

В. М. Палаш, А. Р. Дзюбик, І. Б. Хомич
 Національний університет “Львівська політехніка”,
 кафедра зварювального виробництва, діагностики та відновлення металоконструкцій

ОСОБЛИВОСТІ БУДОВИ ЗВАРНОГО З’ЄДНАННЯ ЗІ СТАЛІ ТИПУ 35 ХМ, З АУСТЕНІТНИМ ШВОМ

© Палаш В. М., Дзюбик А. Р., Хомич І. Б., 2017

Запропоновано застосовувати метод КЛ ТЕРС для встановлення розмірів примежової ділянки в зоні сплавлення зварного з’єднання. Перевіряли отримані результати методом мікрорентгеноспектрального аналізу. Вимірювали розміри примежової ділянки в зоні сплавлення аустенітного хромонікелевого шва зі сталлю типу 35ХМ. Встановлено, що величина ділянки 30–50 мкм. У зоні сплавлення утворюється твердий прошарок, мікротвердість якого значно перевищує її величину у аустенітному шві. Запропоновано можливі шляхи зменшення розмірів цього прошарку.

Ключові слова: аустенітний шов, зварне з’єднання, зона сплавлення.

V. Palasch, A. Dzubyk, I. Khomych

STRUCTURAL FEATURES OF THE WELD WITH STEEL 35HM TYPE WITH AUSTENITE SEAM

KL TERS method used for setting the size boundary areas in the zone fusion weld asked. The results were checked by X-ray analysis. Dimensions were measured boundary areas in the zone melting chromium-nickel austenitic weld with steel 35HM type. The value of land is 30 – 50 microns. Microhardness investigated in the area of melting solid layer. Established that microhardness significantly exceeds the value of austenite seam. Ways suggested reducing the size of the layer.

Key words: austenitic seam, welded joints, fusion zone.

Актуальність теми. Використання в промисловості матеріалів підвищеної міцності дає змогу забезпечувати необхідні експлуатаційні характеристики за суттєвого зменшення металомісткості конструкцій. При цьому зварювання є однією з невід’ємних частин більшості технологічних процесів отримання готових виробів. Однак забезпечення технологічної міцності зварних з’єднань потребує детального вивчення умов та особливостей формування не лише металу шва, але й навколошовних ділянок зони термічного впливу та зони сплавлення. Тут можливе зародження та виникнення тріщин після процесу зварювання. Тому вивчення особливостей будови зварних з’єднань таких сталей є важливим та актуальним.

Аналіз літературних джерел. У роботі досліджують зварні з’єднання із високоміцної сталі типу 35 ХМ, що містять метал шва із аустенітною структурою. Відомо, що така сталь при електродуговому зварюванні схильна до утворення так званих “холодних” технологічних тріщин. Однією з основних причин цього є утворення у навколошовній зоні крупнозернистої мартенситної структури, яка має низьку тріщиностійкість за дії зварювальних напружень внаслідок недостатньої для релаксації внутрішніх напружень деформаційної спроможності границь зерен [1].

У багатьох випадках для підвищення стійкості зварних з’єднань до утворення холодних технологічних тріщин, окрім застосування попереднього підігрівання, використовуються аустенітні зварні шви, основою яких можуть бути сплави систем Fe–Cr–Ni та Fe–Mn–C [2, 3].

Сприятливий вплив аустенітних швів пояснюється, по-перше, їх відносною легкоплавкістю, завдяки якій аустенітний метал здатний проникати по границях зерен основного металу в зоні

сплавлення, що робить останній більш пластичним та деформаційно спроможнішим і тим самим стійкішим до утворення технологічних тріщин. Окрім того, аустеніт порівняно з феритом краще розчиняє водень і одночасно знижує коефіцієнт його дифузії, що в результаті приводить до зменшення концентрації останнього в наволошовній зоні. Важливим для підвищення стійкості до утворення холодних тріщин є те, що відносно невисока межа текучості аустеніту сприяє релаксації напружень, які виникають в зварному з'єднанні в результаті термодформаційного циклу зварювання [1, 4, 5].

Основний матеріал. Дослідження проводились щодо особливостей формування мікроструктури стикового зварного з'єднання зі сталі типу 35 ХМ, хімічний склад якої наведено у табл. 1. Застосовувалося ручне дугове зварюванням аустенітним електродом марки Є-10Х20Р9Г6С за два проходи.

