічна обробка та контроль трубних систем котлів і трубопроводів при монтажі та ремонті енергетичного устаткування. Організація виконання робіт та технічного обслуговування*. Харків, Фоліо.
2. Герман С.И. (1972) *Электродуговая сварка теплоустойчивых сталей перлитного класса*. Москва, Машиностроение.
3. Хромченко Ф.А., Лаппа В.А. (1991) Влияние тепловых условий сварки на трещиностойкость сварных соединений стали 15X1M1Ф в условиях малоциклового ползучести. *Сварочное производство*, **12**, 33–35.
4. Царюк А.К., Іваненко В.Д., Волков В.В. и др. (2009) *Ремонтная сварка корпусных деталей турбин из теплоустойчивых сталей без последующей термообработки*. Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин: Збірник наук. статей. Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона, сс. 519–524.
5. ISO/TR 17671-2:2002 (E). *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Part 2: Arc welding of ferritic steels*
6. Ефименко Н.Г., Атоженко О.Ю., Вавилов А.В. (2014) Структура и свойства сварных соединений стали 15X1M-1ФЛ при исправлении дефектов литья способом поперечной горки. *Автомат. сварка*, **2**, 44–48.
7. Земзин В.Н., Шпрон Р.З. (1978) *Термическая обработка и свойства сварных соединений*. Ленинград, Машиностроение.
8. Зубченко А.С., Колосков М.М., Каширский Ю.В. и др. (2003) *Марочник сталей и сплавов*. Москва, Машиностроение.
9. Проценко Н.А. (2017) Внедрение гармонизированных международных и европейских стандартов в сварочное производство Украины. *Автомат. сварка*, **11**, 47–57.
10. Wissenswertes für den Schweißer (2006) *Handbuch der Böhler Schweißtechnik*. Austria GmbH.
11. Welding Filler Metals (2005) *Welding guide of Böhler Thyssen Schweisstechnik*. Deutschland GmbH.
12. ISO 6847:2013 (E). *Welding consumables – Deposition of a weld metal pad for chemical analysis*.
13. (1978) *Сварка в машиностроении: Справочник. В 4-х т. Т. 1*. Москва, Машиностроение.
14. Новиков И.И. (1978) *Теория термической обработки металлов*. Москва, Металлургия.
15. Походня И.К., Швачко В.И. (1997) Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях высокопрочных конструкционных сталей. *Автомат. сварка*, **5**, 3–10.
16. Макаров Э.Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.

References

1. Tsaryuk, A.K., Ivanenko, V.D., Protsenko, N.O. et al. (2016) Standard of organizations of Ukraine SOU VEA. 200.1.1/01:2016. *Welding, heat treatment and control of tube systems of boilers and pipelines during installation*

- and repair of power equipment. Organization of works and maintenance. Kharkiv, Folio [in Ukrainian].
- German, S.I. (1972) *Electric arc welding of heat-resistant steels of pearlite class*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Khromchenko, F.A., Lappa, V.A. (1991) Influence of thermal conditions of welding on cracking resistance of welded joints of 15Kh1M1F steel under conditions of low-cycle creep. *Svaroch. Proizvodstvo*, **12**, 33–35 [in Russian].
 - Tsaryuk, A.K., Ivanenko, V.D., Volkov, V.V. et al. (2009) *Repair welding of turbine housing parts from heat-resistant steels without postweld heat treatment*. In: Problems of service life and safety of structures, constructions and machines. Kyiv, PWI, 519–524 [in Ukrainian].
 - ISO/TR 17671-2:2002 (E). *Welding – Recommendations for welding of metallic materials. Pt 2: Arc welding of ferritic steels*.
 - Efimenko, N.G., Atozhenko, O.Yu., Vavilov, A.V. et al. (2014) Structure and properties of welded joints of 15Kh1M1FL steel at repair of casting defects by transverse hill method. *The Paton Welding J.*, **2**, 44–48.
 - Zemzin, V.N., Shron, R.Z. (1978) *Heat treatment and properties of welded joints*. Leningrad, Mashinostroenie [in Russian].
 - Zubchenko, A.S., Koloskov, M.M., Kashirskiy, Yu.V. (2003) *Grades of steels and alloys*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Protsenko, N.A. (2017) Introduction of harmonized international and European standards into welding production of Ukraine. *Avtomatich. Svarka*, **11**, 47–57.
 - Wissenswertes für den Schweißer (2006) *Handbuch der Böhler Sweißtechnik*. Austria GmbH.
 - Welding Filler Metals (2005) *Welding guide of Böhler Thyssen Schweisstechnik*. Deutschland GmbH.
 - ISO 6847:2013 (E). *Welding consumables – Deposition of a weld metal pad for chemical analysis*.
 - (1978) *Welding in mechanical engineering: Refer. book. In: 4 Vol. Vol. 1*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
 - Novikov, I.I. (1978) *Theory of heat treatment of metals*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 - Pokhodnya, I.K., Shvachko, V.I. (1997) Physical nature of hydrogen induced cold cracks in welded joints of high-strength structural steels. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 3–10 [in Russian].
 - Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloyed steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].

