

ВПЛИВ ЛЕГУВАЛЬНИХ ЕЛЕМЕНТІВ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ (Огляд)

В.А. Костін, В.Д. Позняков, І.І. Алексеєнко, Т.О. Алексеєнко, О.С. Кушнарєва, О.М. Берднікова

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

У статті проводиться комплексний металознавчий аналіз броньових сталей високої (450...550 HB) та ультрависокої (> 600 HB) твердості. Основну увагу приділено вибору системи легування в залежності від товщини броньового листа (межа 20 мм) і твердості металу. Розглянуто механізми впливу хрому, кремнію та алюмінію на прогартуваність, стабільність мартенситної структури та опір балістичному впливу. Окремий розділ присвячено процесам у зоні термічного впливу під час зварювання, аналізу формування «м'якого прошарку» та методам запобігання сповільненому руйнуванню. Порівняльний аналіз марок сталей США (стандарт MIL) та країн ЄС (Armoх, Mars, Ramor) дає змогу виявити сучасні тенденції у проєктуванні захисту для легкої та важкої бронетехніки. Бібліогр. 40, табл. 2, рис. 3.

Ключові слова: сталі високої твердості, ННА, УННА сталі, структура, метал ЗТВ, холодні тріщини, сповільнене руйнування, CCT-діаграми

Вступ. Броньові спеціальні сталі з твердістю ~400 HB і вище є середньовуглецевими легованими матеріалами, призначеними для забезпечення балістичного захисту (протикульовий – для легкої бронетехніки та протиснарядний – для важкої), а також протимінного захисту в умовах високошвидкісного впливу куль, снарядів і вибухових хвиль. Броньові сталі високої твердості розробляються для захисту від куль, снарядів різного калібру та протимінного захисту, де ключовим фактором є співвідношення твердості, в'язкості та маси.

Ці сталі класифікують як RHA-сталі (210...470 HB), ННА-сталі (High Hardness Armor, 477...534 HB) і УННА-сталі (Ultra High Hardness Armor, > 570 HB), де визначальним параметром є здатність зберігати твердість по всій товщині листа (після термообробки), що залежить від вмісту та концентрації легувальних елементів [1, 2]. У США стандарт MIL-DTL-46100E регламентує склад і властивості катаної броньової сталі високої твердості для плит завтовшки 4,7...50 мм із твердістю 477...534 HB. Водночас у країнах ЄС існують національні стандарти, аналогічні до MIL-DTL-46100, а також специфікації виробників таких сталей, як Mars 500 (Industeel, 2,5...20 мм, ~500 HB) та Armoх 500T (SSAB, 3...80 мм, 480...540 HB). Ці матеріали оптимізовані для забезпечення багаторівневого захисту, що відповідає вимогам STANAG 4569, який є угодою щодо стандартизації НАТО, що визначає умови випробувань

та оцінки рівнів бронезахисту без прямої вказівки на склад матеріалу [1, 3].

Броньові сталі ННА (Mars 500, Armoх 500T, MIL-DTL-46100) призначені для універсального захисту, тоді як сталі УННА (Mars 600/650, Armoх 600T) разом із ультрависокою міцністю мають також більшу питому ефективність (відображає здатність матеріалу забезпечувати захист від певного засобу ураження відносно його маси). Їхня вагова ефективність у 1,5...2 рази вища порівняно з катаною однорідною бронєю RHA (Rolled Homogeneous Armor) – сталлю (MIL-DTL-12560, загальний діапазон твердості 210...470 HB, структура – сорбіт відпуску або пакетний мартенсит).

Для легкої броні (БТР, товщина < 20 мм) перевагу надають спеціальним сталям Mars 500 (2,5...20 мм, 500 HB) та Armoх 500T (оптимальна товщина < 20 мм), де висока поверхнева твердість компенсує малу товщину. Для важкої броні (танки, товщина > 20 мм) застосовуються сталі, що забезпечують наскрізну прогартуваність й однорідні властивості за всією товщиною, наприклад MIL-A-46100 (до 50 мм). У той час як стали типу Mars 600 (виробником декларується до 50,8 мм) використовуються для екранування або захисту від куль та осколків у менш вразливих зонах.

