

# ШЛЯХИ ПІДВИЩЕННЯ КУЛЕСТІЙКОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТА НАДВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ (Огляд)

О.А. Сливінський, М.М. Ковтонюк

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського». 03056, м. Київ, Берестейський проспект, 37. E-mail: o.slyvinsky@gmail.com

Стаття присвячена аналізу сучасних підходів до підвищення кулестійкості зварних з'єднань броньових сталей високої та надвисокої твердості. На підставі аналізу фактичного хімічного складу плавок броньових сталей іноземного виробництва визначено середньостатистичний вміст у них основних елементів, що впливають на характер структурно-фазових перетворень під впливом термічного циклу зварювання. З метою зниження рівня структурної та механічної неоднорідності металу зварювальної зони термічного впливу (ЗТВ) під час виготовлення зварних складальних одиниць корпусів бронетехніки зі сталей закордонного виробництва вміст Ni, Cr, Mo, B, а також Si і V (у разі легування ними сталі) має бути об'єктом вхідного контролю, для чого шляхом додаткових досліджень має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту в них легувальних елементів. Розглянуто сучасний стан зварювально-металургійних методів підвищення балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей, що передбачають диференціацію механічних властивостей швів комбінуванням зварювальних, наплавлювальних і допоміжних матеріалів або регулювання їхнього структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання. За літературними даними наведено композиції основних зварювальних матеріалів, застосовуваних для наплавлення кулестійких шарів. Особливу увагу приділено перспективам плазмово-порошкового наплавлення (ППН) задля локального зміцнення металу зварних швів, а також ЗТВ, із забезпеченням контрольованого тепловкладення та мінімального перемішування основного та присадного матеріалів. Узагальнено переваги та недоліки ППН і сформульовано основні напрями подальших досліджень для успішного впровадження цього способу з метою підвищення балістичної стійкості зварних з'єднань броньових сталей високої та надвисокої твердості. Бібліогр. 27, табл. 5, рис. 4.

*Ключові слова:* зварні з'єднання, броньові сталі високої та надвисокої твердості, кулестійкість, зміцнювальне наплавлення, плазмово-порошкове наплавлення

**Вступ.** У зварювальному виробництві корпусів військової техніки з рівнем захисту від куль стрілецької зброї і снарядів малого калібру широко застосовується листовий прокат із броньових сталей. Головною характеристикою, що визначає працездатність цих матеріалів за їх призначенням, є балістична стійкість, тобто стійкість до пробиття боєприпасами кінетичної дії (відповідно – кулестійкість у випадках протикульового захисту об'єкта військової техніки). У свою чергу, балістична стійкість як різновид опору сталі формозміні та руйнуванню в умовах високошвидкісного ударного навантаження має безпосередній зв'язок з її фізико-механічними властивостями.

Основною механічною характеристикою, що визначає спроможність матеріалу чинити опір проникненню іншого тіла, є твердість. Зі збільшенням твердості, що перебуває у пропорційному зв'язку з границею міцності, зростає також і балістична стійкість сталей, призначених для бронезахисту [1]. Високі показники твердості та міцності сталевих прокатів є необхідними умовами забезпечення його балістичної стійкості, але вимоги до його характеристик ними не вичерпуються. В умовах імпульс-

ного ударного навантаження відбувається перехід кінетичної енергії ударника під час його зіткнення з бронеперешкодою в ударну хвилю, що, в свою чергу, спричиняє пакет хвиль стискання та розвантаження різної інтенсивності, обумовлених процесом високошвидкісного обміну енергією на контактній і зворотній поверхнях перешкоди, а також на границях розділу фаз і структурних складових усередині матеріалу. Крім того, імпульсне ударне навантаження може спричинити значне нагрівання матеріалу, що супроводжуватиметься фазовими перетвореннями та його переходом у стан гідродинамічної плинності в умовах нерівномірного стискання, внаслідок чого опірність до руйнування визначатиметься не міцністю та твердістю матеріалу, а здебільшого динамічною в'язкістю. За даними [2] балістична стійкість сталевих броньових поруч з її механічною міцністю та твердістю визначається здатністю до деформаційного зміцнення, опірністю до термічного знеміцнення, теплоємністю, температурною залежністю напруження плинності, а також особливостями мікроструктури та хімічним складом.

Швидкість взаємодії ударника з перешкодою під час обстрілу боєприпасами стрілець-

кої зброї (кулями) зазвичай перебуває в діапазоні 600...900 м/с. Однак результат цієї взаємодії, крім розмірів, властивостей, структури та хімічного складу перешкоди також визначається діаметром, масою, матеріалом ударника, його твердістю, кутом зустрічі, формою головної частини тощо. Внаслідок багатофакторності процесу однозначної аналітичної залежності між механічними властивостями, що можуть бути експериментально визначені в умовах стандартних лабораторних випробувань, і кулестійкістю броньового матеріалу не існує. На підставі емпіричних закономірностей опору броньових сталей до пробиття, встановлених за результатами балістичних випробувань, гарячекатана сталь, призначена для протикульового захисту об'єктів військової техніки, повинна мати високу твердість і міцність за умови збереження достатньої ударної в'язкості та пластичності (табл. 1). При цьому в країнах, орієнтованих на військово-співробітництво з НАТО, сталевий прокат для легкоброньованої техніки поділяється на броньові сталі високої і надвисокої твердості, відповідно до вимог, викладених у стандартах МО США MIL-DTL-46100 «Armor Plate, Steel, Wrought, High-Hardness» та MIL-DTL-32332 «Armor Plate, Steel, Wrought, Ultra-High-Hardness» відповідно.

Комплекс службових властивостей броньових сталей високої та надвисокої твердості забезпечується їх легуванням Ni, Cr, Mo, V, Si, Mn і B, а також технологіями позапічного оброблення під час виплавки для надання матеріалам високої чистоти за домішками й неметалевими вкрапленнями та термомеханічного оброблення для створення максимальної дисперсності й однорідності структури [1].

