

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА БАЛІСТИЧНА СТІЙКІСТЬ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ, ОДЕРЖАНИХ ІМПУЛЬСНО-ПЛАЗМОВИМ ЗВАРЮВАННЯМ

О.А. Сливінський^{1,2}, В.Д. Позняков², В.М. Коржик², Є.В. Ілляшенко², С.П. Бісик³

¹НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, Україна, м. Київ, Берестейський просп., 37.

E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

²ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, Україна, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

³Національний університет оборони України. 03049, Україна, м. Київ, просп. Повітряних Сил, 28

Наведено результати дослідження впливу імпульсно-плазмове зварювання з комбінованим легуванням металу шва присадним дротом і закладним прутком аустенітного класу на структуроутворення та балістичну стійкість зварних з'єднань сучасних броньових сталей високої твердості Armoх 500Т і Mars 600. Встановлено, що імпульсно-плазмове зварювання забезпечує формування повнопрохідних стикових з'єднань завтовшки 5...6 мм без розкриття крайок за питомої погонної енергії $Q/\delta \approx 0,16$ кДж·мм⁻². Показано, що за однакового рівня теплового впливу зварні з'єднання сталі Mars 600 вирізняються меншою шириною знеміченої ділянки зони термічного впливу порівняно зі сталлю Armoх 500Т внаслідок підвищеної стійкості легованої кремнієм вихідної мартенситної структури до короточасного відпуску. Встановлено, що комбіноване легування металу шва присадним дротом ОК Autrod 16.95 та закладним прутком ОК Tigrod 308L у поєднанні з високою часткою основного металу у формуванні шва забезпечує утворення високоміцних структур мартенситного типу. У зварних з'єднаннях сталі Armoх 500Т формується мартенситно-бейнітна структура металу шва з твердістю, що не поступається твердості основного металу. Для сталі Mars 600 встановлено формування гетерогенної структури мартенситу різної дисперсності за висотою шва. У верхній частині шва виявлено подрібнену структуру з ознаками безструктурного мартенситу. За результатами EDX- та NDIR-аналізу встановлено нерівномірний розподіл вуглецю та легувальних елементів за висотою шва. Обговорено можливий вплив пульсуючої стисненої плазмової дуги на інтенсифікацію масопереносу та перемішування металу зварювальної ванни, що може бути одним із чинників формування виявленої структурної анізотропності металу шва. Балістичними випробуваннями підтверджено, що розроблена технологія імпульсно-плазмове зварювання з комбінованим легуванням металу шва забезпечує одержання зварних з'єднань броньових сталей різних класів твердості з балістичною стійкістю, еквівалентною основному металу. Бібліогр. 29, табл. 3, рис. 8.

Ключові слова: броньові сталі високої твердості, імпульсно-плазмове зварювання, комбіноване легування металу шва, структуроутворення, мартенситні структури, зона термічного впливу, балістична стійкість

Вступ. Для виготовлення конструкцій військової і спеціальної техніки з бронезахистом від куль стрілецької зброї, а також осколків снарядів і мін широко застосовується листовий прокат завтовшки 2...20 мм із броньових сталей, термооброблених на високу твердість HBW 4,9...5,9 ГПа. На сьогодні на виробництві найпоширенішим способом з'єднання цих матеріалів є механізоване зварювання плавким електродом у захисному активному газі (MAG) із застосуванням високолегованих Cr–Ni–Mn зварювальних дротів аустенітного класу [1]. За умови мінімального ступеня перемішування наплавлюваного та основного металу зварний шов набуває аустенітної або аустеніто-феритної структури, що забезпечує зварним з'єднанням необхідний рівень утомної міцності [2] та опірності до холодних тріщин [3]. Водночас недоліком такого технологічного рішення є значне структурно-механічне розузгодження між металом

шва, зони термічного впливу (ЗТВ) та основним металом броні. Зокрема градієнт мікротвердості на границі сплавлення шва з ділянкою перегріву ЗТВ сягає у середньому 3,5...4,5 ГПа·мм⁻¹ [4, 5]. У порівнянні з основним металом, що зазвичай має однорідну структуру дрібногочастого мартенситу відпуску, метал аустенітного зварного шва має суттєво менші значення динамічної міцності й твердості та поступається йому за показниками балістичної стійкості [6].

Одним із перспективних шляхів розв'язання цієї проблеми є кероване формування структурно-фазового складу металу шва за рахунок збільшення частки основного металу в його складі та регулювання умов кристалізації і фазових перетворень [7].

У попередніх дослідженнях показано можливість підвищення твердості металу шва броньових сталей шляхом застосування TIG-зварювання [8], гібридного лазерно-дугового [9] та гібридного плазмове-дугового процесу [10, 11]. Перспективним є застосування імпульсно-плазмове зварю-

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Це стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

вання, що поєднує високу концентрацію енергії плазмової дуги з можливістю незалежного регулювання тепловкладення та кількості присадного металу. Такі особливості процесу створюють передумови для керованого впливу на частку участі основного металу у формуванні шва, інтенсифікації перемішування розплаву зварювальної ванни та формування структур із підвищеними показниками міцності й твердості. При цьому пульсація струму стисненої плазмової дуги впливає не лише на тепловий режим процесу, але й на гідродинамічний стан зварювальної ванни. Періодична зміна сили струму супроводжується зміною густини струму, ступеня стискання дуги, швидкості плазмового потоку та його тиску на поверхню розплаву. У результаті посилюються конвективні потоки та масоперенос у зварювальній ванні, що сприяє інтенсивнішому перемішуванню основного та присадного металів [12–16].

Для з'єднань броньових сталей це має особливе значення, оскільки збільшення частки основного металу у формуванні шва сприяє збереженню в ньому достатнього вмісту вуглецю для утворення структур мартенситного типу. Крім того, інтенсифікація перемішування створює передумови для рівномірнішого розподілу легувальних елементів у металі шва та керованого формування його структурно-фазового стану [14–16].

У [5] встановлено, що імпульсно-плазмове зварювання броньових сталей дозволяє суттєво зменшити витрати присадного металу порівняно з МАГ-зварюванням, що сприяє формуванню в металі шва переважно мартенситної структури з твердістю, близькою або навіть вищою за твердість основного металу. При цьому завдяки особливостям низькотемпературного перетворення аустеніту в металі шва забезпечується сприятливий залишковий напружений стан, що підвищує стійкість з'єднань проти холодного розтріскування [5].

Разом із тим у доступній літературі практично відсутні дані щодо впливу таких структурних змін на балістичну стійкість зварних з'єднань броньових сталей. Особливо недостатньо дослідженими залишаються особливості формування структури та балістичної стійкості металу шва за

одночасного використання декількох високолегованих зварювальних матеріалів і впливу пульсуючої плазмової дуги на процеси масопереносу та структуроутворення.

Метою роботи є встановлення закономірностей формування структури, твердості та балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей для протикульового захисту, одержаних імпульсно-плазмовим зварюванням із комбінованим легуванням металу шва присадним і закладним зварювальними матеріалами аустенітного класу.

Матеріали та методи досліджень. Дослідження проводились із використанням листового прокату сталей двох марок: Armoх 500Т і Mars 600. За хімічним складом (табл. 1) та механічними властивостями листовий прокат сталі Armoх 500Т відповідає стандарту МО США щодо сталевих бронь високої твердості (~500 HB) [17], а зі сталі Mars 600 – броні надвисокої твердості (~600 HB) [18].

