

ВПЛИВ РЕЖИМІВ ІМПУЛЬСНО-ДУГОВОГО ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛУ ШВІВ ТА ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛІ 30X2H2МДФ

О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, А.В. Завдовсєв, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук

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

Запропонована та науково обґрунтована технологічна концепція зварювання сталей високої міцності з межею плинності понад 1200 МПа, що полягає в поєднанні імпульсно-дугового МІГ зварювання та застосування високолегованого дроту системи легування Cr–Ni–Mn. Отримана структурована інформація про особливості термічного циклу та його впливу на структурні перетворення в металі ЗТВ та металі шва. Розвинуто уявлення про перебіг фізико-металургійних процесів зварювання в залежності від основних параметрів стандартного та форсованого режимів зварювання. Встановлено їх позитивний вплив на механічні властивості зварних з'єднань. Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 7.

Ключові слова: імпульсно-дугове зварювання, високоміцні сталі, властивості, структура, зона термічного впливу, аустенітний зварювальний матеріал

Вступ. Останнім часом в Україні для реалізації проектів нового покоління легких броньованих танків (ЛБТ) застосовуються сучасні термозміцнені броньові сталі високої міцності та твердості з межею плинності понад 1200 МПа. Це широко відомі вітчизняна сталь марки 30X2H2МДФ [1] та сталі закордонного виробництва ARMSTAL 500, Miilux Protection 500, HB 500 MOD, RAMOR 500, ARMOX 500S. Для забезпечення службових властивостей листовий прокат означених сталей товщиною 6...20 мм загартовується з наступним низьким відпуском. В кінцевому термообробленому стані в структурі сталі утворюється мартенсит відпуску, за рахунок чого досягаються високі показники статичної і динамічної міцності, а також високі експлуатаційні характеристики. Але технологічні властивості, з різних причин, є незадовільними для успішного застосування високопродуктивних процесів, пов'язаних з повторними нагріваннями, зокрема, зварювання, наплавлення, тощо. Обмежена зварюваність визвана як вихідним станом, так і підвищеним вмістом вуглецю (>0,3 %). А саме, головною проблемою зварювання стаціонарною дугою (ЗСД) броньових сталей є зміна властивостей металу в зоні термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань [2]. Найбільш суттєві зміни відбуваються як на ділянці перегріву, так і на ділянці відпуску ЗТВ. Структурно-фазові перетворення на ділянці перегріву характеризуються збільшенням розміру аустенітного зерна та розвитком високотемпературної хімічної мікронеоднорідності, а при подальшому охолодженні утворенням пластинчастого мартенситу.

Гайворонський О.А. – <http://orcid.org/0000-0002-5922-5541>, Позняков В.Д. – <http://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Завдовсєв А.В. – <http://orcid.org/0000-0003-2811-0765>, Костін В.А. – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Соломійчук Т.Г. – <http://orcid.org/0000-0002-3038-8291>

© О.А. Гайворонський, В.Д. Позняков, Ю.В. Демченко, А.М. Денисенко, А.В. Завдовсєв, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук, 2022

Наслідком чого є підвищена загроза виникнення холодних тріщин під дією залишкових зварювальних напружень. В свою чергу структурно-фазові перетворення на ділянці відпуску ЗТВ не мають суттєвих змін у морфології та розмірах зерен, але призводять до знеміцнення, яке обумовлене цілим рядом факторів, як то анігіляція дислокацій, ріст або розчинення карбідів тощо [3, 4].

Ще однією з причин погіршеної зварюваності броньових сталей є утворення крихкого мартенситного прошарку або карбідної гряди в зоні сплавлення, де рівень легування знижується до рівня основного металу [5].

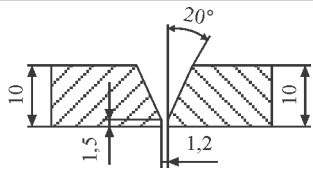
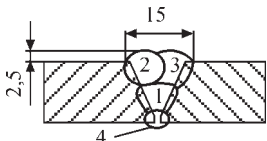
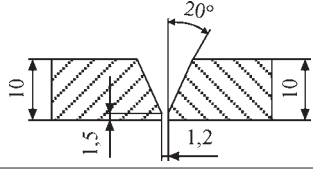
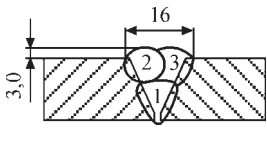
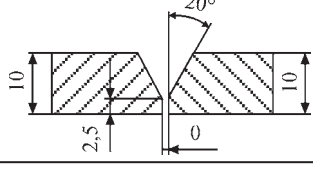
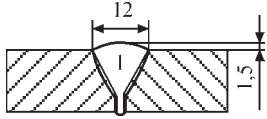
Перелічені особливості формування структури та властивостей зварних з'єднань вимагають виконувати зварювання на понижених режимах, що призводить до зниження продуктивності виготовлення виробів ЛБТ. Це мотивує до пошуку нових технологій зварювання, які забезпечать високу продуктивність та якість виробів.

