



В. М. Палаш, А. Р. Дзюбик, І. Б. Хомич, Ю. В. Федик

Національний університет "Львівська політехніка", м. Львів, Україна

ОСОБЛИВОСТІ ЗВАРНОСТІ СТАЛІ 30ХГСА

Встановлено можливість застосовувати метод контактної локальної термоелектрорушійної сили (КЛ ТЕРС), установку для якого змонтовано на основі мікротвердоміра ПМТ-3, для визначення у зварному з'єднанні розмірів зони сплавлення та її окремих ділянок – неповного розплавлення та примежової. Проведено дослідження впливу температури попереднього підігрівання (до 25; 150; 250 °С) на мікроструктуру зварного з'єднання високоміцної середньолегованої сталі 30ХГСА, отриманого двошаровими швами (кореневий шов – аустенітний із високолегованої хромонікелевої сталі 08Х20Н9Г7Т, а заповнювальний – ферито-перлітний зі сталі 08Г2С) та розміри ділянок зон сплавлення: між аустенітним кореневим та феритно-перлітним заповнювальним; між кореневим швом і основним металом; між заповнювальним швом та основним металом. Виявлено, що з підвищенням температури підігрівання зразків перед зварюванням, розмір всіх трьох зон сплавлення та їх ділянок збільшується, а середній градієнт зміни КЛ ТЕРС закономірно зменшується. Встановлено, що у зоні сплавлення утворюються тверді прошарки різної природи, мікротвердість яких може значно перевищувати її величину у шві. Запропоновано для зменшення величини твердих прошарків використовувати для аустенітного шва зварювальні матеріали з мінімальним вмістом хрому та інших карбідотвірних елементів, зокрема високолеговані марганцем, а також азотом.

Ключові слова: зварювання; зона сплавлення; зона термічного впливу; двошарове зварювання; контактна локальна термоелектрорушійна сила (КЛ ТЕРС).

Вступ. 30ХГСА – це високоякісна середньолегована конструкційна сталь, найпоширеніша із класу сталей хромансиль (система легування "хром-марганець-кремній"). Після гартування і високого відпуску вона стає досить міцною за сповна задовільної пластичності, і її широко використовують у різних галузях машинобудування для виготовлення різних відповідальних деталей, особливо таких, що працюють за низьких температур і знаходяться під навантаженням. Вона не містить дефіцитних легувальних елементів і є досить дешевою, але недоліком її є обмежена зварність, тому для отримання якісних зварних з'єднань потрібне попереднє підігрівання та термічне оброблення (Макагов, 1981). Забезпечення технологічної міцності зварних з'єднань потребує детального вивчення умов та особливостей формування металу шва, а також навколошовних ділянок зони термічного впливу та зони сплавлення. Саме тут можливе зародження та виникнення тріщин як під час, так і після процесу зварювання. З огляду на це дослідження особливостей зварності цієї сталі є важливим та актуальним.

Аналіз останніх досліджень та публікацій. Відомо, що сталь 30ХГСА під час електродугового зварювання схильна до утворення "холодних" технологічних тріщин. Однією з основних причин цього є утворення у навколошовній зоні крупнозернистої мартенситної структури з низькою тріщиностійкістю під дією зварю-

вальних напружень. Це зумовлено недостатньою для релаксації внутрішніх напружень деформаційною спроможністю границь зерен (Palash, Dzubik & Khomych, 2017; Palash, 2003). Здебільшого для підвищення стійкості зварних з'єднань до утворення холодних технологічних тріщин застосовують попереднє підігрівання та використовують аустенітні зварні шви (Lobanov et al., 1999). Сприятливий вплив останніх пояснюють, поперше, відносно легкоплавкістю високолегованого аустеніту, завдяки чому цей метал здатний проникати межами зерен основного металу в зоні сплавлення, що робить останній пластичнішим та деформаційно спроможнішим і цим самим стійкішим до утворення технологічних тріщин. Окрім цього, аустеніт, порівняно з феритом, краще розчиняє водень й одночасно знижує коефіцієнт його дифузії, що приводить до зменшення концентрації останнього в навколошовній зоні. Важливим для підвищення стійкості до утворення холодних тріщин є те, що відносно невисока межа текучості аустеніту сприяє релаксації напружень, які виникають у зварному з'єднанні внаслідок термодформаційного циклу зварювання (ТЦЗ) (Palash, 2003; Sorokin, 1989; Prokhorov, 1979). Здебільшого повністю аустенітні шви недоцільно використовувати внаслідок їх високої вартості та недостатньої експлуатаційної міцності. Тому останнім часом дедалі більше уваги приділяють двошаровим