**Неоднорідність механічних властивостей зварних з'єднань броньових сталей. Стан проблеми.** Наразі у промисловому виробництві зварних складальних одиниць з броньових сталей одним із ключових викликів залишається забезпечення еквівалентної балістичної стійкості металу зварних з'єднань у порівнянні з основним металом. Основна проблема полягає в зниженні твердості та міцності металу шва через застосування зварювальних матеріалів, хімічний склад яких у першу чергу обирається з метою попередження холодних тріщин. Найпоширенішою композицією таких матеріалів є низьковуглецева високолегована

сталь аустенітного класу типу 20% Cr – 10% Ni – 6% Mn. У свою чергу, обумовлені впливом термодеформаційного циклу зварювання процеси повної та часткової аустенізації, збиральної рекристалізації, повторного гартування або високотемпературного відпуску в окремих ділянках зони термічного впливу (ЗТВ) істотно впливають на службові властивості металу цієї частини з'єднань [3, 4].

На рис. 1 наведено типовий результат випробувань кулестійкості зварного з'єднання броньової сталі високої твердості з ураженнями металу шва та ЗТВ. За результатами балістичних випробувань відповідно до поведінки матеріалу мішені та бронебійного ударника можна виділити п'ять основних механізмів їх взаємодії [5]:

- прокол, що супроводжується пластичним розширенням отвору без деформації ударника (рис. 1, *a*);
- вибивання пробки – виривання матеріалу мішені з ознаками пластичної деформації в місці його взаємодії з ударником (рис. 1, *b*);
- зріз пробки – виривання матеріалу мішені без макропластичної деформації, деформування ударника (рис. 1, *c*);
- утворення випучини з тильної сторони мішені, деформація або фрагментація ударника (рис. 1, *d*);
- фрагментація ударника з повним збереженням суцільності мішені (рис. 1, *e*).

Загалом характер некондиційних уражень шва та окремих ділянок ЗТВ може відрізнитись від наведеного на рис. 1, залежно від багатофакторного механізму взаємодії засобу ураження та бронеперешкоди. Проте недостатня стійкість металу шва та ЗТВ під час високошвидкісних ударно-хвильових навантажень, спричинених обстрілом кінетичними боеприпасами, є загальною проблемою зварювання броньових сталей та має безпосередній зв'язок з перебігом структурно-фазових перетворень, що супроводжують формування зварного з'єднання. Вплив термічних циклів зварювання на структуру та фазовий склад металу ЗТВ загартовано-відпущених броньових сталей достатньо вивчений у [6–8]. За результатами цих дослідів ступінь деградації механічних властивостей зварюваної сталі, за інших сталих умов, зокрема постійної погонної енергії зварювання, визначається її хімічним складом, а саме – вмістом елементів, здатних у нерівноважних умовах фазових перетворень забезпечити у високо-

**Таблиця 1. Типові механічні властивості гарячекатаних броньових сталей високої та надвисокої твердості у термообробленому стані**

Матеріал	Твердість, <i>HBW</i>	Границя плинності $\sigma_{0,2}$ , МПа	Границя міцності $\sigma_B$ , МПа	Відносне подовження після розриву $\delta_5$ , %	Робота удару $KV_{-40}$ , Дж
Сталь високої твердості	480...540	$\geq 1250$	1450...1800	$\geq 8$	$\geq 25$
Сталь надвисокої твердості	$> 570$	$\geq 1300$	$\geq 2000$	$\geq 7$	$\geq 12$

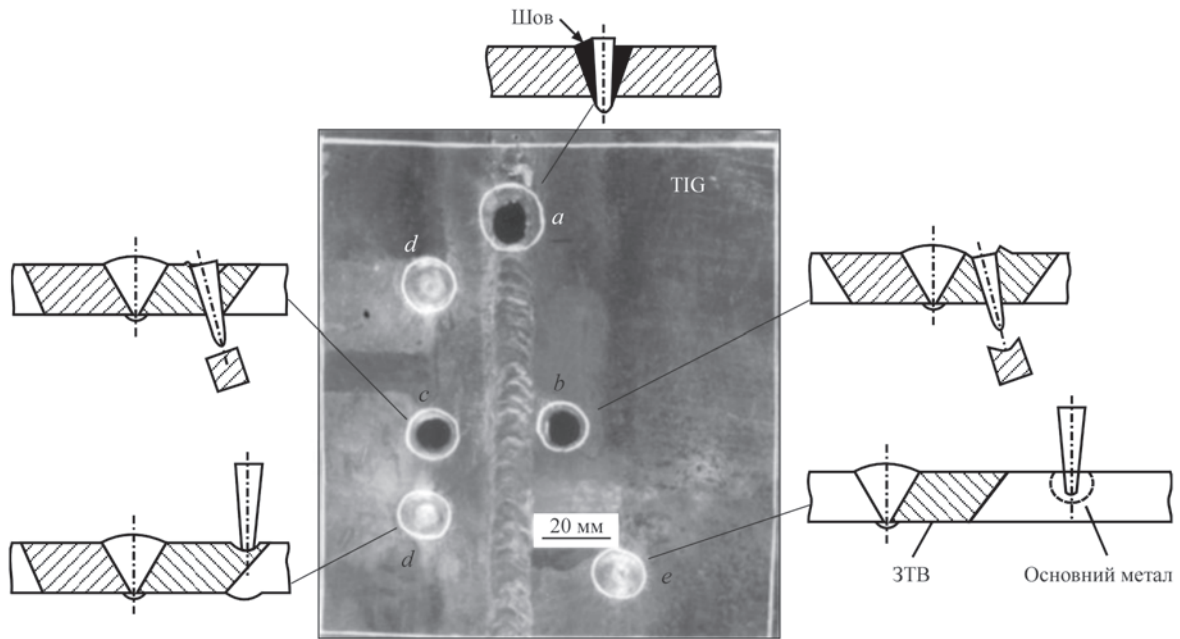


Рис. 1. Результати балістичних випробувань зварного з'єднання броньової сталі високої твердості [5]: *a* – прокол; *b* – вибивання пробки; *c* – зріз пробки; *d* – випучина; *e* – фрагментація ударника

температурній частині ЗТВ перетворення аустеніту за якомога вищої температури, з метою часткового самовідпуску новоутвореного мартенситу, а в низькотемпературній частині ЗТВ – максимально можливе уповільнення відпуску вихідної структури.