Для вирішення цієї проблеми нами пропонується наступна технологічна концепція, яка полягає у застосуванні сучасного високопродуктивного процесу імпульсно-дугового зварювання (ІДЗ).

Процес ІДЗ якісно відрізняється від традиційного ЗСД в захисних газах. Пояснюється це тим, що при ІДЗ розширюються можливості управління термічним циклом зварювання, процесами плавлення і переносу електродного металу в різних просторових положеннях [6].

Оскільки зварювання характеризується фізико-металургійними процесами, які поєднують поняття та цілий комплекс складних явищ, що від-

Таблиця 1. Зварне з'єднання сталі марки 30X2H2MДФ для досліджень

Номер зразка	Конструктивні елементи розробки (мм, град)	Зварне з'єднання
№ 1 Стационарний процес		
№ 2 ІДЗ на стандартному режимі		
№ 3 ІДЗ на форсованому режимі		

буваються в розплавленому металі та металі ЗТВ під дією термічного циклу зварювання (ТЦЗ), то головним чинником, який впливає на весь перебіг процесу є саме ТЦЗ [7–11]. Він характеризується параметрами – максимальною температурою, швидкістю нагріву і охолодження, тривалістю перебування металу вище заданих температур, за яких відбувається нагрів, розплавлення основного металу й присадкового металу, утворення зварювальної ванни і металу шва та ЗТВ, послідовне охолодження і кристалізація, а також утворюється структурний стан в різних зонах зварного з'єднання, забезпечується технологічна міцність (стійкість до утворення холодних та гарячих тріщин), та фізико-механічні властивості (міцність, твердість, пластичність, в'язкість тощо). Керувати ТЦЗ можливо за допомогою зміни режимів ІДЗ, а саме основних складових: струму та напруги зварювання, частоти та шпаруватості, швидкості зварювання.

З огляду на викладене вище, в роботі вперше проведено дослідження впливу режимів ІДЗ при МІГ зварюванні аустенітним матеріалом на структуру металу шва та ЗТВ і механічні властивості наплавленого металу зварних з'єднань сталі 30X2H2MДФ.

Методика експерименту. Для визначення впливу режимів ІДЗ на структуру, механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей високої твердості використовували вітчизняну бро-

ньову сталь марки 30X2H2MДФ наступного хімічного складу, мас. %: 0,30 С, 1,1 Si, 0,73 Mn, 1,67 Cr, 2,28 Ni, 0,26 Mo, 0,21 V. В загартованому стані (нормалізація і охолодження в воді) після низькотемпературного відпуску при температурі 230 °С броньова сталь має тимчасову міцність і твердість на рівні 1500 та 5000 МПа відповідно.

З урахуванням того, що в джерелі живлення EWM Phoenix 501 plus при роботі в імпульсному режимі параметри зварювання, а саме, струм імпульсу I_p , струм паузи I_n , частота f та скважність δ запрограмовані виробником, то для виявлення їх впливу на структуру та механічні властивості з'єднань сталі марки 30X2H2MДФ в обраних режимах зварювання оперували середнім струмом зварювання (I_{cp}) [12, 13]. Для цього виконували зварювання стикових з'єднань зразків зі сталі 71 товщиною 10 мм. Розміри конструктивних елементів підготовлених розробок зразків № 1, № 2, № 3 та зварних з'єднань наведені в табл. 1, а режими їх зварювання в табл. 2. Зварювання зразків виконували дротом марки ХОРДА 307 Ті (система легування 08X20H9Г7Т) в захисній суміші газів 82% Ar+18% CO₂. Виліт електродного дроту у всіх випадках становив $L_b = 15$ мм. Загальний вигляд зразків сталі 30X2H2MДФ після ІДЗ показано на рис. 1 та рис. 2.

Структуру зварних з'єднань досліджували стандартними методами оптичної металографії. На рис. 3–5 показано типову мікрострук-

Таблиця 2. Спосіб та режими зварювання з'єднань сталі марки 30X2H2MДФ при виконанні досліджень

Номер зразка	Спосіб зварювання	Режим зварювання				Погонна енергія, кДж/см
		I_{cp} , А	U_d , В	$v_{зв}$, м/год	$V_{под}$, м/хв	
1*	Стационарний процес – механізоване дугове зварювання	180	24...26	18...21	5,6	7,5...6,4
2**	ІДЗ на стандартному режимі	180	27	18...21	6,6	7,8...6,7
3**	ІДЗ на форсованому режимі	300	29,4	24	10,4	10,6

Примітка. *підварювання шва із зворотної поверхні зразка; **без підварювання.