TECHNOLOGICAL CONDITIONS OF COATED ELECTRODE WELDING OF HEAT-RESISTANT LOW-ALLOY STEELS

S.I. Moravetskyi, A.K. Tsaryuk, V.Iu. Skulskyi, M.O. Nimko

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

E-mail: office@paton.kiev.ua

The objective of the work consisted in determination of admissible and critical thermal modes of manual arc welding of chromium-molybdenum-vanadium steels, based on the results of metallographic investigations and measurement of weld metal hardness in as-welded and as-heat treated condition. Experimental butt welded joints of 15Kh1M1F steel were obtained under different thermal conditions. Two parameters of the thermal mode of welding were set: heat input equal to 5.21; 7.78 or 10.2 kJ/cm and temperature of preheating of the metal being welded, equal to 50; 160; 270 or 360 °C. Phoenix SH Kupfer 3 KC coated electrodes of EN ISO 3580-A – E ZCrMoV1 B 4 2 H5 type were used. The subject of research was metal of the welds of the above-mentioned welded joints. For all the combinations of the heat input and preheating temperature weld metal hardness was measured after welding and after high-temperature tempering. The structure of different zones of welded joint metal was studied to determine the presence of cracklike defects and nature of the microstructure. The main attention was given to weld metal structure. The critical and admissible thermal modes of welding 15Kh1M1F steel by the selected coated electrodes were determined by the quality criteria, namely nature of the microstructure and structural homogeneity, as well as degree of weld metal defectiveness. 16 Ref., 4 Tabl., 7 Fig.

Keywords: welded joints, welding consumables, weld metal, metallographic investigations, microstructure, manual arc welding, hardness, thermal welding mode, heat-resistant steel, cold cracks

Надійшла до редакції 12.06.2023

КАТАЛОГ

найбільш широковідомих порошкових дротів компанії ТОВ «ТМ.ВЕЛТЕК»
Київ-Дніпро 2023, 48 с., www.weldtech-group.com

ЗМІСТ

Порошкові драти для зварювання

- вуглецевих і низьколегованих сталей;
- низьколегованих конструкційних сталей підвищеної міцності і високоміцних сталей;
- хромомолібденових теплотривких сталей;
- різнохідних сталей, наплавлення перехідних шарів і зварювання сталей з обмеженою зварюваністю.

Порошкові драти для зміцнюючого наплавлення

- деформаційно-зміцнювані сплави;
- нержавіючі мартенситні і феритні сталі;
- низько- і середньолеговані сплави;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при низьких ударних навантаженнях;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при помірних ударних навантаженнях;
- сплави, стійкі до абразивного зношення при високих ударних навантаженнях;
- термообробні сталі для інструментального оснащення;
- порошкові драти для зміцнюючого наплавлення.



Каталог можна замовити в редакції журналу «Автоматичне зварювання»