Основним завданням при розробленні таких систем є баланс між високою енергією руйнування та твердістю, що забезпечує деформацію або руйнування осереддя вражаючого елемента. У західній практиці стандартизація броньових сталей базується на військових стандартах, таких як MIL-DTL-46100 (США, ННА), а також MIL-DTL-12560, MIL-DTL-46186, MIL-DTL-32332 для

© В.А. Костін, В.Д. Позняков, І.І. Алексеєнко, Т.О. Алексеєнко, О.С. Кушнарєва, О.М. Берднікова, 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND <https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

інших класів броні [4, 5]. Крім того, існують специфікації виробників, таких як SSAB (Armox), ThyssenKrupp (SECURE) та Industeel (Mars), які часто відповідають цим стандартам або аналогам (Франція, ФРН, Великобританія) [6, 7].

Вибір системи легування броньових сталей визначається не лише необхідними захисними властивостями, а й особливостями кінетики перетворення аустеніту в залежності від товщини перерізу листа. Для тонких листів (до 20 мм), що застосовуються в легкій техніці типу Stryker або Boxer, пріоритетом є мінімізація маси за збереження протикольової стійкості. У товстих плитах (понад 20 мм), характерних для ОБТ «Leopard 2» або «Abrams», на перший план виходить забезпечення наскрізної прогартуваності та запобігання крихкому відколу [2, 4, 5].

Важливо враховувати, що підвищення твердості понад 400 HB різко звужує вікно технологічної пластичності. Механізми зміцнення мають бути підібрані таким чином, щоб не допустити утворення структурної та хімічної неоднорідності, анізотропії властивостей, великих кластерів неметалевих включень. Це досягається високою чистотою за сіркою та фосфором ($S, P < 0,005\%$), а також точним підбором системи мікролегування елементами, що подрібнюють зерно [1, 3, 8].

Мета роботи – аналіз існуючих закордонних броньових сталей та визначення впливу легувальних елементів на формування структури основного металу та металу зони термічного впливу внаслідок дії зварювального джерела нагріву на кінетику перетворення аустеніту при охолодженні та опір зварних з'єднань високоміцних броньових сталей руйнуванню.

Рівні балістичного захисту броньових машин. Бронетехніка є одним із ключових елементів сучасних збройних сил. Її розвиток безпосередньо пов'язаний із вдосконаленням засобів ураження, що постійно підвищують вимоги до рівня захисту. Основною характеристикою бронетехніки є її здатність протистояти пробиттю різними типами боєприпасів. Класифікація бронетехніки традиційно здійснюється за масою, призначенням і рівнем захисту.

Легкоброньовані машини (ЛБМ) – це бойові або спеціальні колісні або гусеничні машини з протикольовим або легким протиснарядним бронюванням, призначені для транспортування піхоти, ведення розвідки, вогневої підтримки та забезпечення бойових дій. Основні види легкоброньованих машин: бронетранспортери (БТР), бойові машини піхоти (БМП), броневих автомобілі.

Згідно зі STANAG 4569, який охоплює методи оцінки рівнів захисту бойових броньованих машин легкої категорії за масою, ЛБМ зазвичай відповідають 6-ти рівням захисту [9]. Відповідність між рівнями захисту STANAG 4569 і товщиною сталевий броні не є лінійною, оскільки вона залежить від марки сталі, кута нахилу та наявності керамічних вставок. Проте для катаної гомогенної броні (RHA) для балістичного захисту значення товщин є наступним:

Балістичний захист (кінетика). Рівень 1–2. Зазвичай використовується сталь завтовшки 6...10 мм. Рівень 3. Потрібна сталь завтовшки від 12...15 мм або композитні панелі завтовшки ~30 мм (кераміка + сталь). Рівень 4. Сталевий лист має бути завтовшки 35...40 мм. Щоб зменшити вагу, часто ставлять керамічний шар (~15 мм) поверх металеві основи (~16 мм). Рівень 5–6. Використовується сталь завтовшки 50 мм і більше або складні багатошарові пакети з керамікою та композитами.