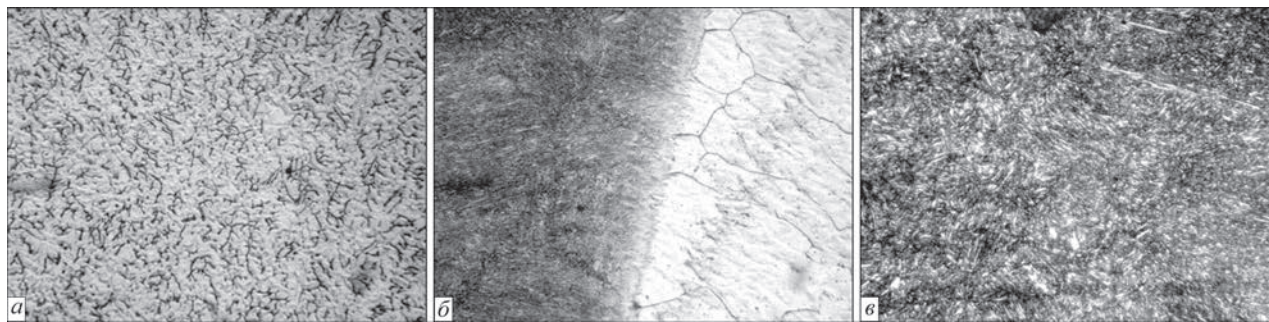


Рис. 1. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при механізованому зварюванні на стаціонарному режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ

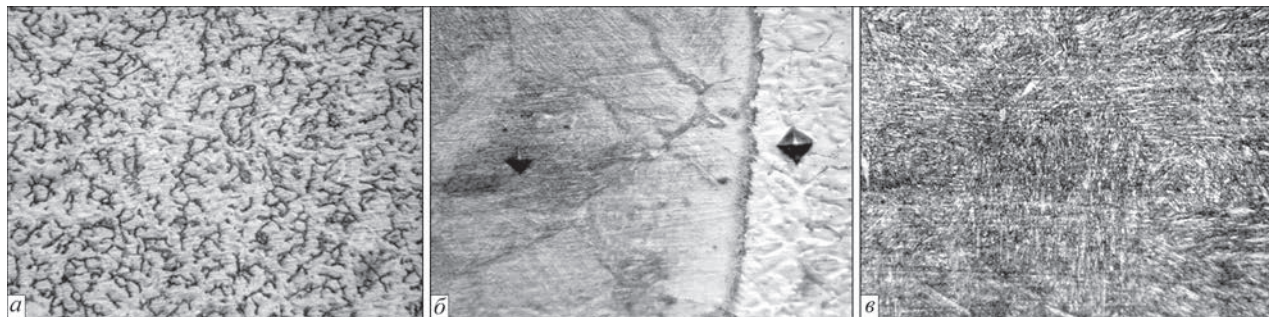


Рис. 2. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при ІДЗ на стандартному режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ



Рис. 3. Мікроструктура ($\times 500$) з'єднання сталі 30X2H2MДФ при ІДЗ на форсованому режимі: *a* – шов; *б* – лінія сплавлення; *в* – ділянка крупного зерна ЗТВ

туру металу шва, зони сплавлення та ділянки крупного зерна ЗТВ зварних з'єднань сталі марки 30X2H2MДФ, виконаних різними способами зварювання.

Результати та обговорення. Встановлено, що структура наплавленого металу швів зразків, виконаних механізованим зварюванням та ІДЗ на стандартному режимі є аустенітною з мікротвердістю ($HV_{0,1}$) 2540 та 2920 МПа відповідно (рис. 1, *a*, рис. 2, *a*, рис. 4, *a*). Вміст δ -фериту в наплавленому металі зменшується від кореня шва до поверхні з 4 до 0,6 %. Мікроструктура металу шва зразка, виконаного ІДЗ на форсованому режимі (зразок № 3), істотно відрізняється від мікроструктури металу швів зразків № 1 і 2 – а саме, поряд з аустенітом появився мартенсит з питомою часткою до 19 % (рис. 3, *a*). Дана композитна структура отримана завдяки змішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні [7]. Це дозволило підвищити мікротвердість металу шва

до $HV_{0,1}$ – 3450...4010 МПа. По лінії сплавлення також спостерігаються ділянки мартенситу (рис. 3, *б*, рис. 4, *б*).

Структура ділянки крупного зерна ЗТВ з'єднання, виконаного механізованим зварюванням на стаціонарному режимі (№ 1) складається з суміші нижнього бейніту та мартенситу з твердістю ($HV_{0,1}$ – 4100 МПа). При переході до імпульсного режиму (зразок № 2) також спостерігається суміш бейніту та мартенситу, однак з більш низьким значенням твердості ($HV_{0,1}$ – 4000 МПа). Необхідно відзначити, що по лінії сплавлення зразка № 2 іноді зустрічаються світлі виділення, вірогідно карбідної фази. При переході від ділянки крупного до мілкої зерна ЗТВ (зразок № 2) питома частка нижнього бейніту зростає, внаслідок чого твердість цієї зони підвищується до 4420 МПа.