Таблиця 1

Хімічний склад досліджуваної сталі, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0,338	0,280	0,331	<0,002	<0,003	1,76	0,286

Із зварних з'єднань виготовлялись мікрошліфи для дослідження мікроструктури, макро- та мікротвердості, локальної контактної термоелектрорушійної сили (КЛ ТЕРС), мікрорентгено-спектрального аналізу.

Вихідна мікроструктура основного металу, виявлена хімічним травленням 4 % розчином HNO_3 в етиловому спирті, являє собою бейніт (рис. 1) з твердістю HV (2000–2100) МПа. У зоні термічного впливу (ЗТВ), що утворилась за дії термічного циклу зварювання (ТЦЗ), відбулась зміна мікроструктури основного металу, характер якої визначається максимальними температурами нагрівання.

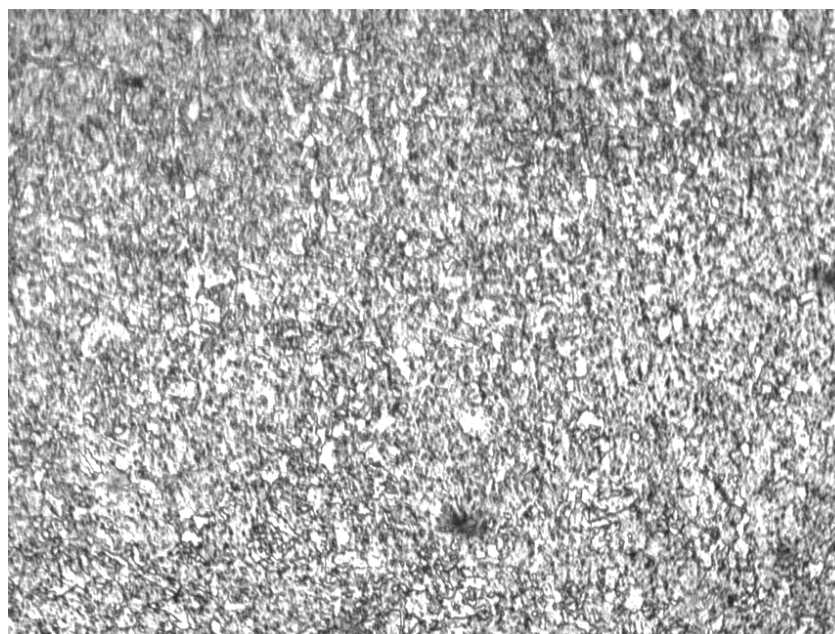


Рис. 1. Вихідна мікроструктура основного металу (x100)

Зокрема, у ділянці неповної перекристалізації, метал якої нагрівався до температур між критичними точками A_{C1} і A_{C3} , мікроструктура ферито-бейнітна; у ділянці нормалізації, де під час зварювання утворювався дрібнозернистий аустеніт, мікроструктура являє собою дрібнозернисту

суміш бейніту і мартенситу (рис. 2), тоді як у ділянці перегріву – крупногочастий мартенсит з твердістю (4800–5000МПа). У зв'язку з тим, що зварювання здійснювали за два проходи, відбулась певна зміна структури у ЗТВ, що утворилась при зварюванні кореневого шва. Кінцева мікроструктура тут визначається параметрами ТЦЗ другого заключного проходу, і у всіх випадках у ділянці перегріву вона більш дрібнозерниста бейнітно-мартенситна із твердістю (3300–4000) МПа.