Протимінний захист (днище): товщина бронесталі 10...20 мм (V-подібна форма днища для відведення вибухової хвилі). Додаткові шари алюмінію або композитів для поглинання енергії вибуху.

Таким чином, зрозуміло, що ключовим фактором захисту є товщина броні. У залежності від товщини броні (тонка < 20 мм або товста > 20 мм) вибирається система легування, яка впливає на структуру та механічні характеристики. Основними легувальними елементами броньових сталей є хром, нікель, марганець і молібден, також можливе додаткове легування ванадієм, кремнієм, алюмінієм.

Необхідні характеристики твердості сталей (> 400 HB) досягаються за рахунок подальшої термічної обробки – гартування та відпуску (Q&T), формується структура відпущеного мартенситу з дисперсійним твердінням, що також забезпечує баланс міцності та в'язкості (рис. 1).

Залежно від класу бронезахисту сталі повинні мати високу твердість. Для легкої броні (до 20 мм) часто застосовуються сталі з твердістю на рівні 400...550 HB і вище (УННА), а для товстої броні (> 20 мм) потрібно забезпечення наскрізної прогартуваності та в'язкості при збереженні твердості, мінімальні значення границі міцності 1500 МПа та границі плинності 1200 МПа, пластичність має бути не нижчою за 5...7 %, що вказує на високий опір крихкому руйнуванню та ударну в'язкість $KCV \geq 10$ Дж/см².