Для зразка, виконаного на форсованому режимі, в металі ділянки крупного та мілкої зерна ЗТВ (№ 3) також спостерігається структура суміші бейніту та мартенситу з мікротвердістю скла-

дових в діапазоні 3660...3800 МПа (рис. 4, в). Слід зазначити, що основний метал має загартовану мартенситну структуру з мікротвердістю мартенситу на рівні 4590...4640 МПа.

Відповідно до змін в структурі змінюються і механічні властивості наплавленого металу зварних з'єднань, які визначали при іспитах при статичному розтязі та ударі стандартних зразків відповідно ГОСТ 6996-66 та ГОСТ 9454-78. Узагальнені результати випробувань наведено в табл. 3.

Оскільки особливу увагу в наших дослідженнях привертає структура, що формується на лінії сплавлення та в подальшому визначає структурно-розподільні механічні властивості всього зварного з'єднання, тому для детального дослідження можливостей оптичної мікроскопії з роздільною здатністю $\times 1000$ недостатньо. В зв'язку з цим додатково було використано скануючу мікроскопію. Для аналізу були обрані три ділянки на лінії сплавлення: в нижній, середній та верхній частині

Таблиця 3. Механічні властивості наплавленого металу шва зварних з'єднань сталі 30X2H2MДФ

Номер зразка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	
					20 °C	-40 °C
1	631	354	39	43	112	78
2	642	362	30	44	105	62
3	913	340	23	30	66	56

зварного з'єднання. Для елементного аналізу виконувалось лінійне сканування довжиною 1 мм перпендикулярно лінії сплавлення. Це дозволило проаналізувати розподіл хімічних елементів основної системи легування, а саме Cr, Ni, Mn та виявити особливості їх перерозподілу між швом та основним металом.

При дослідженні лінії сплавлення з високою розподільчою здатністю (на збільшеннях $\times 2000$, рис. 5–7) виявлено, що при зварюванні стаціонарною дугою формується зубчаста морфологія берегу на межі аустенітний шов–основний метал.

В корені шва, при ІДЗ формується плавний перехід від аустенітного матеріалу до легованого. А при форсованому режимі ІДЗ морфологія змінюється докорінно, спостерігається якісне перемішування аустенітного та основного металу з формуванням змішаної аустенітно-мартенситної структури. У середині шва, для ІДЗ та форсованого режиму картина така ж як і в корені, а для ДЗ змінюється морфологія берегів, а саме з'являється широка ділянка мартенсито-бейнітної структури та зі сторони аустенітного шва несплошність довжиною біля 15 мкм, що потенційно може бути зародком холодної тріщини. У верхній частині шва на лінії сплавлення так само для ІДЗ та форсованого спостерігається плавний перехід від одного

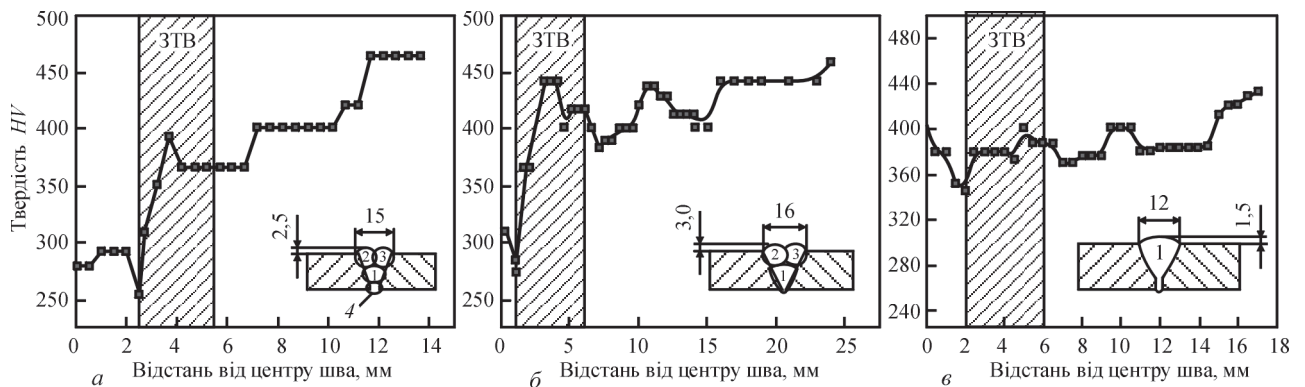


Рис. 4. Розподіл твердості в металі зварних з'єднань сталі 30X2H2MДФ: а – стаціонарний режим; б – ІДЗ на стандартному режимі; в – ІДЗ на форсованому режимі