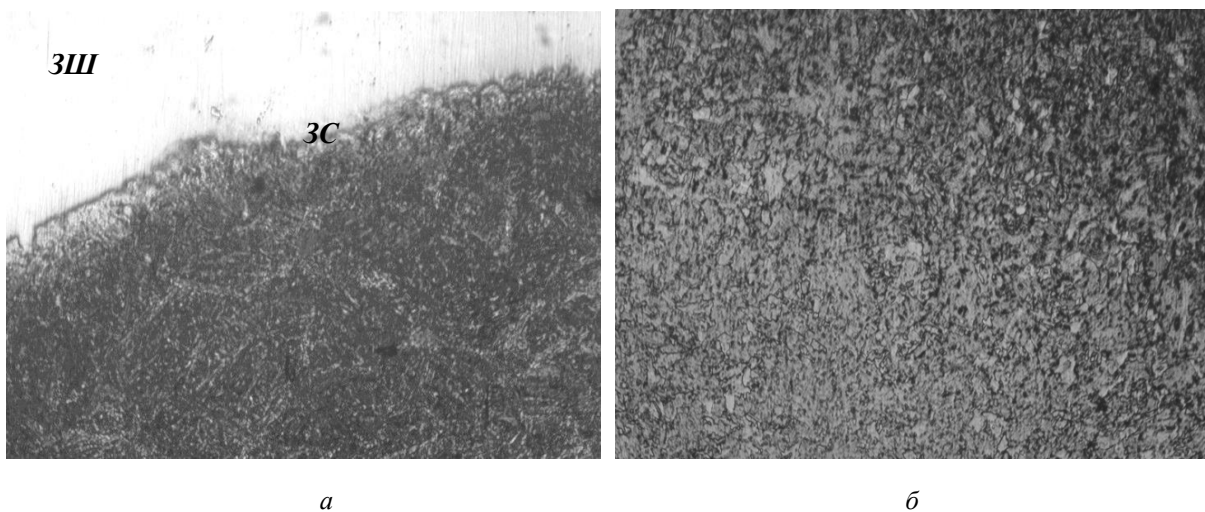


Рис. 2. Мікроструктура зварного з'єднання: а – ділянка перегріву, б – ділянка нормалізації; ЗШ – зварний шов із аустенітною структурою, ЗС – зона сплавлення (x100)

Мікроструктура зварного шва, хімічний склад якого наведено у табл. 2, аустенітна з твердістю у межах (1800–2200) МПа. Між швом і ЗТВ знаходиться зона сплавлення, у якій хімічний склад металу відрізняється від зварного шва і основного металу.

Таблиця 2

Хімічний склад зварного шва, %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
0,13	0,50–0,90	0,48–6,0	<0,002	<0,003	18,5–19,5	8,5–10

Природа утворення цієї зони зварного з'єднання визначається низкою факторів, зокрема різницею хімічних складів металу, що зварюється, і шва, а також умовами проходження дифузійних процесів у ванні, а також між розплавом і твердою фазою та у твердому металі, що контактує із розплавленим металом [5, 6]. Беручи до уваги малі розміри зони сплавлення, а також різну природу утворення ділянок неповного розплавлення основного металу та примежової, з яких вона складається, для дослідження хімічного складу, властивостей та особливостей формування структури у цій зоні проводили мікрорентгеноспектральний аналіз, вимірювання мікротвердості та КЛ ТЕРС. Визначали останню на спеціальній установці, зібраній на базі мікротвердоміра ПМТ-3 [7].

Результати дослідження КЛ ТЕРС, яка виникає під час контакту гарячого кінця вольфрамового термозонда з поверхнею мікрошліфа зварного з'єднання наведено на рис. 3.

Тут значення КЛ ТЕРС показано у вигляді кривих розподілу поперек зварного з'єднання у двох зонах сплавлення, що утворились з основним металом при зварюванні кореневого та заповнювального швів. При цьому по осі ординат відкладена величина термоелектрорушійної сили у мкВ/град, а по осі абсцис – віддаль у мкм від виявленої металографічним аналізом лінії, що відділяє зону повного розплавлення від ділянки неповного розплавлення основного металу, що входить до зони сплавлення. До зони повного розплавлення належить зварний шов та примежова ділянка зони сплавлення. Схему проведення досліджень та розташування досліджуваних ділянок у перерізі зварного з'єднання показано на рис. 4.