Механізми реалізації прогартуваності високоміцних броньових сталей. Прогартува-

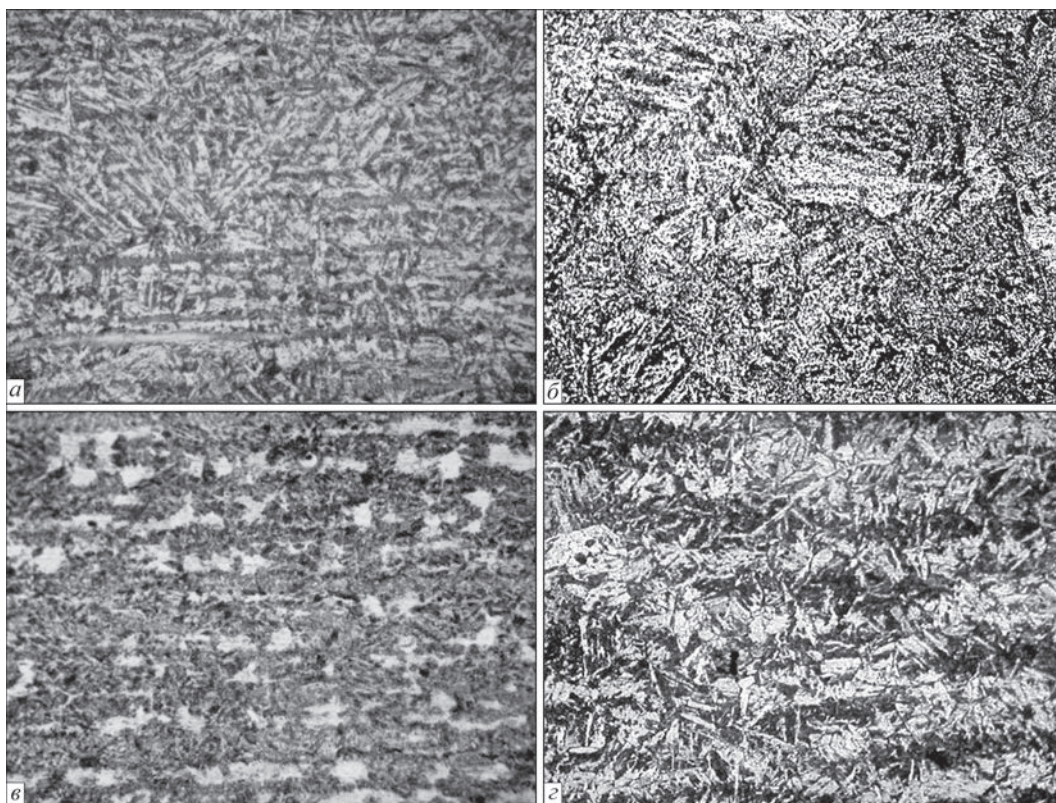


Рис. 1. Мікроструктура основного металу високотвердих броньових сталей: а – ARMOX 500Т, б – ARMSTAL 500, в – RAMOR 500, г – QUARDIAN 500 (а, в $\times 500$; б, г $\times 100$) [10]

ність високоміцних сталей визначається низкою параметрів – системою легування, швидкістю охолодження, товщиною броні.

Для малих товщин (< 20 мм) швидкість охолодження під час гартування залишається високою по всьому перерізу, що дає змогу використовувати економнолеговані системи: марганець (Mn), хром (Cr) і мікролегування бором (В 0,001...0,003 %) [2, 11–13]. Бор у цьому випадку є «замінником нікелю», який різко підвищує стійкість аустеніту до перлітного перетворення. Механізм зміцнення в таких листах – суто мартенситний. Малий переріз мінімізує термічні напруження під час гартування, що знижує ризик жолоблення листів у сталях типу Armoх 500Т, де оптимальне поєднання легувальних елементів, включаючи нікель і бор, дозволяє досягти необхідної твердості, а завдяки низькому вуглецевому еквіваленту забезпечується зварюваність [6].

Для товщин (≥ 20 мм) охолодження в центрі плити знижується, потрапляючи в область бейнітного перетворення. Щоб зберегти мартенситну структуру й твердість, потрібне масивне легування нікелем (2,5...4,5 %) і молібденом (0,4...0,6 %) [2, 4, 5, 8, 13]. Нікель тут є незамінним, оскільки він не лише зсуває на діаграмі перетворення С-подібні криві у бік повільнішого охолодження, а й знижує поріг холодноламкості. Система легування Cr–Ni–Mo–V, що застосовується в деяких бро-

ньових сталях (наприклад, у сталях, відповідних MIL-DTL-12560, таких як Mars 280 або Mars 380), забезпечує однорідність властивостей по всій товщині, запобігаючи утворенню м'яких зон у центрі плити.

Аналіз броньових сталей виробництва ЄС і США. Для детальнішого аналізу сучасних тенденцій легування броньових сталей доцільно порівняти підходи різних шкіл танкобудування. Сталі США традиційно спираються на жорсткі військові стандарти MIL, у яких основний акцент зроблено на балістичну повторюваність. Європейські виробники, зокрема SSAB, зробили крок уперед у напрямі «зварюваних сталей високої твердості», мінімізуючи вуглецевий еквівалент за збереження характеристик міцності завдяки термомеханічній обробці (TMCP). Відмінності в підходах до легування між американською школою виробництва броні (MIL-стандарти) та європейськими виробниками (SSAB, ThyssenKrupp) зумовлені вимогами до зварюваності та вартості. США традиційно використовують консервативні, але перевірені системи Cr–Ni–Mo–V, тоді як Європа активно впроваджує сталі зі зниженим вмістом нікелю, компенсуючи його бором і TMCP (табл.1, 2).

Стандарти США MIL-DTL-46100 і MIL-DTL-12560. Американська сталь MIL-DTL-46100 (ННА) орієнтована на досягнення твердо-

Таблиця 1. Порівняння закордонних броньових сталей

Марка сталі/стандарт	Країна	Твердість, <i>HV</i>	Номінальна система легування	Ударна в'язкість
MIL-DTL-46100 MIL-DTL-12560 [4, 5]	США	477...534 210...470	Загальні вимоги до складу	УВ MIL-стандартах наведені вимоги до ударної в'язкості, тільки їх потрібно перевести в метричну систему
Armoх 500Т Armoх 600Т [6]	Швеція	480...540 570...640	Cr–Ni–Mo–В	$KCV^{40} \geq 25$ Дж $KCV^{40} \geq 12$ Дж
Mars500 [14]	Франція	477...534	Cr–Ni–Mo–В	$KCV^{40} \geq 24$ Дж
Ramor 500 [7]	Фінляндія	490...560	Cr–Mo–Ni–В	$KCV^{40} \geq 20$ Дж