Автоматичне імпульсно-плазмове зварювання виконували за допомогою установки PLAZER-300 EMF (Виробник – ТОВ «НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ ЦЕНТР «ПЛАЗЕР», Україна, ТУ У 27.9-38388946-001:2025). Отримували стикові з'єднання пластин зі сталі Armoх 500Т завтовшки 5,4 мм, зі сталі Mars 600 – 6,2 мм, без розкриття крайок, на мідній підкладці з фрезерованою канавкою для формування зворотного боку зварного шва. Застосовувались плазмоутворюючий газ – Ar і захисний газ – суміш Ar + 18 % CO₂. Під час вибору оптимальних режимів зварювання використовували результати [19–22].

Особливістю технології зварювання було одночасне використання двох зварювальних матеріалів різних марок (табл. 1). Застосовувався присадний дріт ESAB OK Autrod 16.95 діаметром 1,0 мм. Крім нього, з метою впливу на структурно-фазовий склад шва у зазорі між пластинами, що з'єднуються, було розміщено закладний пруток ESAB OK Tigrod 308L діаметром 1,2 мм під час зварювання сталі Mars 600 і 1,0 мм – для з'єднання пластин зі сталі Armoх 500Т. Пруток розміщувався на відстані ~1,0 мм від нижньої площини пластин, що з'єднуються.

Параметри режимів зварювання (табл. 2) обиралися з метою забезпечення повного проплавлення

Таблиця 1. Хімічний склад основних і зварювальних матеріалів, ваг. %

Матеріал	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	B	Al
Основний матеріал										
Armoх 500Т	0,28	0,002	0,007	0,24	0,85	0,90	0,50	0,354	0,001	0,050
Mars 600	0,43	0,0006	0,0054	0,82	0,499	1,881	0,15	0,33	0,0028	0,035
Зварювальні матеріали										
OK Autrod 16.95	0,06	0,010	0,020	0,80	6,70	8,10	18,2	0,10	–	–
OK Tigrod 308L	0,018	0,007	0,018	0,33	2,0	10,3	20,0	0,11	–	–

з’єднань за один прохід, з одночасною мінімізацією тепловкладення в основний метал: $I_{\text{ср}}$ – середнє значення модульованого струму, застосоване для розрахунку погонної енергії; I_i та I_n – струм імпульсу та паузи; f та S – частота та скважність імпульсів; $U_{\text{зв}}$ – середнє значення зварювальної напруги; $v_{\text{пд}}$ та $v_{\text{зв}}$ – швидкості подавання присадного дроту та зварювання. Погонна енергія Q розраховувалась для значення ефективного ККД нагрівання плазмового зварювання $\eta = 0,6$ згідно з ДСТУ ISO/TR 17671-1:2015.

Мікроструктура зварних з’єднань досліджувалась на металографічному мікроскопі iScore IS.1053-PLMi (травники: 4 % і 15 % розчини азотної кислоти в етиловому спирті для виявлення структури металу, що зварюється, та металу швів відповідно) і на сканувальному електронному мікроскопі TESCAN VEGA 3.

ДюрOMETричний аналіз за Вікерсом проводився на мікротвердомірі LHSV-1000Z з навантаженням 2,94 Н (300 г) у поперечному перерізі зварних з’єднань за двома напрямками вимірювання (рис. 1): на глибині 1,5 мм від лицьової площини з’єднаних пластин (напрямок x), а також за висотою зварних швів – вздовж їхньої вертикальної осі (напрямок y).

Аналіз хімічного складу зварних швів визначався методами енергодисперсійної рентгенівської (EDX) спектроскопії картуванням поверхонь металографічних шліфів площею 1×1 мм та недисперсійної інфрачервоно-абсорбційної (NDIR) спектроскопії за допомогою детектора Horiba EMIA PRO.

Балістичні випробування проводились в акредитованому науково-дослідному центрі випробувань, експертизи та сертифікації персональних броньованих засобів захисту Національного університету оборони України на відповідність зварних зразків класу захисту згідно з ДСТУ 3975-2000 «Захист панцерний спеціалізованих автомобілів. Загальні технічні вимоги». Обстріл здійснювався з відстані 10 м під кутом влучання 90° кулями калібру 5,45 мм (автоматний патрон 5,45×39) двох типів: ПС з термозміцненням на твердість 56...60 HRC осердям зі сталі 65Г та ПП (підвищеної пробивальності) з конічним осердям зі сталі 75 твердістю 60 HRC.

Результати досліджень. У межах ЗТВ з’єднань досліджених зварних зразків результати мікродюрOMETричного аналізу (рис. 2) демонструють типову для зварювання загартовано-відпущених сталей, зокрема й броньових, картину зміни твердості у міру віддалення від зварного шва.

Метал ділянок перегріву та повної перекристалізації (ЗТВ1), що під час нагрівання зазнавав аустенізації, після охолодження від максимальної температури має твердість, яка перебільшує твердість основного металу (заявлена виробниками обох сталей мінімальна гарантована твердість основного металу в термообробленому стані позначена горизонтальними пунктирними лініями). У межах ділянок неповної перекристалізації та відпуску (ЗТВ2) відбувається спадання твердості нижче від рівня показників твердості основного металу внаслідок обумовлених впливом зварювального тепла процесів відпуску та рекриста-

Таблиця 2. Параметри режимів зварювання дослідних зразків

Матеріал зразка	$I_{\text{ср}}$, А	I_i , А	I_n , А	f , Гц	S	$U_{\text{зв}}$, В	$v_{\text{пд}}$, м/хв	$v_{\text{зв}}$, мм/с	Q , кДж·мм ⁻¹
Mars 600	213	290	180	300	3,3	26,0	1,9	3,3	1,0
Armox 500T	201	280	170	300	3,3	25,7	1,6	3,6	0,86

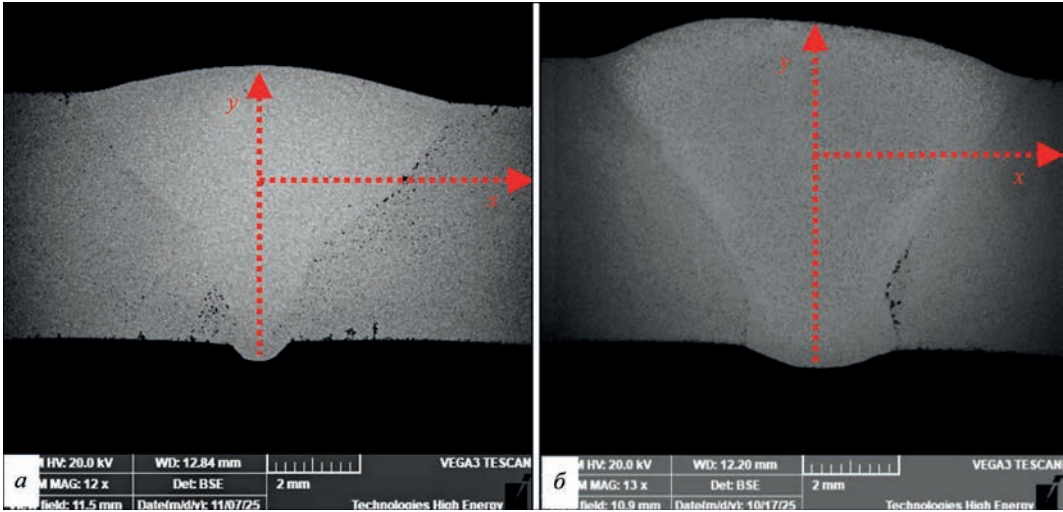


Рис. 1. Форма проплавлення зварних з’єднань броньових сталей з нанесеними напрямками вимірювання мікротвердості: а – сталь Armox 500T; б – сталь Mars 600