Інформація про авторів:

Палаш Володимир Миколайович, канд. техн. наук, професор. Email: wolodymyr_palash@ukr.net

Дзюбик Андрій Романович, канд. техн. наук, доцент. Email: dar.lviv@gmail.com

Хомич Іван Богданович, асистент. Email: ivankhomych_@ukr.net

Федик Юрій Володимирович, магістрант. Email: zefir767@gmail.com

Цитування за ДСТУ: Палаш В. М., Дзюбик А. Р., Хомич І. Б., Федик Ю. В. Особливості зварності сталі 30ХГСА. Науковий вісник НЛТУ України. 2017. Вип. 27(9). С. 68–72.

Citation APA: Palash, V. M., Dzubik, A. R., Khomych, I. B., & Fedyk, Yu. V. (2017). Welding Features of 30HGSA Steel. *Scientific Bulletin of UNFU*, 27(9), 68–72. <https://doi.org/10.15421/40270915>

швам, коли кореневий шов є аустенітним, а заповнювальний – це вуглецева чи низьколегована сталь (Lobanov et al., 1999).

Виклад основного матеріалу дослідження. У роботі досліджували стикові зварні з'єднання із сталі 30ХГСА, хімічний склад якої наведено у табл. 1, отримані двошаровими швами (кореневий шов – аустенітний, а заповнювальний – ферито-перлітний). Зварювання виконували півавтоматичним способом у суміші інертних та активних газів (82 %Ar + 18 %CO₂) на зварювальній установці марки TPS 400 I фірми "Fronius". Діаметр електродних дрітів у всіх випадках був однаковий – 1,2 мм. Хімічний склад зварювальних електродних дрітів наведено у табл. 2 та 3.

Табл. 1. Хімічний склад досліджуваної сталі 30ХГСА, %

C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S	Cu
0,31	0,95	0,90	0,31	0,97	0,025	0,025	0,36

Табл. 2. Хімічний склад зварювального дроту Св-08Г2С, %

C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S
0,09	0,90	2,10	0,25	0,03	0,02	0,02

Табл. 3. Хімічний склад зварювального дроту Св08Х20Н9Г7Т, %

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Ti	S	P	Cu
0,09	0,60	6,58	9,2	20,2	0,25	0,68	0,018	0,025	0,25

Параметри двопрохідного режиму електродугового зварювання за отримання стикового з'єднання такі: перший прохід (кореневий аустенітний шов) $I_{зв} = 120$ А, $U_0 = 21,5$ В; другий прохід (заповнювальний ферито-перлітний шов) $I_{зв} = 135$ А, $U_0 = 21,8$ В. Зварювання здійснювали за таких початкових температур підігрівання зразків: 25; 150; 2500 °С. Із зварних з'єднань виготовляли мікрошліфи для дослідження мікроструктури, макро- та мікротвердості, мікрорентгеноспектрального аналізу контактної локальної термоелектропорушійної сили (КЛ ТЕРС), поверхня яких піддавалась хімічному травленню 4 % розчином HNO₃ в етиловому спирті. Мікроструктуру досліджували на оптичному металографічному мікроскопі МИМ-8М (Shorshorov & Belov, 1972).

Вимірювання КЛ ТЕРС здійснювали на спеціальній установці, зібраній на базі приладу для заміру мікротвердості ПМТ-3 (рис. 1).