Таблиця 2. Вплив легувальних елементів на структуру та властивості

Елемент	Діапазон ННА, %	Діапазон УННА, %	Вплив на структуру та властивості
Вуглець (С)	0,22...0,32	0,35...0,50	Визначає твердість Ризик холодних тріщин
Марганець (Mn)	0,60...1,50	0,80...1,60	Підвищує прогартуваність Ризик ліквіації
Кремній (Si)	0,20...1,20	0,40...1,00	Стабілізує залишковий аустеніт Уповільнює дифузію вуглецю, запобігаючи утворенню карбідів під час низького відпуску
Хром (Cr)	0,80...1,50	1,00...1,80	Формує спеціальні карбіди Впливає на відпускну стійкість і розмір первинного зерна
Нікель (Ni)	0,50...1,80	2,00...3,50	Забезпечує в'язкість і холодноламкість
Молибден (Mo)	0,20...0,60	0,50...0,80	Формує спеціальні карбіди Запобігає відпускну крихкості Впливає на розмір первинного зерна
Бор (В)	0,001...0,004	0,001...0,005	Різко підвищує прогартуваність
Ванадій (V)	до 0,10	до 0,15	Формує спеціальні карбіди Подрібнює зерно Впливає на відпускну стійкість та розмір первинного зерна

сті 477...534 *HV* за помірного вмісту вуглецю (0,22...0,32 %). Система легування часто містить бор для забезпечення прогартуваності листів завтовшки до 20...25 мм [2, 4, 5, 13]. Для товстолистового прокату застосовують стандарт MIL-DTL-12560, у якому зроблено акцент на високому вмісті нікелю (> 3,0 %), що гарантує відсутність крихких зон у центрі плити та високу живучість під час обстрілу великокаліберними снарядами [4, 5].

Європейські розробки Armoх (Швеція) та Mars (Франція). Сталь Armoх 500Т є еталоном збалансованого легування, у якому хром і молибден доповнені нікелем у кількості, достатній для забезпечення в'язкості за температури –40 °С [1, 2, 6, 14]. Це робить шведську броню однією з найзатребуваніших для легкої та середньої техніки в країнах НАТО [6].

Французька школа (компанія Industeel) у серії Mars робить ставку на ультрависоку чистоту сталі від шкідливих домішок та специфічне легування кремнієм. Сталь Mars 600 (УННА, > 600 *HV*) розроблена спеціально для протидії бронебійним кулям [8, 10, 14]. У цих системах Al використовується для розкислення, зв'язування азоту в нітриди (що важливо для забезпечення ефективності бору) та обмеження зростання зерна під час гартування.

Вплив легувальних елементів на формування структури броньових сталей. Вміст вуглецю (С)

визначає максимально досягну твердість мартенситної матриці броні [1–3, 14]. Його вміст зазвичай знаходиться в діапазоні 0,22...0,32 % для сталей типу ННА (MIL-DTL-46100), для сталей класу УННА (MIL-DTL-32332А) максимально вміст вуглецю може становити до 0,55 мас. %. Це сприяє формуванню структури рейкового мартенситу, що забезпечує необхідний баланс між здатністю руйнувати сердечник снаряда та опором динамічному пробиттю без утворення наскрізних тріщин [4, 10, 15].

Також надлишковий вуглець різко підвищує ризик утворення холодних тріщин у зоні термічного впливу (ЗТВ) [16–19]. При швидкому охолодженні С сприяє формуванню крихкого пластинчастого мартенситу, що робить з'єднання надзвичайно чутливим до водневого окрихнення.