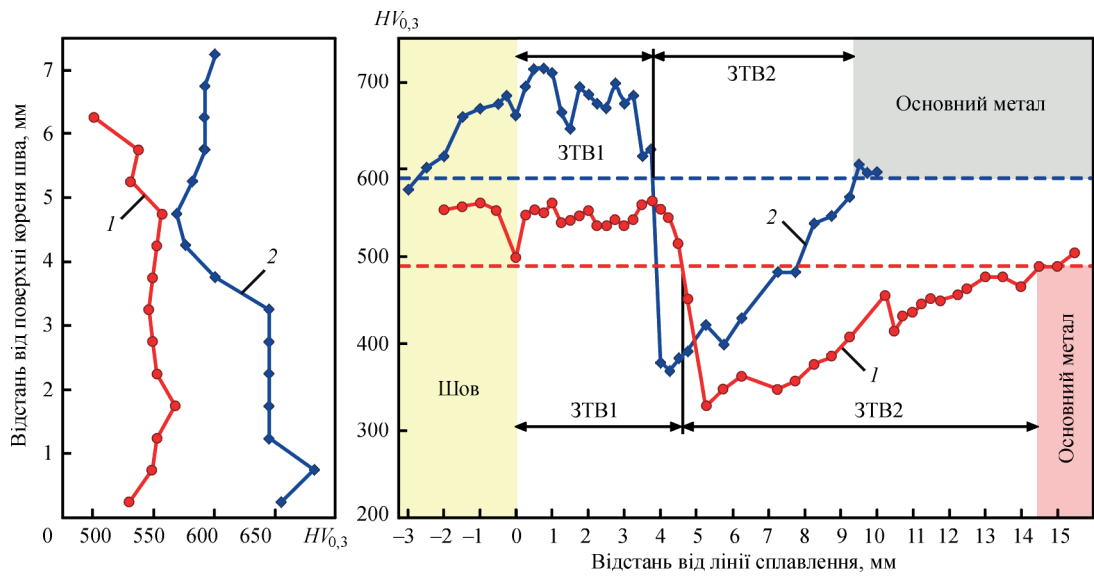


Рис. 2. Розподіл мікротвердості вздовж вертикальних осей зварних швів та у поперечному перерізі зварних з'єднань: 1 – сталь Armoх 500T; 2 – сталь Mars 600

лізації вихідної структури. Водночас розподіл мікротвердості в межах зварних швів за горизонтальним (x) і вертикальним (y) напрямками вимірювання свідчить про утворення структур високої твердості одного порядку з твердістю металу ЗТВ1.

З порівняння результатів дюрOMETричного аналізу зварних зразків сталей Armoх 500T і Mars 600 можна бачити, що протяжність ЗТВ у з'єднанні сталі Armoх 500T виявилась помітно більшою, перш за все, через ширшу її знеміцнену ділянку ЗТВ2. Також у зразка зі сталі Armoх 500T за вертикальним (y) напрямом вимірювання спостерігається помітне зменшення мікротвердості у верхній чверті зварного шва, обумовлене зростанням частки наплавленого металу в ній. Розподіл мікротвердості за висотою шва, утвореного під час зварювання зразка зі сталі Mars 600 дозволяє виділити три ділянки: 1) поблизу кореня, заввишки ~ 3 мм, з найвищою твердістю; 2) серединну, заввишки ~ 2 мм, у межах якої відбувається поступове зменшення твердості; 3) верхню, заввишки ~ 2 мм, з проміжними, у порівнянні з двома іншими ділянками, значеннями мікротвердості.

Враховуючи, що для з'єднань обох сталей значення питомої погонної енергії зварювання практично збігаються: $Q/\delta \approx 0,16$ кДж·мм⁻² (де δ – товщина основного металу), а також через віддаленість знеміцнених ділянок ЗТВ2 від області металургійних реакцій зі зварювальними матеріалами, причини збільшеної протяжності ЗТВ у зварному з'єднанні сталі Armoх 500T можуть пояснюватись лише відмінностями у легуванні та технологіях термомеханічного оброблення досліджених сталей. Металографічні дослідження мікроструктури основного металу показали троостомартенситну структуру зразка зі сталі Armoх 500T (рис. 3, а), у той час як сталь Mars 600 має структуру дрібногочастого рейкового мартенситу (рис. 3, б). Також варто зазначити наявність смуг різної протравлюваності за товщиною прокату обох сталей. За даними [23] для катаної сталевій броні Armoх 500T ці особливості структурного стану пов'язані не з хімічною неоднорідністю матеріалу, а з бімодальним характером розподілу величин первинних аустенітних зерен, утвореним під час гарячого вальцювання. Смуги підвищеної

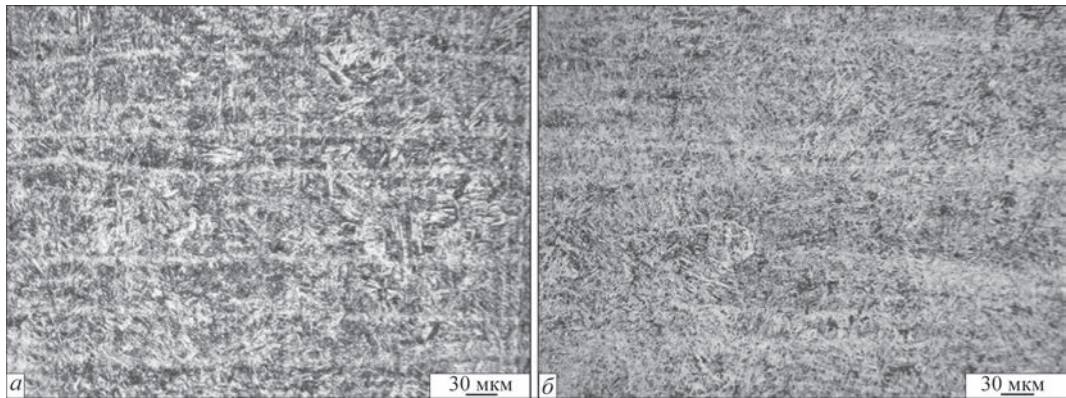


Рис. 3. Мікроструктура основного металу ($\times 500$): а – сталь Armoх 500T; б – сталь Mars 600

протравлюваності збігаються з розташуванням дрібних зерен колишнього аустеніту й виглядають темнішими за світлі смуги металу з крупнішим первинним зерном.

З порівняння хімічного складу досліджених сталей (табл. 1) можна бачити, що в той час як у сталі Armoх 500Т кремній являє собою домішку розкислення, сталь Mars 600 легована цим елементом. Враховуючи, що кремній в мартенситному твердому розчині уповільнює дифузійну рухомість вуглецю у кристалічній ґратці та гальмує зародження карбідів на початкових стадіях відпуску [24, 25], короточасне нагрівання до температур низького відпуску найвіддаленішої від шва частини зварювальної ЗТВ сталі Mars 600 не спричинило суттєвих змін її структурного стану та твердості. Внаслідок цього ширина зменшеної ділянки (ЗТВ2) зварного зразка цієї сталі виявилась меншою, а видимі зміни у її структурі, порівняно з основним металом, спостерігалися лише для металу, що зазнавав нагрівання до температур високого відпуску. На рис. 4 наведено порівняння мікроструктури ділянок високого відпуску ЗТВ виконаних зварних з'єднань. У зразка зі сталі Armoх 500Т бімодальна за розподілом розміру первинного зерна вихідна структура перетворилася на троостит відпуску вздовж смуг підвищеної протравлюваності та рекристалізований зернистий ферит вздовж смуг світлого травлення (рис. 4, а). Структура металу ділянки високого відпуску зразка зі сталі Mars 600 однорідніша та складається лише з трооститу відпуску (рис. 4, б).