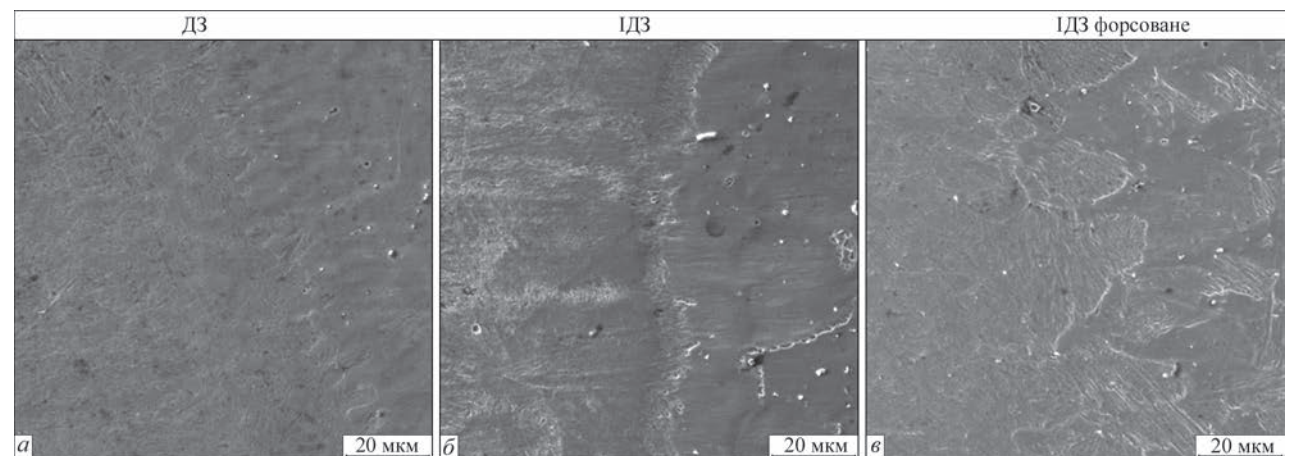


Рис. 5. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці в нижній частині зварного з'єднання

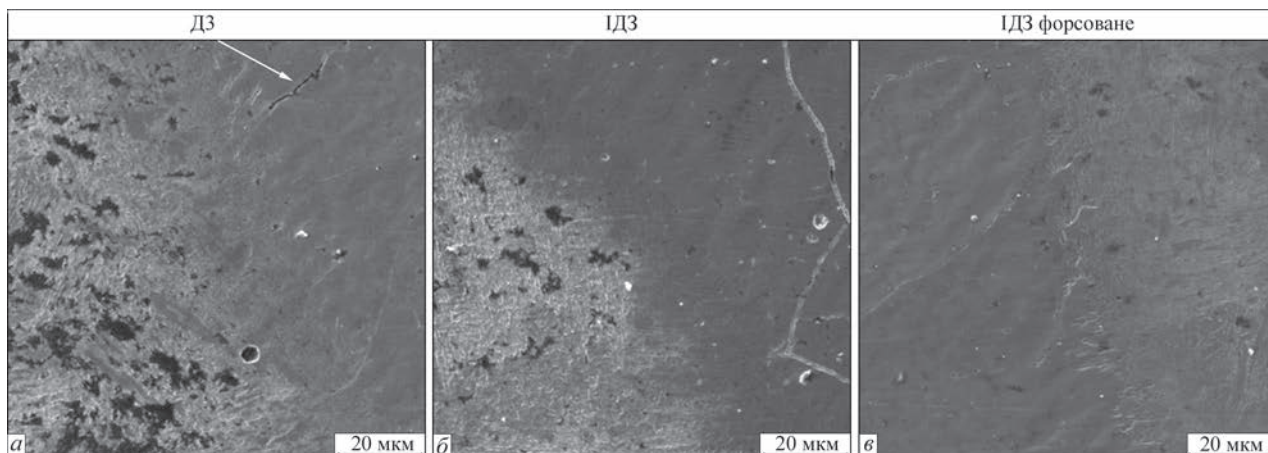


Рис. 6. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці в середній частині зварного з'єднання