У табл. 2 наведено порівняння вимог до хімічного складу броньових сталей за MIL-DTL-46100 та MIL-DTL-32332 з декларованим (за даними виробника) максимальним вмістом елементів у поширених у вітчизняному виробництві бронетехніки закордонних сталей високої (Armoх 500Т) та надвисокої (Mars 600) твердості. З наведеного можна ба-

чити, що на противагу вітчизняній практиці, коли відповідними нормативними документами чітко зазначаються межі легування сталей, вміст критично важливих для комплексу властивостей броньових сталей елементів, зокрема С, Мn, Si, Ni, Cr, Мо, V, В, у даному випадку або ніяк не регламентується, або зазначається лише верхня гранична межа легування.

У табл. 3 для низки бронесталей закордонного виробництва наведено порівняння заявленого виробником максимального вмісту основних легувальних елементів з середнім вмістом за результатами хімічного аналізу плавок.

Таблиця 2. Регламентований хімічний склад броньових сталей високої та надвисокої твердості, ваг. %

Хімічний елемент	Гранично допустиме значення за MIL-DTL-46100	Armoх 500Т (максимальний вміст за даними виробника)	Гранично допустиме значення за MIL-DTL-32332	Mars 600 (максимальний вміст за даними виробника)
Вуглець	0,32	0,32	0,55	0,45
Марганець	не обмежується	1,2	не обмежується	1,0
Фосфор	0,02	0,015	0,02	0,01
Сірка	0,01	0,01	0,01	0,002
Кремній	не обмежується	0,4	не обмежується	1,0
Нікель	не обмежується	1,81	не обмежується	2,4
Хром	не обмежується	1,01	не обмежується	0,5
Молібден	не обмежується	0,7	не обмежується	0,5
Ванадій	не обмежується	–	не обмежується	–
Ніобій	–	–	не обмежується	–
Бор	0,003	0,005	0,003	0,003
Мідь	0,25	–	0,75	–
Азот	0,03	–	0,03	–
Титан	0,1	–	0,1	–
Цирконій	0,1	–	0,1	–
Алюміній	0,1	–	0,1	–
Свинець	0,01	–	–	–
Олово	0,02	–	–	–
Сурма	0,02	–	–	–
Миш'як	0,02	–	–	–

Таблиця 3. Максимальний і середній за хімічним аналізом плавок вміст основних елементів у броньових сталях закордонного виробництва, ваг. %

Сталь	C		Mn		Si		Ni		Cr		Mo		К-сть плавок
	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	макс.	сер.	
Guardian 500	0,30	0,26	1,2	0,80	0,4	0,21	1,2	0,83	0,8	0,44	0,6	0,29	16
Armstal 500	0,32	0,30	1,2	1,0	0,5	0,23	1,1	1,21	0,9	0,86	0,3	0,26	10
Miilux Protection 500	0,30	0,27	1,7	1,1	0,7	0,35	0,8	0,19	1,5	0,41	0,5	0,10	42
Armoх 500Т	0,32	0,28	1,2	0,85	0,4	0,26	1,8	0,90	1,0	0,50	0,7	0,35	17
Swebor Armor 560	0,36	0,34	1,6	1,3	0,6	0,25	–	0,05	–	0,43	–	0,02	12
Mars 600	0,45	0,44	1,0	0,49	1,0	0,79	2,4	1,90	0,5	0,15	0,5	0,33	12
Armoх 600Т	0,47	0,40	1,0	0,66	0,7	0,24	3,0	1,98	1,5	0,46	0,7	0,33	12

Незважаючи на повну відповідність листового прокату з наведених у табл. 3 сталей потрібному рівню балістичного захисту, саме суттєво менший (від заявленого максимального) вміст легувальних елементів може спричинити утворення у зварних з'єднаннях протяжних ділянок ЗТВ з низьким рівнем міцності та/або ударної в'язкості [6, 8] й негативно вплинути на їх кулестійкість. Наприклад, за даними [6], зростання погонної енергії зварювання з 0,5 до 0,9 кДж·мм<sup>-1</sup> обумовило збільшення протяжності «розм'якшеної» (по відношенню до твердості основного металу) ділянки ЗТВ у 2,9 рази для сталі Miilux Protection 500 і лише у 1,5 рази для легованої сталі типу 30X2H2MФ. При цьому, за умови впливу ідентичних термічних циклів зварювання, твердість ділянки високого відпуску ЗТВ сталі Miilux Protection 500 зменшилась у ~2 рази, а її структура складалась переважно з зернистого бейніту (рис. 2, а). Для сталі типу 30X2H2MФ зменшення твердості металу аналогічної ділянки ЗТВ, з утворюваною структурою трооститу різного ступеню дисперсності, відбулося в ~1,65 разів (рис. 2, б).

Різний рівень структурно-механічної неоднорідності зварних зразків автори [6] пояснюють тим, що підвищений вміст у сталі типу 30X2H2MФ Si, Cr, Mo і додаткове легування V забезпечують їй більш істотне пригнічення процесів знеміцнення ділянок ЗТВ, які нагріваються при зварюванні до температур високого відпуску та часткової аустенізації, ніж у сталі Miilux Protection 500, що де-факто була легована лише Mn і V, а вміст інших елементів (0,31

ваг. % Si; 0,41 ваг. % Cr; 0,08 ваг. % Mo; 0,012 ваг. % V) не забезпечував достатнього впливу на уповільнення відпуску її вихідної структури.

Таким чином, задля мінімізації протяжності знеміцнених ділянок ЗТВ і ступеня деградації механічних властивостей металу цих ділянок щонайменше потрібний раціональний вибір основного металу, з достатнім вмістом елементів, що підвищують стійкість переохолодженого аустеніту та уповільнюють відпуск, зокрема нікелю, хрому, молібдену, бору, а також кремнію і ванадію (у разі легування ними сталі) [1, 6]. З наведених у табл. 3 матеріалів це у першу чергу стосується сталей Miilux Protection і Swebor Armor. Шляхом додаткових досліджень має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту легувальних елементів для застосовуваного у виробництві зварних корпусів бронетехніки прокату з цих матеріалів.