Металографічні дослідження зварного зразка зі сталі Armoх 500Т не показали помітних відмінностей мікроструктури в різних ділянках металу шва. Інтенсивне перемішування основного, присадного та закладного матеріалів обумовило утворення мікрообластей різної протравлюваності по всьому об'єму шва з різною концентрацією легувальних елементів (рис. 5, а). Проте стандартними мето-

дами оптичної металографії не вдалося виявити морфологічних ознак продуктів перекристалізації первинної структури. Натомість результати досліджень зразка зі сталі Mars 600 свідчать про утворення гетерогенної (на макрорівні) структури зварного шва, що корелює з встановленим розподілом мікротвердості вздовж його вертикальної осі (рис. 2). Всередині кристалітів кореневої області металу шва виявлено рейкову мартенситну структуру (рис. 5, б). У межах серединної за висотою ділянки шва, що вирізняється зменшенням мікротвердості, мартенситні пакети оптичною металографією не виявляються, проте з'являються смуги світлого травлення (рис. 5, в). Верхня ділянка зварного шва, метал якої має дещо вищі показники мікротвердості, має вигляд суцільного «білого шару», в якому протравлюються лише границі дендритних кристалітів (рис. 5, г).

Встановлені для зразка зі сталі Mars 600 особливості структуроутворення в металі зварного шва обумовлюються інтенсивнішим його легуванням зварювальними матеріалами, порівняно зі швом зразка зі сталі Armoх 500Т, завдяки вищій швидкості подавання присадного дроту, більшому діаметру закладного прутка та меншій швидкості зварювання.

За допомогою сканувальної електронної мікроскопії встановлено мартенситно-бейнітну структуру металу шва зварного зразка зі сталі Armoх 500Т. У межах окремих гілок стовпчастих кристалітів присутні пакети рейкового мартенситу (рис. 6, а, в), а також блоки бейнітної структури (рис. 6, б), утворення яких обумовлено концентраційною неоднорідністю розподілу легувальних елементів у металі шва. Середня ширина стовпчастих кристалітів складає 13...22 мкм.

Структура литого металу кореневої ділянки шва зварного зразка зі сталі Mars 600 – однорідна, дрібногочаста мартенситна (рис. 7, а–в). Середня ширина стовпчастих кристалітів сягає 14...30 мкм. Натомість метал верхньої ділянки шва має

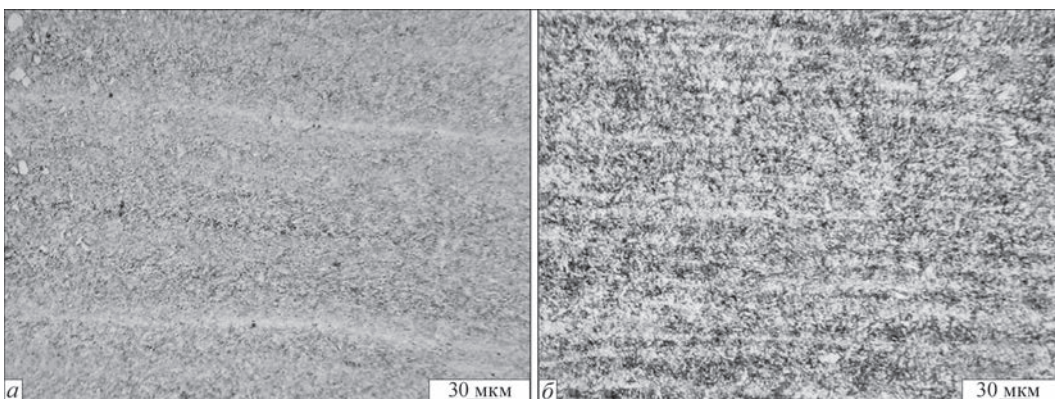


Рис. 4. Мікроструктура ділянки високого відпуску ЗТВ ($\times 500$): а – сталь Armoх 500Т; б – сталь Mars 600

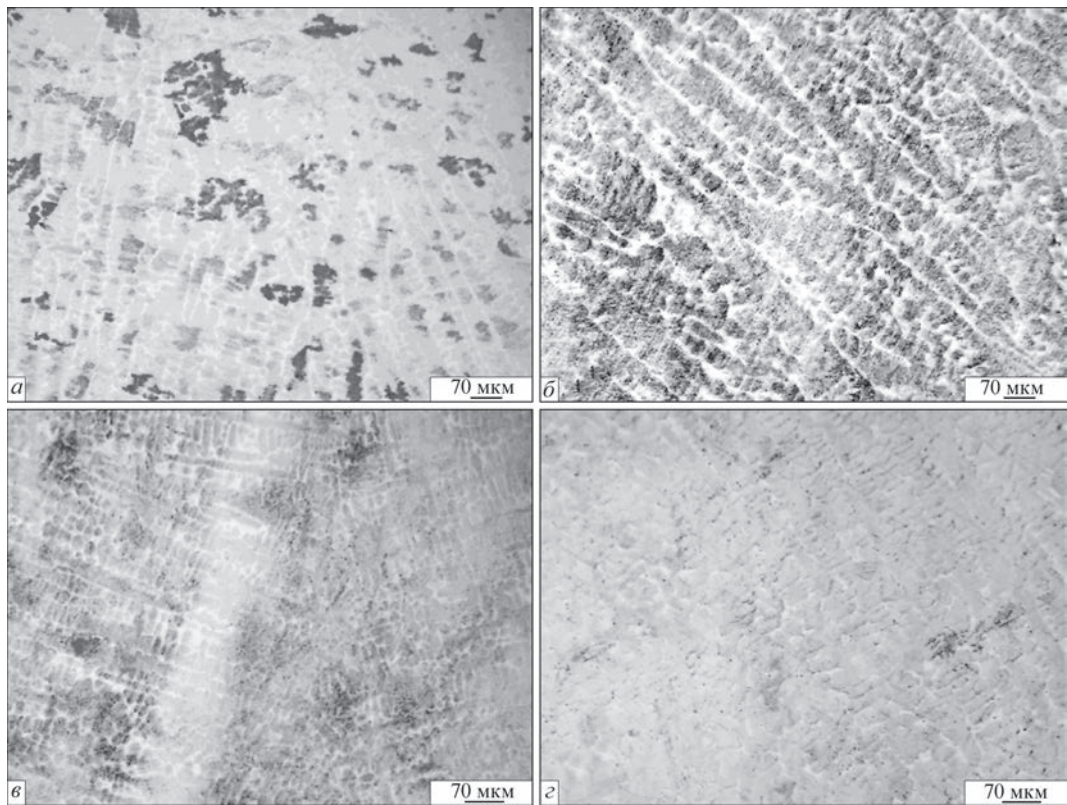


Рис. 5. Мікроструктура металу швів зварних з’єднань ($\times 200$): сталі Armoх 500Т (а) та сталі Mars 600 – коренева ділянка (б), серединна ділянка (в), верхня ділянка (г)