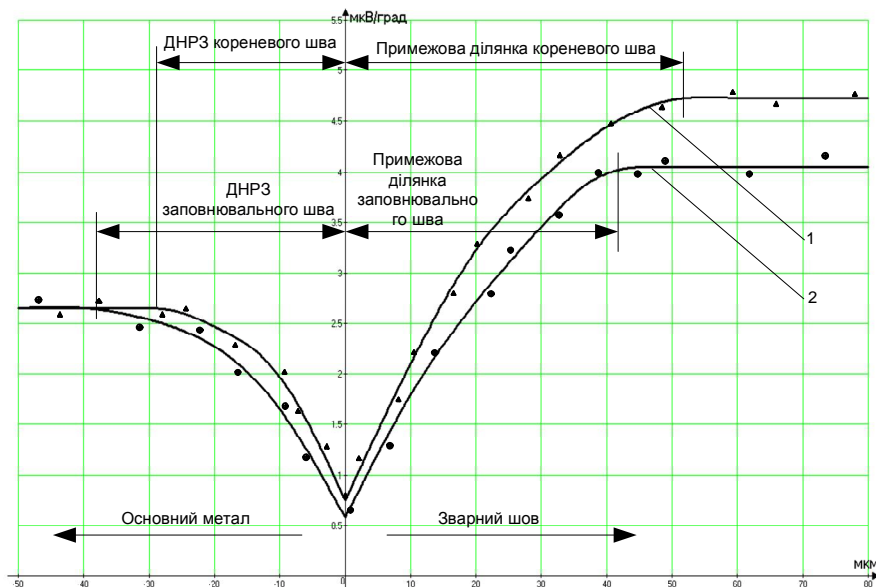


Рис. 3. Розподіл ЛК ТЕРС у зварному з'єднанні сталі типу 35 ХМ з аустенітним швом:
1 – кореневий шов, 2 – заповнювальний шов, ДНРЗ – ділянка неповного розплавлення з'єднання

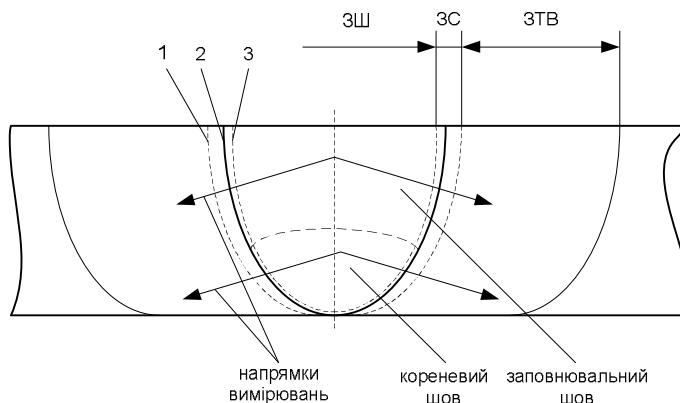


Рис. 4. Схема проведення вимірювань: 1 – ділянка неповного розплавлення металу з'єднання;
2 – лінія умовного поділу ділянок зони сплавлення, 3 – примежова ділянка, ЗШ – зварний шов,
ЗС – зона сплавлення, ЗТВ – зона термічного впливу

На кривих розподілу КЛ ТЕРС чітко виявляються дві ділянки її різкої зміни, якісно аналогічні для кореневого та заповнювального швів. Від умовної лінії, що відділяє зону повного розплавлення зварного з'єднання від ділянки неповного розплавлення основного металу, спостерігається різке (у декілька разів) її збільшення як у бік основного металу (до 40 мкм), так і в БІК аустенітного шва (до 30 мкм). Такий характер зміни КЛ ТЕРС свідчить про зміну тут хімічного складу металу, тобто про те, що ці ділянки входять до зони сплавлення і є ділянками неповного розплавлення зони сплавлення та примежової, відповідно.

Підтвердженням того, що виявлена зміна величини ТЕРС відбувається саме у зоні сплавлення, є результати мікрорентгеноструктурного аналізу, які показали суттєве зменшення тут вмісту хрому – від 15,6% у основній частині шва до 2,4% на умовній лінії поділу ділянок неповного розплавлення та примежової.

Результати дослідження мікротвердості свідчать, що у зоні сплавлення утворився твердий прошарок, мікротвердість якого знаходиться у межах 5400–5600 МПа і значно перевищує її величину в аустенітному шві (2100–2400) МПа. Беручи до уваги хімічний склад металу у цій зоні, з великою ймовірністю можна стверджувати, що за своєю природою це мартенситний прошарок. Точна ідентифікація його металографічним аналізом ускладнена малими розмірами (10–20 мкм). цей твердий прошарок переважно знаходиться у примежовій ділянці і меншою мірою у ділянці неповного розплавлення.

Більші розміри примежової ділянки у зоні сплавлення кореневого шва з основним металом порівняно з аналогічною величиною у зоні сплавлення заповнювального шва швидше за все зумовлені умовами протікання конвективної вирівнювальної дифузії та часом існування металу у розплавленому стані. У випадку кореневого шва гірші умови для дифузійних процесів внаслідок, з одного боку, утруднення конвективної дифузії розплаву у зварювальній ванні, а з іншого – коротшого часу існування останньої.