На сьогоднішній день для забезпечення еквівалентної балістичної стійкості металу зварних з'єднань броньових сталей у порівнянні з основним металом застосовують два підходи – конструктивний і металургійний. У першому випадку передбачається відповідне конструктивне виконання зварних вузлів корпусів військової бронетехніки з встановленням підсилювальних бронепідкладок зі зворотного боку шва або застосуванням типів з'єднань, де одна з деталей повністю перекриває шов, шляхом використання таврових, напусткових, шипових, пазових з'єднань. Недоліком подібних рішень є зростання металоємності та ваги конструкції, невирішеність

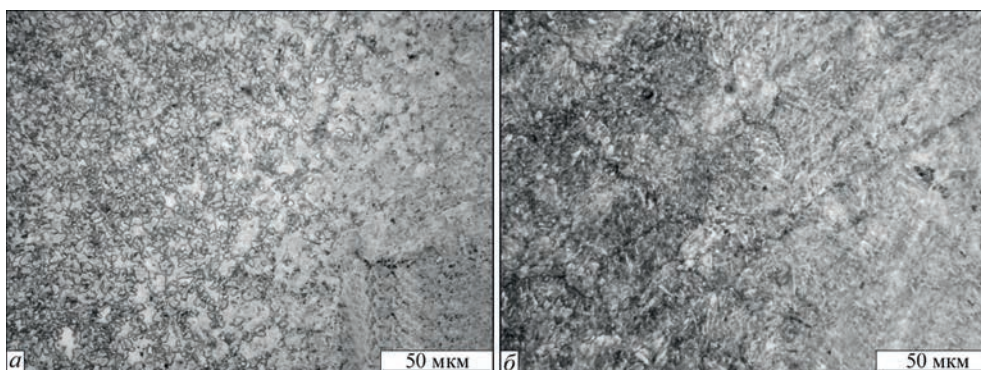


Рис. 2. Мікроструктура перехідної зони між ділянкою неповної перекристалізації (ліворуч) та ділянкою відпуску (праворуч) зварних зразків сталі Miilux Protection 500 (а) і сталі 30X2H2MФ (б), за погонної енергії зварювання 0,9 кДж·мм<sup>-1</sup> [6]

проблеми можливого знеміцнення металу ЗТВ і втрати ним потрібної кулестійкості.

Металургійний підхід передбачає підвищення балістичної стійкості стикових зварних з'єднань броньових сталей шляхом формування гетерогенних властивостей металу швів комбінацією зварювальних, наплавлювальних і допоміжних матеріалів або регулювання їх структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання.

**Формування гетерогенних (комбінованих) властивостей металу швів.** З досвіду попередження холодних тріщин у товстостінних зварних з'єднаннях гартівних сталей відомий метод багатопрохідного зварювання з чергуванням застосованих зварювальних матеріалів і впровадженням у структуру шва пластичних прошарків. Цей підхід став основою низки досліджень щодо створення гетерогенної структури зварного шва з диференційованими по товщині з'єднання механічними властивостями. Авторами [9] для зварювання покритими електродами стикових з'єднань броньової сталі високої твердості завтовшки 18 мм запропоновано впровадження в структуру шва 1–2 шарів високої твердості. При цьому ефект підвищення балістичної стійкості металу комбінованого шва спостерігається за умови утворення твердого прошарку всередині по товщині шва, між кореневими та заповнювальними (личкувальними) проходами, виконаними електродами аустенітного класу (рис. 3).

Підкреслено роль буферного прошарку, що наплавляється на з'єднувані крайки перед зварюванням. На думку авторів [9], цей прошарок пластичної високолегованої сталі аустенітного класу не тільки сприяє зниженню ризику утворення холодних тріщин під час зварювання, але й запобігає поширенню ударних хвиль по металу ЗТВ внаслідок власної пластичної плинності у протилежному по відношенню до проникнення ударника напрямку.

Для вищенаведеного типу зварного з'єднання з комбінованим зварним швом встановлено оптимальну товщину твердого шару ~5,5 мм, що відповідає ~0,3 товщини основного металу, та порівняно вплив складу зміцнювальних наплавлювальних матеріалів на показники кулестійкості [10].

Незважаючи на наявний доробок, питання послідовності зміцнювального наплавлення в структурі комбінованих зварних швів зварних з'єднань броньових сталей залишається відкритим. Зокрема у [11], за результатами порівняння двох марок порошкових наплавлювальних дротів і послідовності розміщення твердого прошарку відносно корневих і заповнювальних проходів, виконаних аустенітним електродним дротом типу G 23 12 L Si, встановле-

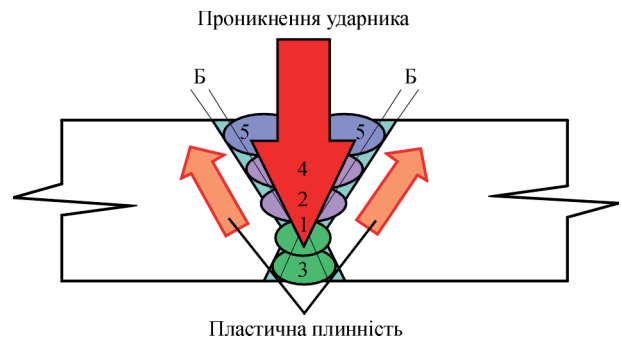


Рис. 3. Схематичне зображення взаємодії металу комбінованого зварного шва з високошвидкісним ударником [9]: Б – буферний прошарок, наплавлений на крайки стика; 1–6 – послідовність зварювання шарів шва (1, 3, 5, 6 – аустенітна (нержавка) сталь, 2, 4 – зносоустійкий матеріал високої твердості)

но, що найбільшу кулестійкість забезпечує зовнішнє з боку обстрілу розташування зміцнювального прошарку. Хоч в обох випадках наскрізного ураження не відбулося (рис. 4, в, з), зовнішнє розташування твердого прошарку дозволяє розсіювати енергію удару на більшу площу перерізу шва з високою пластичністю та в'язкістю, здатною до релаксації створюваних напружень без крихкого руйнування. За умови розміщення твердого прошарку всередині шва, процес подальшого наплавлення личкувальних шарів призводить до небажаних структурних змін, що сприяють зниженню його твердості [11].