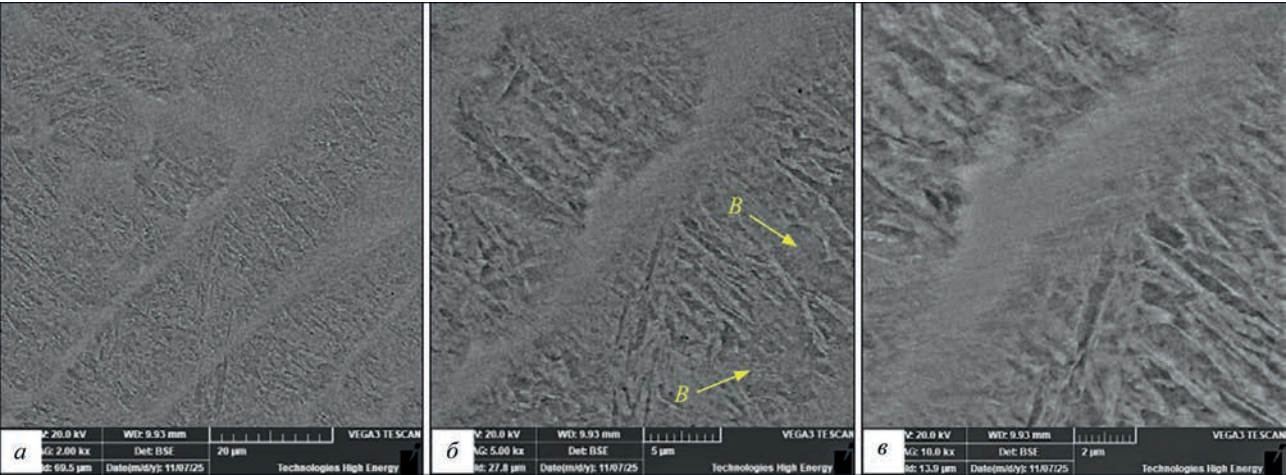


Рис. 6. Мікроструктура металу зварного шва зразка зі сталі Armoх 500Т: $\times 2000$ (а); $\times 5000$ (б); $\times 10000$ (в). В – бейніт блокової морфології

значно дрібнішу первинну структуру з шириною кристалітів 5...12 мкм (рис. 7, з–е), що, вочевидь, обумовлюється особливостями впливу пульсуючої стисненої дуги на умови кристалізації зварювальної ванни, одночасно легованої присадним і закладним дротами. При цьому голчастої або пакетної структури класичного мартенситу всередині комірок дендритів не виявлено навіть за збільшення $\times 10000$ (рис. 7, е).

Встановлена у зразка зі сталі Mars 600 висока мікротвердість металу верхньої ділянки шва $\sim 580\ldots 600\text{ HV}_{0,3}$ (рис. 2) та результати мікроструктурних досліджень (рис. 5, г; рис. 7, е) свідчать на

користь утворення у цій частині зварного шва так званого безструктурного мартенситу (гарденіту) – нанокристалічної суміші мартенситу та залишкового аустеніту. «Білий шар» безструктурного мартенситу, створюваний методами зміцнювального оброблення поверхні машинобудівних та інструментальних сталей [26, 27], а також гетерогенної сталевий броні [28] вирізняється високою твердістю та стійкістю до тертя та зношування. Обумовлене інтенсивним перемішуванням розплаву ванни подрібнення дендритної структури у верхній ділянці шва, за подальшого переохолодження нижче за температуру M_s , сприяло блокуванню

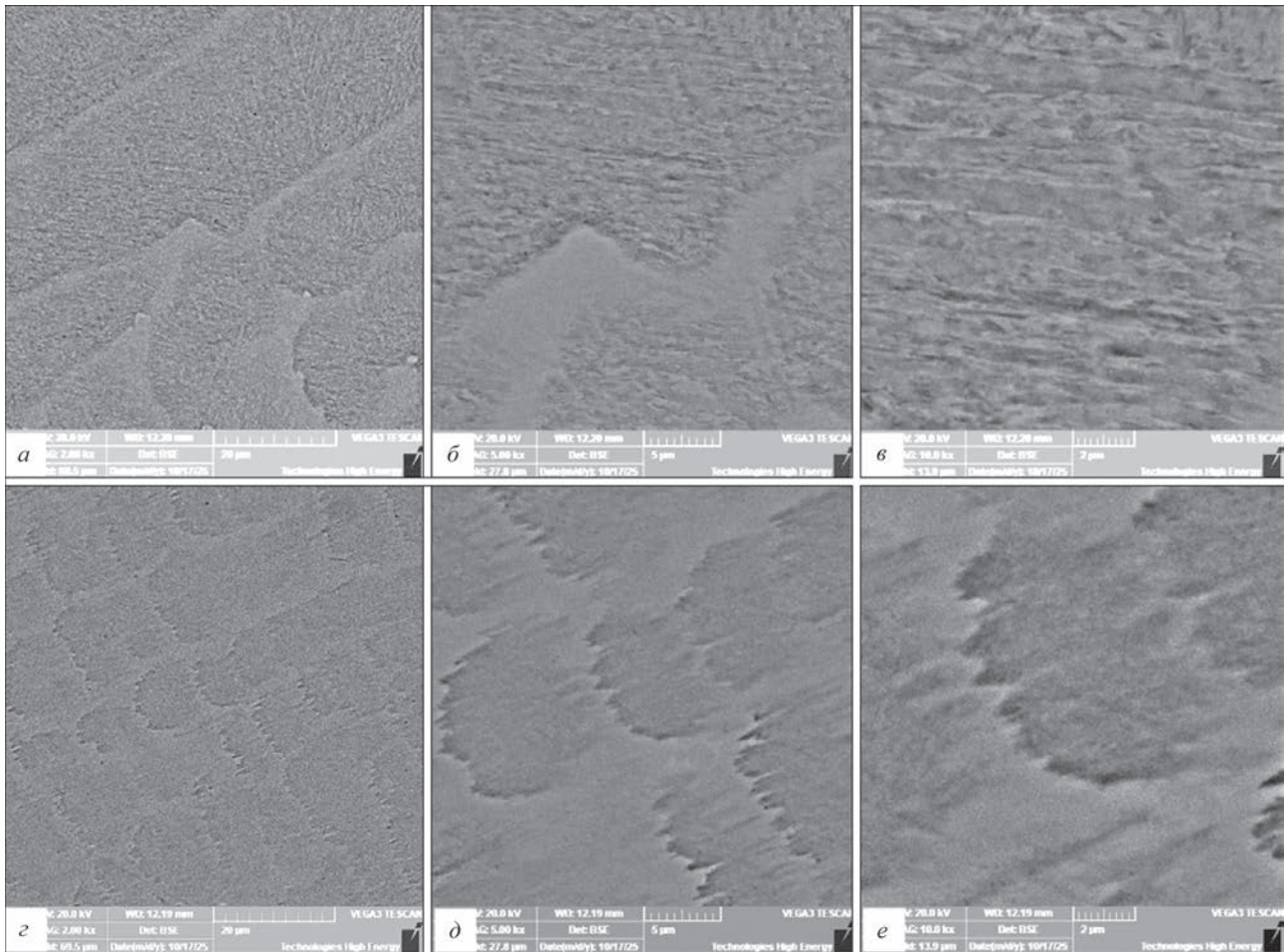


Рис. 7. Мікроструктура кореневої (а–в) та верхньої (г–е) ділянок металу зварного шва зразка зі сталі Mars 600: $\times 2000$ (а, г); $\times 5000$ (б, д); $\times 10000$ (в, е)

росту мартенситних кристалів границями сильно подрібнених зерен аустеніту, що, згідно з класичними уявленнями [29], є необхідною передумовою утворення безструктурного мартенситу.