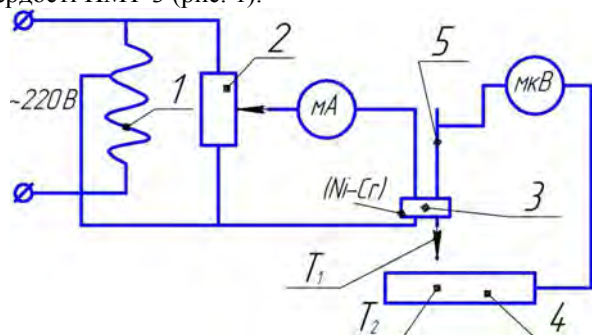


Рис. 1. Електрична схема установки для вимірювання КЛ ТЕРС: 1) джерело живлення; 2) реостат; 3) мікропіч; 4) досліджуваний зразок; 5) вольфрамовий термозонд; мА – міліамперметр; мкВ – мікрвольтметр постійного струму Ф4834; T_1 та T_2 – температура термозонда та зразка відповідно

Установку для вимірювання КЛ ТЕРС змонтовано на основі мікротвердоміра ПМТ-3, у якому індентор – алмазну пірамідку замінювали вольфрамовим термозондом, загострений кінець якого підігрівався з допомо-

гою мікропечі. Вимірювання КЛ ТЕРС, яка виникає між нагрітим загостреним кінцем вольфрамового термозонда та зразком під час їхнього контакту на мікрошліфі, проводили з допомогою мікрвольтметра постійного струму Ф4834. Різниця температур між ними підтримувалась постійною і становила 100 °С. Діаметр загостреного кінця вольфрамового зонда не перевищував 5 мкм, що дало змогу визначати величину КЛ ТЕРС на дуже малих площах досліджуваних мікрошліфів, зокрема у зоні сплавлення зварних з'єднань. Надійність і постійність контакту вольфрамового зонда з вибраним місцем на поверхні мікрошліфа під час всіх вимірювань забезпечувалось зусиллям його притискання 0,196 Н.

Вимірювання макротвердості проводили за методом Віккерса із втисненням алмазної пірамідки за навантаження 98 Н, а мікротвердості – на термомірі ПМТ-3 за навантаження 0,98 Н. Хімічний склад основного металу, зварних швів та зони сплавлення визначали з допомогою оптичного емісійного спектрометра MetalSkan PolySpek.

Відомо (Makarov, 1981; Sorokin, 1989), що технологічні тріщини під час зварювання високоміцних вуглецевих і легованих сталей найчастіше утворюються у зоні сплавлення та у навколошовній зоні. Це зумовлено тим, що саме тут під дією ТЦЗ є велика ймовірність утворення крупнозернистого голчастого мартенситу, який має високу схильність до крихкого руйнування межами зерен за дії залишкових зварювальних напружень 1-го роду. Зона сплавлення, що знаходиться між швом і ділянкою перегріву, за своїм хімічним складом відрізняється від них внаслідок перебігу тут певних дифузійних процесів. За своєю природою вона не є однорідною і складається із двох ділянок – примежової та неповного розплавлення основного металу (Lobanov et al., 1999). У примежовій ділянці метал перебував у розплавленому стані і за своїм складом близький до основного внаслідок відсутності тут конвективної дифузії, яка вирівнює за хімічним складом основний об'єм зварювальної ванни. У цій ділянці може відбуватися місце молекулярна дифузія вуглецю із твердої фази, а також реактивна дифузія у розплаві карбідотвірних елементів. Існування ділянки неповного розплавлення зумовлене природою будови сталей. Відомо, що їхнє розплавлення та кристалізація відбуваються у деякому інтервалі температур і тому тут завжди існує певний об'єм металу, що перебуває у двофазному твердо-рідинному стані. Тут також, як і у примежовій, відбуваються дифузійні процеси перерозподілу хімічних елементів між твердою фазою та розплавом. Унаслідок перебігу таких дифузійних процесів під час зварювання у зоні сплавлення можуть утворюватися прошарки різного складу та структури – феритний, мартенситний, карбідний тощо, що значною мірою визначають технологічну міцність зварних з'єднань. З цієї причини основну увагу у роботі приділяли дослідженню саме цих ділянок – навколошовної та зони сплавлення.