Технології підвищення кулестійкості стикових швів броньових сталей високої твердості, впроваджені у зварювальне виробництво радянської та вітчизняної бронетехніки, також передбачали зміцнювальне наплавлення спеціальним покритим електродом або газозахисними порошковим дротом [12] з зовнішньої поверхні зварного з'єднання.

Хімічний склад зварювальних матеріалів для виконання комбінованих зварних швів з підвищеною балістичною стійкістю та твердістю утворюваних зміцнювальних прошарків, за літературними даними, наведено у табл. 4.

У [17] досліджено принципову можливість підвищення твердості личкувального шару зварного шва шляхом зварювання штатним хром-нікель-марганцевим дротом аустенітного класу типу G 18 8 Mn у суміші 98% Ar + 2% CO<sub>2</sub> по закладеній у зазор між зварюваними крайками вуглецевій волокнистій присадці (ВВП) на основі вуглемісткої тканини марки УУТ-2. Під час зварювання електродний і присадний вуглецевий матеріал розплавляються, утворюючи рідку ванну. За рахунок електродного дроту відбувається легування поверхні, а ВВП дозволяє збільшувати вміст вуглецю в металі шва. Зі збільшенням питомої ваги ВВП у складі шва його будова стає подібною до структури високохромистого чавуну з протяжними виділеннями

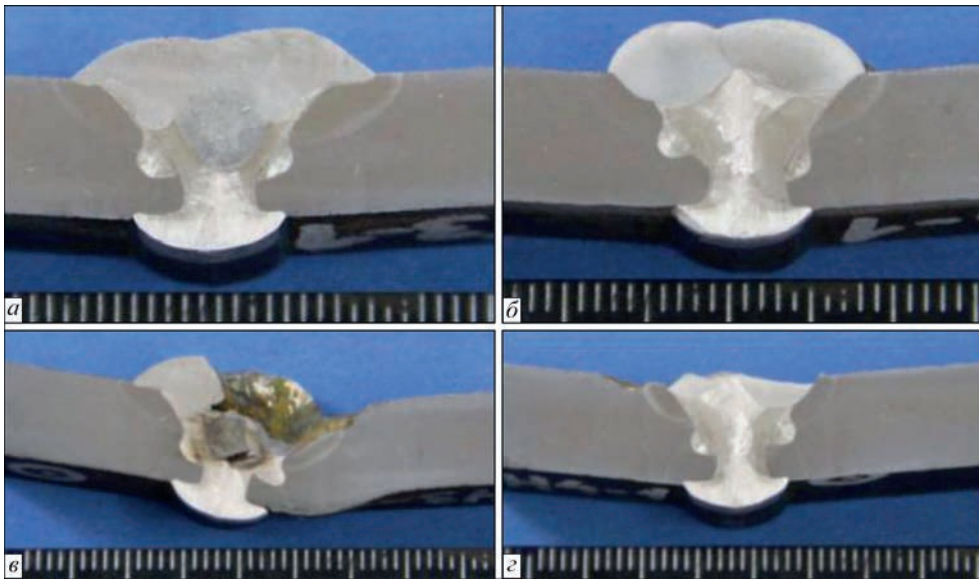


Рис. 4. Зовнішній вигляд комбінованих зварних швів стикових з’єднань сталі Armoх 500Т завтовшки 8 мм до (а, б) та після (в, г) балістичних випробувань [11]: а, в – твердий прошарок виконано порошковим дротом EnDOTec DO30 всередині шва; б, г – твердий прошарок виконано порошковим дротом Durmat FD 739 на зовнішній поверхні шва

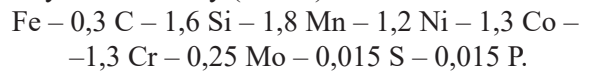
цементитної складової і середньою мікротвердістю 380...395  $HV_{0,2}$ .

Автори [18] для зразків зі сталі Armoх 500Т досліджують метод зварювання плавким електродним дротом у захисному газі по попередньо нанесеному шару флюс-пасти, що містить нанорозмірні частинки карбідів WC, SiC і TiC. За результатами досліджень встановлено не тільки збільшення твердості металу шва до 578...654  $HV$ , але й рафінування його структури та зростання глибини проплавлення через контрагування стовпа дуги іонами вольфраму та кремнію.

**Регулювання структурно-фазового складу металу зварних швів.** У контексті зварювання броньових сталей за даним напрямком досліджень здійс-

нюється пошук нових перспективних зварювальних матеріалів з високими показниками міцності наплавленого металу за умови збереження його тріщиностійкості, а також впровадження способів зварювання з можливістю незалежного впливу на показники продуктивності процесу (глибина проплавлення, швидкість зварювання) та витрати зварювальних матеріалів і, відповідно, їх частку в металі шва.

Автори [19] довели можливість формування структури безкарбідного бейніту в металі шва стикового з’єднання броньової сталі високої твердості, виконаного дослідним покритим електродом наступного складу (ваг. %):



Таблиця 4. Хімічний склад наплавлених матеріалів (ваг. %) та твердість кулестійкого шару

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	W	V	Nb	Co	Fe	Твердість	Джерело
AWS E FeCr-A7	4,0	1,5	1,0	30	-	2,0	-	-	0,5	-	-	Осн.	~648 HB	[9]
AWS E WC1 30/40	2,4	0,18	-	-	0,3	0,36	-	56,4	-	-	-	Осн.	595...685 HB	[10]
Durmat FD 739	1,0	-	-	20	-	3,3	4,4	5,7	-	3,4	-	Осн.	830...900 HB	[11]
Castolin EnDOTec DO*30	0,5	0,4	1,4	1,0	-	-	3,7	-	-	-	-	Осн.	745...850 HB	[11]
АН-180 (15ХН2ГМ)	0,11...0,20	0,20...0,70	1,0...1,60	1,0...1,60	2,0...2,50	0,35...0,70	-	-	-	-	-	Осн.	364...477 HB	[12]
Хромистий білий чавун	4,3	0,91	1,66	29,8	-	-	-	-	-	-	-	Осн.	~655 HB	[13]
WC-alloy	1,0	1,5	-	10,0	48	5,4	-	30 (WC)	0,5	-	-	3,5	~595 HB	[14]
Stellite-6 (AWS A5.13 ERCr-A)	1,1	< 2,0	-	30	< 3,0	< 1,0	-	4,0...5,0	0,5	-	Осн.	< 3,0	~430 HB	[15]
Castolin EnDOTec DO*390N	5,0	2,0	5,0	20	-	10	5,0	10	-	10	-	Осн.	~900 HB	[16]

Структура безкарбідного бейніту, що складається з рейкоподібних кристалів феритної фази, залишкового аустеніту та не містить цементитних частинок, характеризується високою міцністю, твердістю  $\sim 450 HV$  та не схильна до утворення холодних тріщин. Однак показники ударної в'язкості металу шва виявились дещо нижчими від основного металу через виділення між гілками дендритів аустенітної фази грубої блокової морфології.