Утворення твердого прошарку у зоні сплавлення швидше за все зумовлено дифузією вуглецю із твердого основного металу у розплавлену частину ділянки неповного розплавлення, а також і певною дифузією хрому із основної частини зварювальної ванни у примежову ділянку.

Отже, при зварюванні сталей, схильних до утворення холодних тріщин, аустенітним швом потрібно брати до уваги можливість утворення у зоні сплавлення твердих прошарків, що може суттєво впливати на тріщиностійкість зварних з'єднань у процесі їх експлуатації, особливо за наявності ударних навантажень. На зменшення розмірів таких прошарків певною мірою можна впливати режимом зварювання, спрямованим на скорочення часу проходження дифузійних процесів у зварювальній ванні і особливо у зоні сплавлення. Важливо також утруднювати дифузю вуглецю із твердої фази в зоні сплавлення у розплав. Цього частково можна досягти знаходженням (зв'язуванням) його у термічно стійких сполуках, зокрема, карбідах, розчинення яких в аустенітній фазі не встигає повною мірою відбутися під час термічного циклу зварювання.

Висновки. Показано можливість використання методу КЛ ТЕРС для встановлення розмірів окремих ділянок зони сплавлення зварного з'єднання: ділянки неповного розплавлення основного металу з'єднання та примежової ділянки в зварному шві. Виміряно такі ділянки в зоні сплавлення аустенітного хромонікелевого шва зі сталлю типу 35ХМ встановлено, що їх величина 30–50 мкм. При цьому застосування багатопрохідного зварювання забезпечує формування таких швах різної величини для кожного валика зокрема.

Дослідження мікротвердості показали, що у зоні сплавлення утворюється твердий прошарок, мікротвердість якого знаходиться у межах 5400–5600 МПа і значно перевищує її величину у аустенітному шві – (2100–2400) МПа. Показано, що використання двошарового зварювання забезпечує зменшення тривалості перебування зони сплавлення при високих температурах. У результаті створюються умови для зменшення процесів дифузії зварювальної ванни і, як наслідок, розмірів примежової ділянки.

Запропоновано можливі шляхи зменшення розмірів цього прошарку. Для розроблення конкретніших рекомендацій з підвищення якості металу у зоні сплавлення при використанні аустенітних швів необхідні додаткові дослідження при зварюванні інших марок сталей та зварювальних матеріалів.

1. Макаров С. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. – М.: Машиностроение, 1981. – 247 с. 2. Назар І. Б., Дзюбик А. Р., Барановський Д. М. Втомна довговічність зварних з'єднань із аустенітним швом // Збірник наукових праць Кременчуцького національного університету імені Михайла Остроградського, м. Кременчук, № 6/2010(65). – Ч. 1. – С 94–97. 3. Палаш Р. В., Дзюбик А. Р., Михальський Р. І. Технологічне забезпечення міцності з'єднань із високоміцних сталей // Вісник “Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні”. – Львів: Вид-во Нац. ун-ту “Львівська політехніка”, 2011. – № 713 – С. 182–185. 4. Дзюбик А. Р., Хомич І. Б., Куцяба А. Забезпечення технологічної міцності зварних з'єднань із високоміцних конструкційних сталей // Зварювання та суміжні технології: Матеріали VIII науково-технічної конференції молодих учених та спеціалістів. – К., 2015. – С.73. 5. Палаш В. М. Металознавчі аспекти зварності залізвуглецевих сплавів: навчальний посібник. – Львів: КІНПАТРИ ЛТД, 2003. – 263 с. 6. Теория сварочных процессов: учебник для вузов / А. В. Коналов, А. С. Куркин, Э. Л. Макаров, В. М. Неровный, Б. Ф. Якушин; под ред. В. М. Неровного. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с. 7. Палаш В. М., Юськів В. М., Дзюбик А. Р. Використання методу локальної контактної ТЕРС для дослідження напруженого стану металевих конструкцій // зб. наук. пр. “Механіка руйнування матеріалів і міцність конструкцій”. – Т. 1. – В. 2. – Львів: Каменяр, 1999. – С. 118–122.