Сталь 30ХГСА схильна до аустеніто-мартенситного та аустеніто-бейнітного перетворень під дією (ТЦЗ), особливо у ділянці перегріву. Уникнути появи такої небажаної структури під час зварювання можливо шляхом істотного зменшення швидкості охолодження зварних з'єднань у температурному інтервалі мінімальної стійкості аустеніту (500...600 °С) до значення, не вищого за 4 град/с (Frolov, 1988).

На мікрошліфах зварних з'єднань, схематичну будову яких зображено на рис. 2, досліджували мікроструктуру, хімічний склад, твердість, КЛ ТЕРС в околі трьох різних зон сплавлення: між основним металом та заповнювальним швом, між заповнювальним та кореневим швами, між основним металом та кореневим швом.

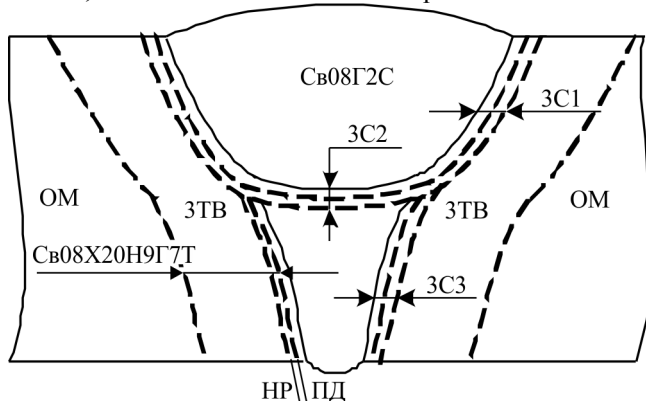


Рис. 2. Схема зварного з'єднання: ОМ – основний метал; ЗТВ – зона термічного впливу; ЗС1 – зона сплавлення між основним металом та заповнювальним швом (Св08Г2С); ЗС2 – зона сплавлення між заповнювальним (Св08Г2С) та кореневим (Св08Х20Н9Г7Т) швами; ЗС3 – зона сплавлення між основним металом та кореневим швом (Св08Х20Н9Г7Т); ПД – примежова ділянка; НР – ділянка неповного розплавлення металу

У зразках, зварених без підігріву, мікроструктура у навколошовній ділянці ЗТВ, яка сформувалась унаслідок виконання заповнювального ферито-перлітного шва, практично повністю мартенситна з твердістю 520 НВ. Із підвищенням температури підігріву до 250 °С структура тут переважно бейнітна з твердістю 370 НВ (рис. 3). Через те, що зварювання здійснювалось за два проходи, відбулася певна зміна структури у навколошовній зоні ЗТВ, що утворилась під час зварювання кореневого аустенітного шва – вона стала бейнітно-мартенситною і більш дрібнозернистою із твердістю 420 НВ (рис. 4).

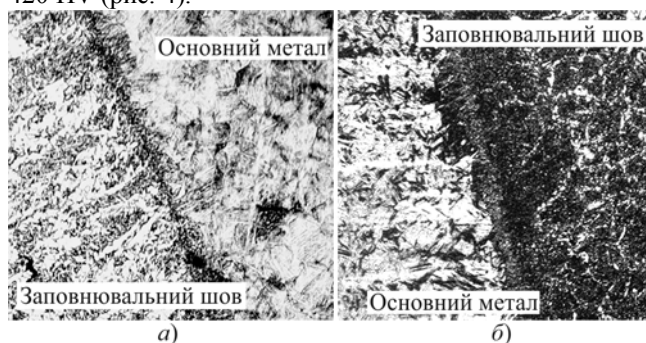


Рис. 3. Мікроструктура зварного з'єднання (зона сплавлення між основним металом та заповнювальним швом): а) без підігріву; б) $T_{\text{під}} = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, ($\times 500$)