Перспективним напрямом розроблення зварювальних матеріалів для гартівних сталей є такі, що дозволяють реалізувати ефект низькотемпературного перетворення аустеніту в металі шва [20]. Це – низьковуглецеві високолеговані зварювальні матеріали системи Cr-Ni та Cr-Ni-Mn, що забезпечують затримання розпаду аустеніту до температури 200 °C і нижче. У цьому випадку мартенситне перетворення в ЗТВ зварюваної сталі відбуватиметься за таких же самих термодформаційних умов, що і під час зварювання аустенітними матеріалами й тому зварювання допускається здійснювати без підігрівання. У свою чергу, низькотемпературне перетворення аустеніту в низьковуглецевий рейковий мартенсит у металі шва надає йому високу міцність з достатньою, у більшості випадків, пластичністю та в'язкістю. Однак на сьогоднішній день переважна більшість публікацій, присвячених впровадженню даних матеріалів для зварювання високоміцних сталей, обмежується конструкційними сталями з границею плинності 690...960 МПа.

Певного приросту показників міцності та твердості металу шва, виконаного штатними низьковуглецевими зварювальними матеріалами при зварюванні броньових сталей, що містять 0,25...0,45 ваг. % вуглецю, можна досягнути шляхом регулювання частки наплавленого металу в складі шва. Для конвенційних способів дугового зварювання плавким електродом це неможливо, оскільки швидкість подавання електродного дроту жорстко прив'язана до величини зварювального струму, необхідної для досягнення певного проплавлення. Способи зварювання без присадки або з незалежною відносно енергетичних параметрів джерела нагрівання швидкістю подавання присадного матеріалу, гібридні та комбіновані технології зварювання дозволяють більшою мірою вплинути на структурно-фазовий склад металу шва. Існують успішні приклади подібних підходів у реалізації завдання збільшення міцності металу шва зварних з'єднань броньових сталей високої твердості для гібридного плазмово-дугового зварювання [21].

Варто зазначити, що практично всі вищенаведені приклади методів підвищення балістичної стійкості стикових зварних з'єднань броньових сталей

обмежуються областю металургійних реакцій під час зварювання та здатні вплинути на склад і властивості лише металу шва та ділянки сплавлення. Вплив на процеси знеміцнення за межами шва носить здебільшого екстенсивний характер – обмеження погонної енергії зварювання, застосування концентрованих джерел зварювального нагрівання з метою максимального звуження ЗТВ. Перспективним напрямом вирішення проблеми неоднорідності робочих властивостей металу зварних з'єднань броньових сталей може бути застосування методу наплавлення твердого кулестійкого шару на поверхню зварного шва і, за потреби, ЗТВ, з мінімальним тепловкладенням у метал зварного з'єднання, змогою роздільного керування процесами введення енергії і подавання присадного матеріалу, широкою номенклатурою матеріалів для зміцнювального покриття.

**Перспективи плазмово-порошкового наплавлення.** Спосіб ППН дозволяє точно контролювати товщину наплавленого шару, забезпечує локалізоване тепловкладення, мінімізацію ступеня перемішування та високу адгезію шару до основи [22]. Це, зокрема, досягається завдяки високому ступеню іонізації плазмової дуги, що забезпечує зосереджену теплову дію в обмеженій зоні [23]. Крім того, подача порошкового присадного матеріалу разом із захисним газом безпосередньо в зону дуги запобігає його окисненню та дозволяє отримувати чисті з металургійної точки зору покриття високої якості [24].

Як і за будь-яких інших термічних методів інженерії поверхні, в умовах ППН утворюється зона термічного впливу та область перемішування покриття з основним металом, процеси в яких істотно впливають на експлуатаційні характеристики оброблюваного виробу. Проте ступінь перемішування для шарів завтовшки понад 1 мм, виконаних ППН, зазвичай не перевищує 5 %. Водночас для дугових способів наплавлення перемішування може сягати 15...40 %, що потребує багатошарового нанесення покриття для досягнення бажаних властивостей [25].

Узагальнену характеристику способу ППН за даними літературних джерел наведено у табл. 5.

У [14] створення зміцнювального кулестійкого прошарку всередині багатопрхідного зварного шва реалізовано ППН, що дозволило контролювати тепловкладення, забезпечуючи невелику глибину проплавлення і, як наслідок, зменшене перемішування в ділянці сплавлення з основою. Однак, незважаючи на технологічні переваги, метод ППН поки не знайшов широкого застосування для нанесення кулестійких зміцнювальних шарів на поверхню зварних з'єднань броньових сталей. Це зумовле-

Таблиця 5. Переваги та недоліки ППН [22, 26, 27]

Переваги	Недоліки
Висока ефективність використання порошку (осадження > 95%)	Потребує наявності металевої основи для замикання електричного кола
Можливість використання недорогих порошоків, стійкість до змін у їх якості	Обмежене застосування на поверхнях зі складною геометрією (наприклад канавки, кути)
Формування щільного покриття з мінімальною пористістю	Високе тепловкладення, що вимагає додаткового охолодження при наплавленні малих деталей
Наплавлення товстих шарів за один прохід, зменшуючи кількість повторень	Неможливість стабільного наплавлення на вертикальних поверхнях через вплив сили тяжіння
Міцний металургійний зв'язок між покриттям та основою	Перемішування може змінювати властивості як покриття, так і основного матеріалу
Дрібнозерниста мікроструктура наплавленого шару	Залишкові напруження в покритті, які можуть впливати на його довговічність
Захист зони плавлення інертним газом запобігає окисненню металу під час процесу	Необхідно враховувати металургійну сумісність між матеріалом покриття та підкладкою
Можливість формування сплавів безпосередньо в розплавленій ванні, включаючи металеві композити	
Мінімальна глибина проплавлення	

но як високими вимогами до стабільності процесу, так і необхідністю подальшого вдосконалення технологічних параметрів з урахуванням особливостей зварювання високоміцних гартівних сталей. Технологія є перспективною, проте потребує подальших досліджень у напрямку підбору порошкових композицій, зниження залишкових напружень і підвищення адаптивності до складних геометрій виробів.