Результати досліджень хімічного складу ділянок зварних швів з'єднань сталі Armoх 500Т і Mars 600 наведені у табл. 3. При цьому, враховуючи високу похибку EDX-визначення концентрації вуглецю, його середній вміст у металі обох швів додатково встановлювався методом NDIR-спектроскопії. З представлених у табл. 3 даних можна бачити, що середній вміст вуглецю в металі шва зразка зі сталі Armoх 500Т майже не зменшився порівняно з його вмістом в основному металі (табл. 1). Водночас середній вміст вуглецю в металі шва зразка зі сталі Mars 600 зменшився у порівнянні з основним металом на $\sim 25\%$. Для зварних швів з'єднань обох сталей має місце тенденція зменшення вмісту всіх легувальних елементів поруч зі зростанням концентрації вуглецю у корневих ділянках шва порівняно з верхніми, незважаючи на прикореневе розташування низьковуглецевого високолегованого закладного матеріалу. Цей ефект може бути пояснений особливостями впливу пульсуючої стисне-

ної дуги на гідродинамічні та конвективні потоки в розплаві ванни.

Попри наявність у металі верхньої ділянки зварного шва зразка зі сталі Mars 600 ознак безструктурного мартенситу, він дещо поступається за показниками твердості металу кореневої області (рис. 2) через суттєво менший вміст вуглецю. Крім того, це – єдина ділянка серед усіх досліджених областей обох зварних швів, сумарний вміст легувальних елементів в якій відповідає критеріям високолегованої сталі (>10 ваг. %).

Результати балістичних випробувань зварних зразків наведені на рис. 8. Відповідно до протоколу випробувань зразок зі сталі Armoх 500Т завтовшки 5,4 мм витримав балістичні випробування щодо стійкості до обстрілу із застосуванням 5,45 $\times$ 39 мм автоматного патрону 7Н6М із кулею ПС (куля зі сталевим загартованим осердям у сталевій оболонці), що визначена класом захисту ПЗСА-3 за ДСТУ 3975-2000. Обстріл зразка із застосуванням патрону 7Н10 з кулею ПП (куля підвищеної пробивальності зі сталевим загартованим осердям у сталевій оболонці) спричинив наскрізне пробиття (рис. 8, а) як у металі зварного шва (влу-

Таблиця 3. Хімічний склад металу швів досліджених зварних з’єднань, ваг. %

Метод аналізу	Елемент	Armoх 500T		Mars 600		
		Ділянка шва		Ділянка шва		
		Верх	Корінь	Верх	Середина	Корінь
EDX	C	6,04*	6,54*	6,81*	7,60*	8,42*
	Si	0,26	0,20	0,65	0,62	0,58
	Mn	1,60	1,49	1,81	1,30	1,20
	Cr	4,56	2,96	5,10	3,79	3,63
	Ni	1,94	1,79	3,30	2,88	2,69
	Mo	0,28	0,26	0,24	0,20	0,21
NDIR	C	0,27		0,32		

* – через високу похибку вимірювання значення вмісту вуглецю, встановлювані методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії, неведені лише для порівняльного аналізу.

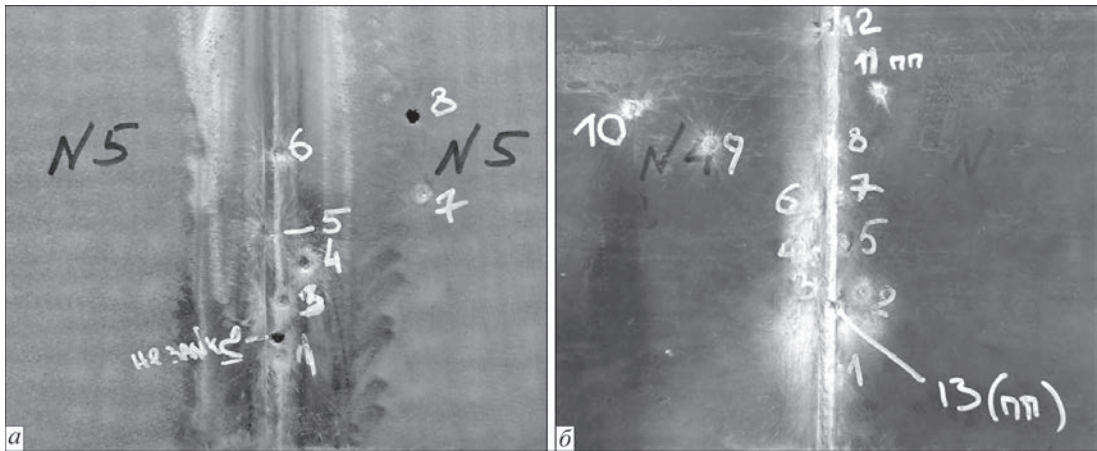


Рис. 8. Зовнішній вигляд зварних зразків після балістичних випробувань: а – сталь Armoх 500T; б – сталь Mars 600

чання №2 «не залік»), так по основному металу, на який не вплинув термічний цикл зварювання (влучання №8).

Зварний зразок зі сталі Mars 600 завтовшки 6,2 мм витримав балістичні випробування щодо стійкості до обстрілу боєприпасами обох типів (рис. 8, б): кулею ПС (влучання №№1–9), а також кулею ПП (влучання №№10–13), визначеною класом захисту ПЗСА-4 згідно з вимогами ДСТУ 3975-2000.

Обговорення результатів. Отримані результати свідчать, що застосування імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва дозволяє реалізувати підхід до зварювання броньових сталей, який суттєво відрізняється від традиційних технологій механізованого дугового зварювання із застосуванням високолегованих аустенітних присадних матеріалів. Для останніх характерним є формування аустенітного або аустенітно-феритного металу шва з рівнем твердості, нижчим за твердість основного металу, досить часто розглядається як один із факторів зниження локальної балістичної стійкості зварних з’єднань броньових сталей.

У досліджених з’єднаннях реалізується інший підхід до формування структури та властивостей металу шва. Незважаючи на використання висо-

колегованих зварювальних матеріалів аустенітного класу, у металі шва формуються структури мартенситного типу. Це свідчить про важливу роль основного металу у формуванні структури шва та підтверджує ефективність використання комбінованого легування в умовах високої частки участі основного металу у формуванні зварного з’єднання.

Порівняння результатів для сталей Armoх 500T і Mars 600 показало, що характер структуроутворення визначається не лише умовами зварювання, але й особливостями хімічного складу броньових сталей. Вищий вміст вуглецю та кремнію у сталі Mars 600 сприяє формуванню більш дисперсних мартенситних структур і підвищує стійкість металу до процесів відпуску в зоні термічного впливу. Це узгоджується з результатами вимірювання мікротвердості та встановленим зменшенням ширини знеміщеної ділянки ЗТВ порівняно зі сталлю Armoх 500T.

Однією з принципових особливостей застосованої технології є використання імпульсного режиму плазмового зварювання. Відомо, що періодична зміна сили струму плазмової дуги супроводжується зміною густини струму, електромагнітних сил, ступеня стискання дуги та тиску плазмового потоку на поверхню розплаву, внаслідок

док чого у зварювальній ванні виникають нестационарні конвективні потоки та посилюється масоперенос у розплаві [14–16].

Згідно з даними [14] визначальний вплив на течію металу при плазмовому зварюванні мають сили поверхневого натягу, електромагнітні сили, плазмовий потік та сили плавучості. При використанні імпульсного режиму зазначені фактори діють у нестационарному режимі, що призводить до періодичного збурення розплаву та інтенсифікації процесів масопереносу. Аналогічні тенденції щодо впливу імпульсної дії дуги на формування шва, подрібнення структури та підвищення однорідності металу встановлені також у [13, 15, 16].

З урахуванням отриманих результатів можна припустити, що встановлені особливості розподілу легувальних елементів і вуглецю за висотою шва, а також формування гетерогенної структури металу шва є наслідком спільної дії комбінованого легування та інтенсивного перемішування металу зварювальної ванни. При цьому періодична зміна тиску плазмового потоку та електромагнітних сил може сприяти ефективнішій взаємодії основного металу з присадним дротом і закладним прутком, що створює умови для формування градієнтного розподілу хімічних елементів у металі шва.