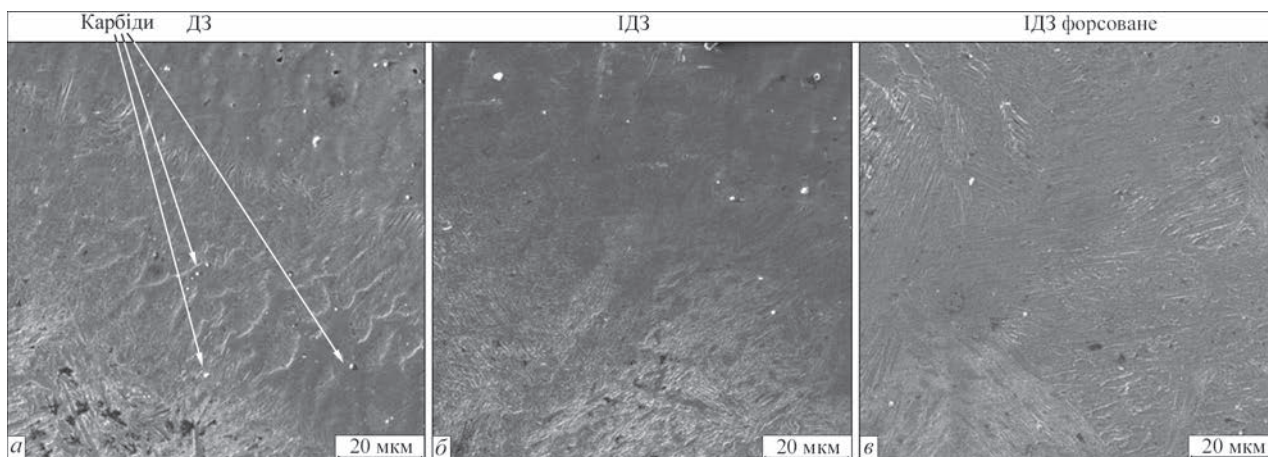


Рис. 7. Мікроструктура лінії сплавлення на ділянці у верхній частині зварного з'єднання

до іншого матеріалу, а для ДЗ наявна ділянка з вираженими карбідними вкрапленнями.

Всі зазначені зміни в структурі і хімічні неоднорідності блоків і зерен, викликані зміною швидкості охолодження, здійснюють істотний вплив в цілому на властивості металу шва, включаючи такі показники як ударна в'язкість та ін. Як правило, руйнування металів, в тому числі крихке, настає тільки після певної величини пластичної деформації. При зустрічі в площині ковзання з перешкодою наприклад, шлакові вclusions, межа блоків, стик трьох зерен, утворюється ряд з n -дислокацій одного знаку, який здійснює на цю перешкоду тиск в n -раз більше прикладеної напруги. Ця зростаюча концентрація напружень може мати одне з двох наслідків: подальше поширення зсуву в сусіднє зерно або утворення мікротріщини, що добре узгоджується з отриманими в роботі результатами мікроскопічного аналізу.

Аналіз перерозподілу хімічних елементів вздовж лінії зплавлення дозволив встановити, що при форсованому ІДЗ режимі спостерігається активний масоперенос, спричинений перемішуванням, в зоні переходу аустенітний шов–основний метал. Що, як зазначалося раніше, зумовлено ефектом Марангоні.

Зміна вмісту легуючого елементу в зоні сплавлення цих різномірних матеріалів залежить від способу зварювання та погонної енергії зварювання. Вид сплавлення різномірних сталей залежить від режиму зварювання. Його зміна викликає перерозподіл елементів, що входять до складу зварюваного металу, особливо тих, які мають високий коефіцієнт дифузії. При режимах, що збільшують час перебування зони сплавлення зварюваного металу в області високих температур, в ній інтенсифікуються дифузійні процеси, в результаті чого на границях між зернами відбувається скупчення елементів, що утворюють легкоплавкі або крихкі з'єднання. Наявність таких з'єднань на міжзерених границях призводить до утворення сплаву з вклинювання наплавленого металу в основний у вигляді острівців/півострівців. Це вклинювання настільки часто повторюється, що зона сплавлення набуває вигляду бахроми. Мікроскопічні дослідження також підтверджують, що в цьому випадку границя сплавлення набуває звивистої форми.

Оплавлення різномірних сталей з вклинюванням металу шва в основний метал може утворитися і в цьому випадку, якщо останній має хімічний склад, при якому утворюються міжзернами прошарки, схильні до окрихчення. Виникаючі при зварюванні напруження викликають у цих про-

шарках тріщини, в які при подальшому формуванні зварного з'єднання проникає рідкий метал зварювальної ванни, а в разі незатікання металу вони є зародком холодних тріщин.

Можна вважати, що утворення в зоні сплавлення острівців і напівострівців визначається умовами перемішування рідкого металу зварювальної ванни в тонкому шарі, що безпосередньо примикає до границі сплавлення. Острівці і напівострівці утворюються в тому випадку, якщо рідкий метал, з якихось причин, переміщується недостатньо. Про це свідчить те, що безпосередньо у острівців границя сплавлення основного і наплавленого металу має зигзагоподібну форму, де «зубці» основного металу заглиблюючись в оплавлений метал, розмиваючись втрачають різкість обрисів. У разі хорошого перемішування границі набувають чітких обрисів. Кількість спостережуваних в зоні сплаву острівців, а також ймовірність їх появи залежать від режиму та способу зварювання.

Як бачимо, при переході від зварювання стаціонарною дугою до імпульсного режиму та підвищення струму до 300 А призводить до зростання межі плинності наплавленого металу до 30 % зі збереженням достатньо високого рівня характеристик пластичної та ударної в'язкості при низьких температурах. Такий ефект може бути пояснений більш інтенсивним перемішуванням електродного і основного металів в зварювальній ванні і специфічною формою «кинджально-го» проплавлення при зварюванні імпульсною дугою на форсованих режимах (ефект конвекції Марангоні).