На всіх зразках достатньо чітко виявляється зона сплавлення, що знаходиться між зварними швами із стовпчастою ферито-перлітною структурою – у заповнювальних швах і аустенітною – у корневих та відповідних навколошовних зонах (див. рис. 3, 4). Природа зон сплавлення визначається хімічним складом та особливостями дифузійних процесів, що тут відбуваються. Між заповнювальним швом та основним металом зона сплавлення виявляється у вигляді темних прошарків, а між кореневим швом та основним металом – у вигляді світлих "заплівів" аустеніту між частково оплавленими зернами основного металу. Детальніше дос-

лідження зон сплавлення здійснювали методом вимірювання КЛ ТЕРС.

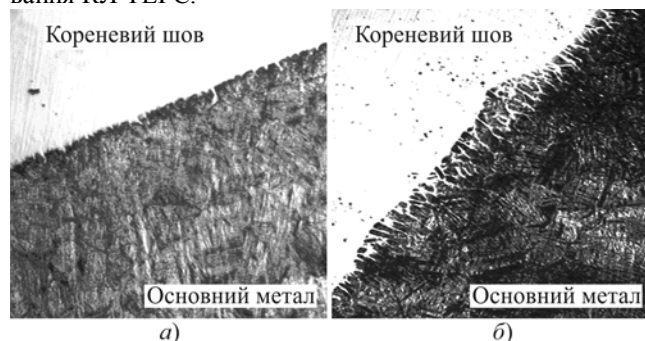


Рис. 4. Мікроструктура зварного з'єднання (зона сплавлення між основним металом та кореневим швом): а) без підігріву; б) $T_{\text{під}} = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, ($\times 500$)

Результати дослідження КЛ ТЕРС представлено на рис. 5-7 у вигляді кривих її розподілу поперек зварного з'єднання у трьох зонах сплавлення, які утворились під час двошарового зварювання. При цьому по осі ординат відкладено величину КЛ ТЕРС у мкВ, а по осі абсцис – віддаль у мм від виявленої на мікрошліфах границі між окремими ділянками зони сплавлення.

На кривих розподілу КЛ ТЕРС у зонах сплавлення між кореневим аустенітним швом і заповнювальним ферито-перлітним та основним металами чітко виявляються дві ділянки досить різкої її зміни. Варто зазначити, що КЛ ТЕРС має додатні значення у аустенітному шві та примежовій ділянці зони сплавлення з основним металом та у ділянці його неповного розплавлення зони сплавлення із заповнювальним швом, тоді як в інших ділянках сплавлення вона має від'ємні значення (див. рис. 5, 6). У всій зоні сплавлення заповнювального шва із основним металом КЛ ТЕРС теж від'ємна (див. рис. 7). Такий характер розподілу, ймовірно, зумовлений зміною хімічного складу сталі.

Мікрорентгеноспектральним аналізом виявлено, що у ділянках з додатними величинами КЛ ТЕРС є підвищений вміст легувальних елементів, зокрема хрому (більше за 3 %), тоді як у ділянках з від'ємними величинами його кількість не перевищує 1 %.