Важливою особливістю отриманих результатів є те, що висока балістична стійкість зварних з'єднань досягається не за рахунок локального зміцнення окремих ділянок, а внаслідок формування збалансованішого структурно-механічного стану зварного з'єднання у цілому. Формування високоміцного металу шва мартенситного типу в поєднанні з обмеженням ширини знеміцнених ділянок зони термічного впливу дозволяє уникнути різкого розузгодження властивостей між окремими зонами з'єднання, що є одним із ключових факторів забезпечення балістичної стійкості на рівні основного металу.

Таким чином, результати досліджень свідчать, що застосування імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва створює умови для формування металу шва мартенситного типу з еквівалентним основному металу у термозміцненому стані рівнем балістичної стійкості. Досягнення такого результату обумовлено сукупною дією високої частки основного металу у формуванні шва, комбінованого легування присадним дротом і закладним прутком аустенітного класу, а також особливостями гідродинамічних процесів у зварювальній ванні в імпульсному режимі плазмового зварювання. Імовірно, періодична дія пульсуючої стисненої плазмової дуги сприяє інтенсифікації масопереносу та перемішування

розплаву, що створює додаткові передумови для формування встановленого структурного стану металу шва [14–16].

Висновки

Показано, що імпульсно-плазмове зварювання з незалежним регулюванням тепловкладення та кількості присадного металу забезпечує формування повнопрохідних стикових з'єднань броньових сталей Armoх 500Т і Mars 600 завтовшки 5...6 мм без розкриття крайок за питомої погонної енергії $Q/\delta \approx 0,16$ кДж/мм². За однакового рівня теплового впливу сталь Mars 600 вирізняється меншою шириною знеміцненої ділянки зони термічного впливу порівняно зі сталлю Armoх 500Т, що пов'язано з підвищеним вмістом кремнію та більшою стійкістю її мартенситної структури до короткочасного відпуску.

Встановлено, що комбіноване легування металу шва присадним дротом ОК Autrod 16.95 і закладним прутком ОК Tigrod 308L у поєднанні з високою часткою основного металу у формуванні шва дозволяє уникнути утворення м'якого аустенітного металу шва, характерного для традиційного МАG-зварювання броньових сталей. У з'єднаннях сталі Armoх 500Т формується мартенситно-бейнітна структура металу шва з твердістю, що не поступається твердості основного металу.

Для сталі Mars 600 встановлено виражену структурну анізотропність металу шва за висотою. У кореневій ділянці формується дрібногочастий мартенсит з найвищими значеннями мікротвердості, у середній частині – структура з нижчими значеннями твердості, а у верхній ділянці – подрібнена структура з ознаками безструктурного мартенситу. Отримані результати свідчать про суттєвий вплив умов кристалізації та розподілу легувальних елементів на формування структури металу шва.

Показано, що однією з важливих особливостей застосованої технології є використання імпульсного режиму плазмового зварювання. З урахуванням результатів структурних і хімічних досліджень можна припустити, що періодична дія пульсуючої стисненої плазмової дуги сприяє інтенсифікації масопереносу та перемішування металу зварювальної ванни, що створює додаткові передумови для формування градієнтного розподілу легувальних елементів і вуглецю за висотою шва.

Балістичними випробуваннями підтверджено, що розроблена технологія імпульсно-плазмового зварювання з комбінованим легуванням металу шва забезпечує одержання зварних з'єднань броньових сталей різних класів твердості з балістич-

ною стійкістю, еквівалентною основному металу. Для зразків зі сталі Mars 600 забезпечено стійкість проти ураження кулями ПС і ПП, а для Armoх 500Т встановлено, що руйнування визначається рівнем кулестійкості основного металу за жорсткіших умов випробування, а не властивостями зварного шва.