Мікроструктура металу шва зразків, виконаних на стаціонарному та імпульсному режимах (№ 1, 2) аустенітна з твердістю $HV_{0,1} = 254$ та $HV_{0,1} = 292$ відповідно. Вміст δ -фериту зменшується від кореня шва до поверхні від 4 до 0,6 %. Мікроструктура металу шва зразка, виконаного на форсованому режимі (№ 3), істотно відрізняється від мікроструктури металу швів зразків № 1 і 2, а саме в структурі металу шва зразка № 3 поряд з аустенітом з'явився мартенсит з питомою часткою до 19 %. Дана композитна структура отримана завдяки змішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні. Це дозволило підвищити твердість металу шва до $HV_{0,1} = 345 \dots 401$. По лінії сплаву також спостерігаються ділянки мартенситу.

Таким чином показано, що з застосуванням імпульсно-дугового зварювання на форсованому режимі вдається отримати композитну аустенітно-мартенситну структуру металу шва, мінімальний розкид значень твердості у металі ЗТВ та при переході до основного металу, що дозволяє значно поліпшити механічні властивості зварного з'єднання в цілому.

Висновки

Досліджено вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на структуру, механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей високої твердості, на їх опірність до утворення холодних та гарячих тріщин. Встановлено наступне.

1. При імпульсно-дуговому зварюванні на стаціонарному режимі (середній струм 180 А) високолегованим дротом системи легування 08X20H9Г7Т структура наплавленого металу, в порівнянні зі звичайним механізованим зварюванням, практично не змінюється і залишається аустенітною з мікротвердістю до $HV_{0,1} = 2920$ МПа. Вміст δ -фериту в наплавленому металі зменшується від кореня шва до поверхні з 4 до 0,6 %.

2. При імпульсно-дуговому зварюванні на форсованому режимі (середній струм 300 А) в наплавленому металі відбуваються суттєві зміни, а саме, в аустенітній структурі формуються ділянки мартенситу, загальна питома частка складає до 19 %. Це сприяє підвищенню мікротвердості наплавленого металу до $HV_{0,1} = 3450 \dots 4010$ МПа. Дана композитна структура отримана завдяки інтенсивному перемішуванню металу шва з основним металом за рахунок ефекту конвекції Марангоні. В навколошовному металі ЗТВ з'єднань при такому режимі зварювання мікротвердість знижується з 4100 до 3800 МПа.

3. Відповідно до змін в структурі змінюються і механічні властивості наплавленого металу зварних з'єднань броньових сталей. При імпульсно-дуговому зварюванні на форсованому режимі межа міцності наплавленого металу зростає до 30 % зі збереженням достатньо високого рівня характеристик пластичної та ударної в'язкості.

Список літератури

1. ТУ У 27.1-14313056-001-2009. *Листы стальные специального назначения из марок стали 71 и 92. Технические условия.*
2. Позняков В.Д., Гайворонский А.А., Костин В.А. (2017) Особенности превращения аустенита и механические свойства металла в зоне термического влияния соединенной стали марки 71 при дуговой сварке. *Механіка та машинобудування*, **1**, 254–260.
3. Єфіменко М.Г., Радзівілова Н.О. (2003) *Металознавство і термічна обробка зварних з'єднань*. Харківська друкарня.
4. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. (1978) *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей*. Київ, Наук. думка.
5. Готальский Ю.Н. (1992) *Сварка перлитных сталей аустенитными материалами*. Київ, Наук. думка.
6. Жерносеков А.М., Андреев В.В. (2007) Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом (Обзор). *Автоматическая сварка*, **10**, 48–52.
7. Коваленко Д.В., Кривцун И.В., Демченко В.Ф., Коваленко И.В. (2010) Особенности тепловых и гидродинамических процессов при сварке ТИГ и А-ТИГ нержавеющей стали. *Там же*, **12**, 5–8.
8. Гайворонский А.А., Позняков В.Д., Клапатюк А.В. и др. (2017) Образование холодных трещин в сварных соединениях броневых сталей высокой прочности и твердости

отечественного и зарубежного производства. *Механіка та машинобудування*, **1**, 221–227.