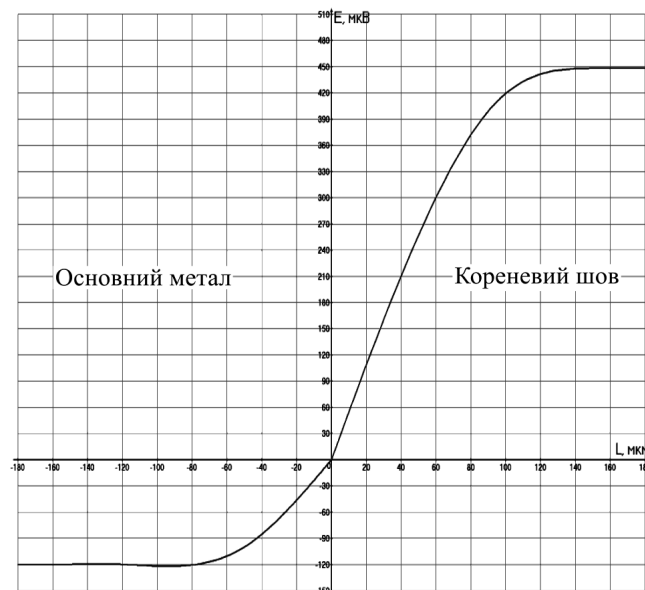


Рис. 5. Розподіл КЛ ТЕРС у зоні сплавлення між основним металом та кореневим (аустенітним) швом без попереднього підігріву

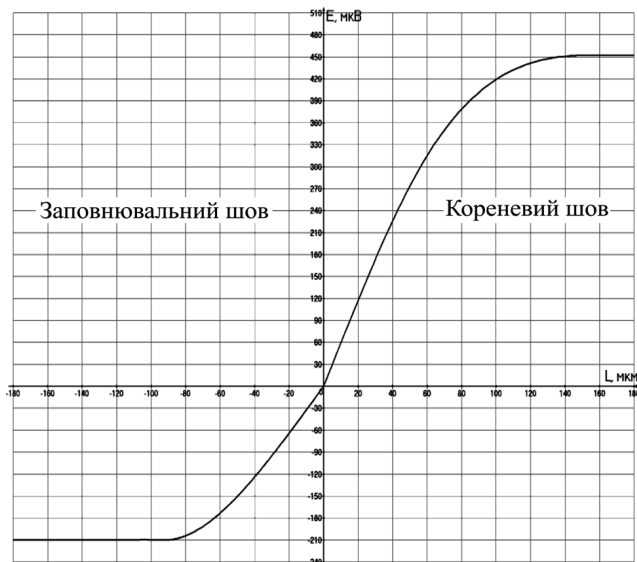


Рис. 6. Розподіл КЛ ТЕРС у зоні сплавлення між заповнювальним та кореневим (аустенітним) швами без попереднього підігріву

У зонах сплавлення зразків із попереднім підігріванням розподіл ЛК ТЕРС якісно аналогічний. Кількісні параметри, які характеризують зони сплавлення, а саме: розмір зони сплавлення та її окремих ділянок, величина зміни КЛ ТЕРС та її градієнт – зведено у табл. 4. Аналіз отриманих даних свідчить про те, що з підвищенням температури підігрівання зразків перед зварюванням,

розмір всіх трьох зон сплавлення та їх ділянок, примежової та неповного розплавлення, збільшується, а середній градієнт зміни КЛ ТЕРС закономірно зменшується. Разом з тим, немає чіткої закономірності у зміні її величини.

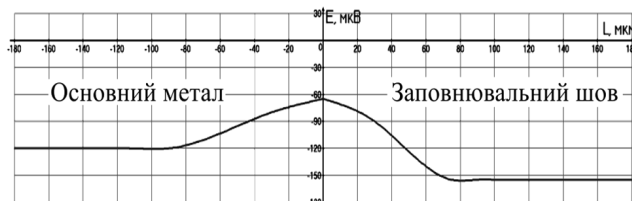


Рис. 7. Розподіл КЛ ТЕРС у зоні сплавлення між основним металом та заповнювальним (ферито-перлітним) швом без попереднього підігріву

Вимірювання мікротвердості показали наявність у зонах сплавлення досить твердих прошарків (600...630 МПа) розмірами 10...20 мкм. Вони знаходяться переважно у примежовій ділянці зон сплавлення кореневого шва. Їх виникнення зумовлене дифузією вуглецю із ділянки неповного розплавлення у примежову, а також дифузією хрому із зварювальної ванни у примежову ділянку, що призводить, швидше за все, до утворення під час охолодження високолегованого мартенситу та спеціальних карбідів.