**Висновки**

У зварюванні броньових сталей високої та надвисокої твердості досягнення рівномірності зварного з'єднання з основним металом потребує дуже складних технологічних рішень і з точки зору реалізації на даний час практично неможливе, а балістична стійкість з'єднань повинна забезпечуватись конструктивно або за рахунок локального зміцнення.

З метою запобігання надмірного знеміцнення металу ЗТВ під час виготовлення зварних складальних одиниць корпусів бронетехніки зі сталей закордонного виробництва вміст Ni, Cr, Mo, B, а також Si і V (у разі легування ними сталі) має бути об'єктом входного контролю, для чого, шляхом додаткових досліджень, має бути визначено мінімальну нижню границю вмісту легувальних елементів у них.

Основними зварювально-металургійними напрямками підвищення балістичної стійкості металу швів стикових зварних з'єднань броньових сталей є:

- диференціація механічних властивостей комбінуванням зварювальних, наплавлувальних і допоміжних матеріалів;

- регулювання структурно-фазового складу впровадженням нових зварювальних матеріалів, комбінованих і гібридних технологій зварювання.

За першим напрямком реалізується створення прошарків високої твердості на поверхні або всередині металу багатопрхідного шва за допомогою наплавлувальних матеріалів з високими показни-

ками стійкості в умовах високошвидкісного ударно-хвильового навантаження.

За другим напрямком триває пошук нових композицій зварювальних матеріалів, здатних забезпечувати підвищені показники міцності наплавленого металу за умови збереження його тріщиностійкості, досліджується можливість застосування способів зварювання з незалежною відносно енергетичних параметрів джерела нагрівання швидкістю подавання присадного матеріалу, зокрема гібридних способів.

Перспективним методом підвищення кулестійкості зварних швів і знеміцнених ділянок ЗТВ може бути застосування ППН завдяки контролюваному тепловкладенню, малій глибині проплавлення та широкій номенклатурі порошкових матеріалів для зміцнювального покриття.

**Список літератури/References**

1. Hazell, P.J. (2022) *Armour: Materials, theory, and design*. 2nd ed. Boca Raton, London, New York, CRC Press. DOI: <https://doi.org/10.1201/9781003322719>
2. Rosenberg, Z., Dekel, E. (2020) *Terminal ballistics*. 3rd ed. Cham, Springer Nature Switzerland AG. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-46612-1>
3. Hanhold, B., Babu, S.S., Cola, G. (2013) Investigation of heat affected zone softening in armour steels. Pt 1. Phase transformation kinetics. *Sci. and Technol. of Welding and Joining*, 18(3), 247–252. DOI: <https://doi.org/10.1179/362171812Y.0000000100>
4. Костін В.А., Позняков В.Д., Берднікова О.М., Жуков В.В., Алексєнко Т.О., Алексєнко І.І. (2020) Вплив структурних перетворень на механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 56(4), 36–43. Kostin, V.A., Poznyakov, V.D., Berdnikova, O.M., Zhukov, V.V., Alekseenko, T.O., Alekseenko, I.I. (2020) Influence of structural transformations on mechanical properties of welded joints of armour steels. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, 56(4), 36–43 [in Ukrainian].
5. 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. Proc. Technol.*, 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)
6. Slyvinsky, O., Chvertko, Y., Bisyk, S. (2019) Effect of welding heat input on heat-affected zone softening in quenched