Список літератури/References

1. ДСТУ В 9014:2020. *Дугове зварювання конструкцій зі сталей високої твердості для легкоброньованої техніки. Технічні умови*. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
2. DSTU V 9014:2020. *Arc welding of high-hardness steel structures for light armored vehicles. Technical specifications*. Kyiv, SE «UkrNDNTs» [in Ukrainian].
3. Men, I., Naroditsky, D. (2023) Vibration fatigue testing procedure of high strength MARS 600 steel fillet welds using stainless steel consumable electrode. *Advanced Engineering Forum*, **49**, 57–78. DOI: <https://doi.org/10.4028/p-o0a804>
4. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V. et al. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, **05**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01>
5. Çoban, O., Kaymak, F., Gürol, U. et al. (2025) Characterization of fillet welded armor steel performed by robotic gas metal arc welding: effect of heat input on microstructure and microhardness. *J. of Mater. Eng. and Perform.*, **34**, 231–244. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-023-09058-y>
6. Сливінський, О. А., Квасницький, В. В., Прохоренко, О. В. та ін. (2025) Вплив низькотемпературного перетворення аустеніту в металі зварних швів на залишковий напружений стан зварних з'єднань броньової криці. *Металлофіз. новітні технol.*, **47**, 1295–1318. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1295>
7. Slyvinsky, O.A., Kvasnytskyi, V.V., Prokhorenko, O.V. et al. (2025) The influence of low-temperature austenite transformation in weld metal on the residual stress state of welded joints of armor steel. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **47**, 1295–1318 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.47.12.1295>
8. Madhusudhan Reddy, G., Mohandas, T., Papukutty, K.K. (1998) Effect of welding process on the ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *J. Mater. Process Tech.*, **74**(1–3), 27–35. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(97\)00245-8](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(97)00245-8)
9. Slyvinsky, O.A., Kovtoniuk, M.M. (2025) Approaches to enhancing the ballistic performance of welded joints in high and ultra-high hardness armor steels (Review). *The Paton Welding J.*, **12**, 11–19. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.12.02>
10. Morsy, M.A., Abdel Aziz, S.M., Abdelwahed, K. et al. (2022) Effect of welding parameters on the mechanical and metallurgical properties of armor steel weldment. *J. Eng. Appl. Sci.*, **69**, 62. DOI: <https://doi.org/10.1186/s44147-022-00102-7>
11. Sowards, J.W., Hussey, D.S., Jacobson, D.L. et al. (2018) Correlation of neutron-based strain imaging and mechanical behavior of armor steel welds produced with the hybrid laser arc welding process. *J. Res. Natl. Inst. Stand. Technol.*, **123**, 123011. DOI: <https://doi.org/10.6028/jres.123.011>
12. Güneş, A., Bayara, S., Karakaş, M.S. (2020) Effect of different arc welding processes on the metallurgical and mechanical properties of Ramor 500 armor steel. *J. Eng. Mater. Technol.*, **142**, 021007. DOI: <https://doi.org/10.1115/1.4045569>
13. Skowrońska, B., Szulc, J., Bober, M. et al. (2022) Selected properties of Ramor 500 steel welded joints by hybrid PTA-MAG. *J. Adv. Join. Process.*, **5**, 100111. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jaip.2022.100111>
14. Son, H.J., Jeong, Y.C., Seo, B.W. et al. (2023) Weld quality analysis of high-hardness armored steel in pulsed gas metal arc welding. *Metals*, **13**(2), 303. DOI: <https://doi.org/10.3390/met13020303>
15. Sathish Kumar, K., Arivazhagan, N. (2024) An innovative pulsed current arc welding technology for armor steel: Processes, microstructure and mechanical properties. *Mater. Today Commun.*, **38**, 108237. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108237>
16. Ngo Huu, M., Nguyen Van, A., Nguyen Van, T. et al. (2020) Material flow behavior on weld pool surface in plasma arc welding process considering dominant driving forces. *Appl. Sci.*, **10**(10), 3569. DOI: <https://doi.org/10.3390/app10103569>
17. Lu, Z., Zhang, W., Jiang, F. et al. (2019). A primary study of variable polarity plasma arc welding using a pulsed plasma gas. *Materials*, **12**(10), 1666. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma12101666>
18. Wang, Z., Jiang, D., Wu, J., Xu, M. (2020) A review on high-frequency pulsed arc welding. *J. Manuf. Process.*, **60**, 503–519. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.10.054>
19. (2008) MIL-DTL-46100E (MR) with Amendment 1. *Armor plate, steel, wrought, high hardness*. U.S. Detail Specification. Aberdeen, U.S. Army Research Laboratory.
20. MIL-DTL-32332A (MR). *Armor plate, steel, wrought, ultra-high hardness* (2018) U.S. Detail Specification. Aberdeen, U.S. Army Research Laboratory.
21. Khoshnaw, F., Krivtsun, I., Korzhyk, V. (2023) Chapter 2 – Arc welding methods. In: *Welding of metallic materials: methods, metallurgy and performance*. Ed by F. Khoshnaw. Amsterdam, Elsevier, 37–71. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-90552-7.00004-3>
22. Sydorets, V., Korzhyk, V., Khaskin, V. et al. (2017) Electrical characteristics of the equipment for the hybrid plasma-MIG welding. In: *IEEE 58th Intern. Sci. Conf. on Power and Electrical Engineering of Riga Technical University (RTUCON), Riga, Latvia*, 1–6. DOI: <https://doi.org/10.1109/RTUCON.2017.8124811>
23. Kvasnytskyi, V., Korzhyk, V., Lahodzynskyi, I. et al. (2020) Creation of volumetric products using additive arc cladding with compact and powder filler materials. In: *IEEE 10th Intern. Conf. Nanomaterials: Applications & Properties (NAP), Sumy, Ukraine*, 02SAMA16-1–02SAMA16-5. DOI: <https://doi.org/10.1109/NAP51477.2020.9309696>
24. Shevchenko, V., Korzhyk, V., Gao, S. et al. (2024) Formation of stainless steel welded joints produced with the application of laser and plasma energy sources. *Metals*, **14**(6), 706. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14060706>
25. Гарасим Ю.А., Бондаревська Н.О., Тельович Р.В. та ін. (2021) Вплив швидкісного термозміцнення на бронестійкість високоміцного сталевого прокату захисного призначення. *Металлофіз. новітні технol.*, **43**, 1235–1246. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235>
26. Garasym, Ju. A., Bondarevska, N. O., Teliovich, R. V. et al. (2021). Influence of high-speed heat-setting on armor resistance of high-strength sheet metal of protective purpose. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, 1235–1246 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.09.1235>
27. Wang, Lj., Cai, Qw., Wu, Hb. et al. (2011) Effects of Si on the stability of retained austenite and temper embrittlement of ultrahigh strength steels. *Int. J. Miner. Metall. Mater.*, **18**, 543–550. DOI: <https://doi.org/10.1007/s12613-011-0475-0>
28. Kim, B., Celada, C., San Martín, D. et al. (2013) The effect of silicon on the nanoprecipitation of cementite. *Acta Mater.*, **61**, 6983–6992. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2013.08.012>
29. Kozechko, V.A., Kozechko, V.I. (2024) Combined ultrasonic-mechanical treatment. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **46**, 851–860. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.09.0851>
30. Kolisnichenko, O.V., Korzhyk, V.M., Senderowski, C. et al. (2025) Influence of pulse plasma treatment on wear resistance of 40Kh steel surface layers. *The Paton Welding J.*, **09**, 39–45. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2025.09.05>
31. Bolotsky, M. (1945) *Armor-rolled: Metallurgical examination of British homogenous and face hardened armor*. Technical report WAL 710/724. Watertown Arsenal Laboratory.
32. Zav'yalov, A.S., Teplukhin, G.N., Gabeev, K.V. (1979) Conditions and mechanism of formation of structureless martensite (hardenite). *Met. Sci. Heat Treat.*, **21**, 750–752. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF00708376>

STRUCTURE FORMATION AND BALLISTIC RESISTANCE OF ARMOR STEEL WELDED JOINTS PRODUCED BY PULSED-PLASMA WELDING

O.A. Slyvinsky^{1,2}, V.D. Poznyakov², V.M. Korzhuk², Ye.V. Illiashenko², S.P. Bisyk³

¹National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteysky Ave., 03056, Kyiv, Ukraine.
E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

²E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

³National Defence University of Ukraine. 28 Prosp. Povitrianykh Syl, 03049, Kyiv, Ukraine

The results of a study on the effect of pulsed-plasma welding with combined alloying of the weld metal using an austenitic filler wire and an insert rod on the structure formation and ballistic resistance of welded joints of modern high-hardness armor steels Armox 500T and Mars 600 are presented. It was established that pulsed-plasma welding ensures the formation of full-penetration butt joints with a thickness of 5...6 mm without edge preparation at a specific heat input of $Q/\delta \approx 0,16 \text{ kJ}\cdot\text{mm}^{-2}$. It is shown that at the same level of thermal input, welded joints of Mars 600 steel are characterized by a smaller width of the softened zone within the heat-affected zone compared to Armox 500T steel, due to the increased resistance of the silicon-alloyed initial martensitic structure to short-term tempering. It was established that the combined alloying of the weld metal with OK Autrod 16.95 filler wire and OK Tigrod 308L insert rod, combined with a high share of the base metal in the weld formation, ensures the creation of high-strength martensitic-type structures. In the welded joints of Armox 500T steel, a martensitic-bainitic structure of the weld metal is formed, with a hardness that is not inferior to the hardness of the base metal. For Mars 600 steel, the formation of a heterogeneous martensitic structure of varying dispersion along the weld height was observed. In the upper part of the weld, a refined structure with signs of structureless martensite was detected. Based on the results of EDX and NDIR analysis, an uneven distribution of carbon and alloying elements along the weld height was established. The possible influence of the pulsating constricted plasma arc on the intensification of mass transfer and mixing of the weld pool metal is discussed, which may be one of the factors contributing to the formation of the observed structural anisotropy of the weld metal. Ballistic testing confirmed that the developed technology of pulsed-plasma welding with combined alloying of the weld metal ensures producing welded joints of armor steels of various hardness classes with ballistic resistance equivalent to that of the base metal. 29 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

Keywords: high hardness armor steel, pulsed plasma arc welding, combined alloying of the weld metal, microstructure formation, martensitic structures, heat-affected zone, ballistic resistance

ORCID

O.A. Сливінський – <https://orcid.org/0000-0001-6418-4898>, В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,

В.М. Коржик – <https://orcid.org/0000-0001-9106-8593>, Є.В. Ілляшенко – <https://orcid.org/0000-0001-9876-0320>,

С.П. Бісик – <https://orcid.org/0000-0002-5009-2113>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

O.A. Сливінський

НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, Україна, м. Київ, Берестейський просп., 37.

E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

Сливінський О.А., Позняков В.Д., Коржик В.М., Ілляшенко Є.В., Бісик С.П. (2026) Формування структури та балістична стійкість з'єднань броньових сталей, одержаних імпульсно-плазмовим зварюванням. *Автоматичне зварювання*, **04**, 3–13.

DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.04.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/as>

Отримано 30.04.2026

Отримано у переглянутому вигляді 16.06.2026

Підписано до друку 20.07.2026

Оприлюднено 24.07.2026