Табл. 4. Характеристика зон сплавлення

Характеристика зварного з'єднання	Характеристика зони сплавлення	Примежова ділянка (ПД)		Ділянка неповного розплавлення (ДНР)		Зона сплавлення (ПД+ДНР)		Градієнт зміни E, мкВ/мм
		Розмір, мкм	ΔE , мкВ	Розмір, мкм	ΔE , мкВ	Розмір, мкм	ΔE , мкВ	
Без попереднього підігрівання	08Г2С-ОМ	68	-90	80	-55	148	145	0,97
	08Г2С-08Х20Н9Г7Т	85	-210	140	450	225	660	2,93
	08Х20Н9Г7Т-ОМ	140	450	80	-120	220	570	2,59
$T_{\text{під}}=150\text{ }^{\circ}\text{C}$	08Г2С-ОМ	73	-80	88	-60	161	140	0,87
	08Г2С-08Х20Н9Г7Т	92	-220	150	460	242	682	2,81
	08Х20Н9Г7Т-ОМ	155	455	92	-125	247	580	2,35
$T_{\text{під}}=250\text{ }^{\circ}\text{C}$	08Г2С-ОМ	80	-75	93	-68	173	143	0,82
	08Г2С-08Х20Н9Г7Т	100	-224	157	445	257	669	2,60
	08Х20Н9Г7Т-ОМ	162	460	96	113	248	573	2,30

Висновки. Встановлено можливість використання методу КЛ ТЕРС для визначення розмірів зони сплавлення та окремих її ділянок, неповного розплавлення і примежової, у зварному з'єднанні сталі 30ХГСА, отриманому двошаровим зварюванням (кореневий шов аустенітний із високолегованої хромонікелевої сталі 08Х20Н9Г7Т, а заповнювальний – ферито-перлітний зі сталі 08Г2С). Підвищення температури підігріву зразків перед зварюванням до 250 °С збільшує розмір всіх трьох досліджуваних зон сплавлення та їх ділянок, примежової та неповного розплавлення, а середній градієнт зміни КЛ ТЕРС зменшує. Вимірювання мікротвердості показали наявність у зонах сплавлення досить твердих прошарків (600... 630 МПа) розмірами 10...20 мкм, що знаходяться переважно у примежовій ділянці зон сплавлення кореневого шва. Під час двошарового зварювання без підігрівання сталі 30ХГСА для підвищення технологічної міцності за рахунок зменшення розмірів твердих прошарків у зонах сплавлення доцільно використовувати для аустенітного шва зварювальні матеріали з мінімальним вмістом хрому та інших карбідотвірних елементів.

Перелік використаних джерел

- Frolov, V. V. (1988). *Teoriia svarohnykh protsessov*. Moscow: Vysshaya shkola. 559 p. [in Russian].
- Lobanov, L. M., Mikhodui, L. I., Vasilev, V. G., Pozniakov, V. D., Mikhodui, O. L., & Gonchar, A. K. (1999). Osobennosti protekaniia termodeformatsionnykh protsessov pri dugovoi svarke vysokoprotchnykh stalei. *Avtomaticheskai sarka*, 3, 13–17. [in Russian].
- Makarov, E. L. (1981). *Kholodnye tretchiny pri svarki lehirovannykh stalei*. Moscow: Vyd-vo Mashynostroeniie. 248 p. [in Russian].
- Palash, V. M. (2003). *Metaloznachchi aspekty zvarnosti zalizovuhletsevykh splaviv*. Lviv: Vyd-vo KINPATRI LTD. 236 p. [in Ukrainian].
- Palash, V. M., Dzubik, A. R., & Khomych, I. B. (2017). Osoblyvosti budovu zvarnoho ziednannia zi stali typu 35 KHM z austenitnym shvom. *Visnyk Lviv Polytechnic National University. Series Dynamika, mitsnist ta proektuvannia mashyn i pryladiv*, 866, 72–77 p. [in Ukrainian].
- Prokhorov, N. N. (1979). *Tekhnologicheskaiia prochnost svarnykh shvov v protsesse kristallizatsii*. Moscow: Mashynostroeniie. 249 p. [in Russian].
- Shorshorov, M. Kh., & Belov, V. V. (1972). *Fazovye prevraschenie i izmenenie svoistv stali pri svarke*. Moscow: Nauka. 220 p. [in Russian].
- Sorokin, V. H. (1989). *Marochnik stalei i splavov*. Moscow: Mashynostroeniie. 640 p. [in Russian].