9. Папшева Н.Д., Младенцева О.А., Баранов С.А. (2017) Применение предварительного и сопутствующего подогрева для улучшения характеристик сварного соединения. *Высокие технологии в машиностроении*, сс. 30–32.
10. Гайворонский А.А. (2014). Сопrotивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–12.
11. ОСТВ3-15.010-85. *Порядок внедрения новых сварочных материалов и технологических процессов дуговой сварки в серийное производство броневых стальных противотульных конструкций для военных гусеничных и колесных машин.*
12. Позняков В.Д., Завдовеев А.В., Гайворонский О.А. та ін. (2018) Вплив режимів імпульсно-дугового зварювання на параметри металу шва та ЗТВ зварних з'єднань, виконаних дротом Св-08Х20Н9Г7Т. *Автоматическая сварка*, **9**, 9–16.
13. Завдовеев А.В., Позняков В.Д., Гайворонский О.А. та ін. (2021) Оптимізація за розрахунковим методом режимів імпульсно-дугового зварювання з використанням високолегованого зварювального матеріалу. *Автоматичне зварювання*, **4**, 10–15.
4. Grabin, V.F., Denisenko, A.V. (1978) *Physical metallurgy of welding of low- and medium-alloy steels*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
5. Gotalsky, Yu.N. (1982) *Welding of pearlite steels by austenitic materials*. Kyiv, Naukova Dumka [in Russian].
6. Zhernosekov, A.M., Andreev, V.V. (2007) Pulsed metal arc welding (Review). *The Paton Welding J.*, **10**, 40–43.
7. Kovalenko, D.V., Krivtsun, I.V., Demchenko, V.F., Kovalenko, I.V. (2010) Peculiarities of thermal and hydrodynamic processes occurring in TIG and A-TIG welding of stainless steel. *The Paton Welding J.*, **12**, 2–5.
8. Gaivoronskyi, A.A., Poznyakov, V.D., Klapatyuk, A.V. et al. (2012) Formation of cold cracks in welded joints of armoured steels of high strength and hardness of domestic and foreign production. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 221–227 [in Russian].
9. Papsheva, N.D., Mladentseva, O.A., Baranov, S.A. (2017) Application of preliminary and concurrent heating to improve the characteristics of welded joint. *Vysokie Tekhnologii v Mashinostroenii*, 30–32 [in Russian].
10. Gaivoronskyi, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joints on high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2–11.
11. OSTV3-15.010-85. *The procedure for the introduction of new welding materials and technological processes of arc welding in the mass production of armored steel bulletproof structures for military tracked and wheeled vehicles.*
12. Poznyakov, V.D., Zavadveev, A.V., Gajvoronsky, O.A. et al. (2018) Effect of pulsed-arc welding modes on the change of weld metal and HAZ parameters of welded joints produced with Sv-08Kh20N9G7T wire. *The Paton Welding J.*, **9**, 7–12.
13. Zavadveev, A.V., Poznyakov, V.D., Gaivoronskyi, O.A. et al. (2021) Optimization by calculation method of pulsed-arc welding modes using high alloy welding material. *The Paton Welding J.*, **4**, 9–13.

References

1. TU U 27.1-14313056-001-2009. *Steel sheets of special purpose of steel grade 71 and 72. Specifications* [in Russian].
2. Poznyakov, V.D., Gaivoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Peculiarities of austenite transformation and mechanical properties of metal in heat-affected zone of joints of steel grade 71 in arc welding. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 254–260 [in Russian].
3. Efimenko, M.G., Radzivilova, N.O. (2003) *Physical metallurgy and heat treatment of welded joints*. Kharkivska Drukarnia [in Ukrainian].

INFLUENCE OF PULSED-ARC WELDING MODES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF WELDS AND HAZ METAL OF WELDED JOINTS OF 30KH2N2MDF STEEL

O.A. Gaivoronsky, V.D. Poznyakov, Yu.V. Demchenko, A.M. Denysenko, A.V. Zavadveev, V.A. Kostin, T.G. Solomiychuk

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 technological concept of welding high-strength steels with the yield strength over 1200 MPa is proposed and scientifically substantiated, which consists in combination of pulsed-arc MIG welding and application of a high-alloy wire of Cr – Ni – Mn alloying system. The structured information on the peculiarities of the thermal cycle and its influence on the structural transformations in HAZ and weld metal was obtained. The notion of the course of physical and metallurgical welding processes depending on basic parameters of standard and forced welding modes was developed. Their positive effect on mechanical properties of welded joints was established. 13 Ref., 3 Tabl., 7 Fig.

Keywords: pulsed-arc welding, high-strength steels, properties, structure, heat-affected zone, austenitic welding material

Надійшла до редакції 24.02.2022

ЖУРНАЛИ для професіоналів

Видается с 1949 г. Выходит 12 раз в рік ISSN 0005-111X doi.org/10.37434/as Передплатний індекс 70031

Видается с 2000 г. Выходит 12 раз в рік ISSN 0957-798X doi.org/10.37434/trwj Передплатний індекс 21791

Видается с 1989 г. Выходит 4 раз в рік ISSN 0235-3474 doi.org/10.37434/tdnk Передплатний індекс 74475

Видается с 1985 г. Выходит 4 раз в рік ISSN 2415-8445 doi.org/10.37434/sem Передплатний індекс 70693