- and tempered armor steels. *High Temperature Material Processes*, 23(3), 239–253. DOI: <https://dx.doi.org/10.1615/HighTempMatProc.2019031690>
7. Pang, W., Ahmed, N., Dunne, D. (2011) Hardness and microstructural gradients in the heat affected zone of welded low-carbon quenched and tempered steels. *Australasian Welding J.*, 56(2), 36–48.
  8. Slyvinskyi, O.A., Kvasnyts'kyi, V.V., Vladymyrskyi I.A., Bisyk, S.P., Chvertko, Ye.P., Kovalenko, V.L. (2024) Effect of heat input during welding on the microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone of MIL-A-46100 armour steel. *Metallophysics and Advanced Technologies*, 46(7), 663–677. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0663>
  9. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Microstructural analysis of ballistic tests on welded armor steel joints. *Metallography, Microstructure, and Analysis*, 2, 125–139. DOI: <https://doi.org/10.1007/s13632-013-0069-5>
  10. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Effect of hardfacing consumables on ballistic performance of Q&T steel joints. *Defence Technology*, 9(4), 249–258. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.dt.2013.12.007>
  11. Garašić, I., Jurica, M., Iljkić, D., Barišić, A. (2019) Determination of ballistic properties on armox 500T steel welded joint. *Engineering Review*, 39(2), 186–196. DOI: <https://doi.org/10.30765/er.39.2.8>
  12. ДСТУ В 9014:2020 *Дугове зварювання конструкцій зі сталей високої твердості для легкоброньованої техніки. Технічні умови. Чинний від 2020–09–01*. Київ, ДП «УкрНДНЦ».
  13. DSTU V 9014:2020. *Arc welding of structures made of high-hardness steels for light-armored vehicles. Technical specifications*. Kyiv, DP «UkrNDNTs» [in Ukrainian].
  13. Choo, S.-H., Baek, E.-R., Lee, S. (1996) Ballistic impact behavior of multilayered armor plates processed by hardfacing. *Metallurg. and Mater. Transact. A*, 27, 3335–3340. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF02663884>
  14. Balakrishnan, M., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2013) Effect of PTA hardfaced interlayer thickness on ballistic performance of shielded metal arc welded armor steel welds. *J. Mater. Eng. and Performance*, 22, 806–814. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-012-0338-5>
  15. Klimpel, A., Luksa, K., Burda, M. (2010) Structure and properties of GMA surfaced armour plates. *Archives of Materials Science and Engineering*, 43(2), 109–116.
  16. Ghauri, K.M., Iqbal, A., Ali, L., Ahmad, A., Hameed, G., Hussain, N. (2012) Enhancement of mechanical and ballistic properties of quenched and tempered high strength low alloy steel weldments. *J. of Faculty of Engineering & Technology*, 19(1), 27–41.
  17. Сливінський О.А., Борніков А.С. (2018) Вплив вуглецевих волокнистих присадок на структуру та твердість наплавленого аустенітного металу. *Технологіческие системы*, 2(83), 75–81. DOI: <https://dx.doi.org/10.29010/083.9>
  18. Slyvinskyi, O.A., Bornikov, A.S. (2018) Influence of carbon fiber additives on the structure and hardness of deposited austenitic metal. *Tekhnologicheskie Sistemy*, 2(83), 75–81. DOI: <https://dx.doi.org/10.29010/083.9> [in Ukrainian].
  18. Kim, C.J., Jeong, Y.C., Son, H.J., Seo, B.W., Kim, S., Lyu, S.-K., Hou, X., Cho, Y.T. (2024) Revolutionizing hardness via nanoparticle flux in welding of high-hardness armor steel. *Materials & Design*, 242, 113001. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2024.113001>
  19. Krishna Murthy, N., Janaki Ram, G.D., Murty, B.S. et al. (2014) Carbide-free bainitic weld metal: A new concept in welding of armor steels. *Metallurgical and Mater. Transact. B*, 45, 2327–2337. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11663-014-0120-1>
  20. Wang, W., Huo, L., Zhang, Y., Wang, D., Jing, H. (2002) New developed welding electrode for improving the fatigue strength of welded joints. *J. Mater. Sci. & Technol.*, 18(6), 527–531.
  21. Skowronska, B., Szulc, J., Bober, M., Baranowski, M., Chmielewski, T. (2022) Selected properties of RAMOR 500 steel welded joints by hybrid PTA-MAG. *J. of Advanced Joining Processes*, 5, 100111. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jajp.2022.100111>
  22. Boulos, M.I., Fauchais, P., Pfender, E. (2023) Plasma torches for cutting, welding and PTA coating. In: *Handbook of Thermal Plasmas*. Cham, Springer, 659–741. DOI: [https://doi.org/10.1007/978-3-030-84936-8\\_47](https://doi.org/10.1007/978-3-030-84936-8_47)
  23. Rohan, P., Boxanova, M., Zhang, L., Kramar, T., Lukac, F. (2017) High speed steel deposited by pulsed PTA – Frequency influence. In: *ITSC 2017*. ASM Intern., 404–407. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc2017p0404>
  24. Zikin, A., Hussainova, I., Katsich, C., Badisch, E., Tomastik, C. (2012) Advanced chromium carbide-based hardfacings. *Surf. Coat. Technol.*, 206(19-20), 4270–4278. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2012.04.039>
  25. Hällén, H., Lugscheider, E., Ait-Mekideche, A. (1991) Plasma transferred arc surfacing with high deposition rates. In: *Proc. of Conf. on Thermal Spray Coatings: Properties, Processes and Applications*. Pittsburgh, USA. p. 5379.
  26. DuMola, R., Heath, G. (1997) New developments in the plasma transferred arc process. In: *Int. Thermal Spray Conf.* ASM International. 427–434. DOI: <https://doi.org/10.31399/asm.cp.itsc1997p0427>
  27. Wilden, J., Bergmann, J., Frank, H. (2006) Plasma transferred arc welding – Modeling and experimental optimization. *J. of Thermal Spray Technol.*, 15, 779–784. DOI: <https://doi.org/10.1361/105996306X146767>

## APPROACHES TO ENHANCING THE BALLISTIC PERFORMANCE OF WELDED JOINTS IN HIGH AND ULTRA-HIGH HARDNESS ARMOR STEELS (Review)

O.A. Slyvinskyi, M. M. Kovtoniuk

National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute». 37 Beresteiskyi Ave., Kyiv, 03056, Ukraine.

E-mail: o.slyvinskyi@gmail.com

The paper is devoted to the analysis of modern approaches to improving the bullet resistance of welded joints of high and ultra-high hardness armor steels. Based on the analysis of actual chemical composition of foreign-produced armor steel heats, the average content of key alloying elements influencing the structural and phase transformations under welding thermal cycles has been determined. In order to reduce the level of structural and mechanical heterogeneity of the metal of the welding heat-affected zone (HAZ) during the manufacture of welded assembly units of armored vehicle hulls from foreign-made steels, the content of Ni, Cr, Mo, B, as well as Si and V (in the case of alloying steel with them) should be the object of quality control, for which, through additional research, the minimum lower limit of the content of alloying elements in them should be determined. The current state of welding-metallurgical approaches for improving the ballistic resistance of armor steels is examined. These methods involve differentiating the mechanical properties of welds through the combination of welding, hardfacing, and auxiliary materials, or through the regulation of their structural and phase composition using advanced filler metals and combined or hybrid welding technologies. Literature data on the compositions of primary welding materials used for hardfacing ballistic-resistant layers are provided. Particular attention is given to the potential of plasma powder hardfacing (PPH) for local reinforcement of weld metal and HAZ, ensuring controlled heat input and minimal mixing between base and filler metals. The advantages and limitations of PPH are summarized, and key directions for further research are outlined to facilitate the successful implementation of this technique for enhancing performance of welds in high and ultra-high hardness armor steels. 27 Ref., 5 Tabl., 4 Fig.

**Keywords:** welded joints, high and ultra-high hardness armor steels, ballistic resistance, hardfacing, plasma-powder hardfacing

Отримано 25.07.2025

Отримано у переглянутому вигляді 16.10.2025

Прийнято 02.12.2025