ОСОБЕННОСТИ СВАРИВАЕМОСТИ СТАЛИ 30ХГСА

Установлена возможность применения метода контактной локальной термоэлектродвижущей силы (КЛ ТЕРС), установка для которого смонтирована на основе микротвердомера ПМТ-3, для определения в сварном соединении размеров зоны сплавления и ее отдельных участков – неполного расплавления и приграничного. Проведено исследование влияния температуры предварительного подогрева (до 25; 150; 250 °С) на микроструктуру сварного соединения высокопрочной среднелегированной стали 30ХГСА, полученного двухслойными швами (корневой шов – аустенитный из высоколегированной хромоникелевой стали 08Х20Н9Г7Т, а заполняющие – феррито-перлитный из стали 08Г2С) и размеры участков зон сплавления: между аустенитным корневым и феррито-перлитным заполняющим; между корневым швом и основным металлом; между заполняющим швом и основным металлом. Выявлено, что с повышением температуры подогрева образцов перед сваркой, размер всех трех зон сплавления и их участков увеличивается, а средний градиент изменения КЛ ТЕРС закономерно уменьшается. Установлено, что в зоне сплавления образуются твердые слои различной природы, микротвердость которых может значительно превышать ее величину в шве. Предложено для уменьшения величины твердых слоев использовать для аустенитного шва сварочные материалы с минимальным содержанием хрома и других карбидообразующих элементов, в частности высоколегированные марганцем, а также азотом.

Ключевые слова: сварка; зона сплавления; зона термического влияния; двухслойная сварка; контактная локальная термоэлектродвижущая сила (КЛ ТЕРС).

V. M. Palash, A. R. Dzubyk, I. B. Khomych, Yu. V. Fedyk

Lviv Polytechnic National University, Lviv, Ukraine

WELDING FEATURES OF 30HGSA STEEL

We investigated the welded joints of high-quality medium-alloy structural steel 30HGSA, obtained by double-layer welding (austenitic root-stem from high-alloy chromium-nickel steel 08H20N9G7T, and filler-ferrite-perlite from steel 08G2S). Welding was carried out by a semi-automatic method in a mixture of inert and active gases (82 % Ar + 18 % CO₂) on a welding plant of the brand TPS 400 I of Fronius Firm, and the diameter of the electrode wires in all cases was the same 1.2 mm. We proposed to use the method of contact local thermoelectric force (CL TERS) to determine the size of the fusion zone and its separate sections – incomplete fusion and adjoining. The installation for measuring the CL TERS is mounted on the basis of the micro-meter PMT-3, in which the indenter-diamond pyramid was replaced by a tungsten thermal probe, the sharpened end of which was heated with the aid of a microwell. The dimensions of the zones of the fusion zones are investigated: between the root seams and the base metal; between the filler seam and the base metal; between austenitic root and ferrite-perlite filling joints. The samples were welded at the following initial heating temperatures: 25 °C; 150 °C; 250 °C. We have defined that increasing the heating temperature of samples before welding up to 250 °C increases the size of all three studied fusion zones and their sites, adjoining and incomplete melting, and the average gradient of the LC TERS reduces, but there is no clear pattern in changing its magnitude. Means of microhardness showed the presence in the fusion zones of fairly solid layers (600... 630 MPa) in the sizes 10... 20 microns, located mainly in the adjacent section of the fusion zones of the root seam. For double layer welding without heating of 30HGSA steel to increase the technological strength by reducing the size of solid layers in the fusion zones, it is expedient to use welding materials with a minimum content of chromium and other carbide-forming elements for austenitic seam.

Keywords: welding; fusion zone; thermal influence zone; two-layer welding; contact local thermoelectric force (CL TERS).