Нікель (Ni) – найцінніший легувальний елемент для забезпечення «живучості» товстолистової броні [1, 3]. Він істотно підвищує в'язкість та знижує температуру холодноламкості, що запобігає крихкому відколу плит під час удару [4, 15]. Крім того, нікель гарантує наскрізну прогартуваність масивних перерізів та однорідність структури по всій товщині [2–3, 14]. При зварюванні нікель сприяє стабілізації аустеніту, що може впливати на механічні властивості ЗТВ. Однак, як зазначається, при балістичних навантаженнях (швидкості деформації $\sim 10^4$ с⁻¹) наявність значної кількості залишкового аустеніту

має неоднозначний вплив на динамічну міцність, оскільки може сприяти локалізації зсувній деформації в адіабатичному режимі. Тим не менш, нікель сприяє отриманню в'язкої дрібнозернистої структури навіть при уповільненому охолодженні. У сталях типу Mars нікель дає змогу отримати в'язку дрібнозернисту структуру навіть при уповільненому охолодженні. Але висока вартість Ni часто змушує оптимізувати склад на користь економніших систем легування для легкої техніки.

Молибден (Mo) уповільнює дифузію шкідливих домішок, таких як фосфор, до границь зерен, запобігаючи міжкристалічному руйнуванню [2, 14]. Додатково Mo забезпечує ефект вторинного твердіння за рахунок формування нанорозмірних стабільних карбідів під час відпуску [20–22]. Також Mo підвищує опір утворенню смуг адіабатичного зсуву (ASB) під час удару [23].

Кремній (Si) відіграє роль у запобіганні відпукний крихкості, сприяючи стабілізації ϵ -карбідів і дозволяючи проводити відпустку за вищих температур без втрати твердості [3, 10, 11, 14].

Хром (Cr) є базовим елементом для забезпечення прогартовуваності в броньових сталях усіх класів [1, 2, 4, 5, 8]. Він уповільнює дифузійний розпад аустеніту, що дає змогу отримувати мартенситну структуру навіть за помірних швидкостей охолодження. У сталях із твердістю понад 400 HB вміст хрому становить 0,8...2,0 %. Також хром бере участь у формуванні спеціальних карбідів типу M_7C_3 під час відпуску, забезпечуючи вторинне зміцнення. Однак надлишок Cr без компенсації Ni знижує в'язкість [4, 5, 8, 11, 13]. Тому в американській сталі MIL-DTL-46100 хром суворо збалансований з молибденом для пригнічення схильності до крихкого руйнування.

Алюміній (Al) у броньових сталях виконує кілька функцій. Він використовується для розкислення, а у поєднанні з азотом утворює дисперсні нітриди AlN, які можуть перешкоджати міграції меж зерен аустеніту при нагріванні, сприяючи подрібненню зерна. Однак у броньових сталях контроль розміру зерна частіше здійснюється за рахунок карбонітрідів ванадію та титану. Мікродобавки алюмінію та титану також важливі для запобігання утворення нітрідів бору, забезпечуючи його ефективність. Вміст алюмінію повинен бути суворо обмеженим (до 0,05 %), оскільки його надлишок може призвести до утворення оксидних включень, що є концентраторами напружень [10, 15, 16]. У сталях типу Ramor 500 алюміній застосовують у поєднанні з Ti для створення комплексної системи подрібнення структури.

Мікролегування ванадієм (V) використовується для контролю розміру зерна аустеніту [8–10]. Утворюючи дрібнодисперсні карбонітриди, він блокує зростання зерен під час нагріву під гартування, забезпечуючи ультрадисперсну структуру [1]. Під час зварювального нагріву частинки ванадію перешкоджають зростанню зерен у перегрітих ділянках ЗТВ, зберігаючи її в'язкість [20, 22]. Це підвищує опір броні «вимиванню» металу при контакті з високошвидкісним індентором (наприклад, кумулятивним струменем або бронебійним сердечником). Ванадій часто застосовують у поєднанні з ніобієм для досягнення максимальної балістичної ефективності сталей, наприклад Aramox 500T, Ramor 500 (V, Nb < 0,02 мас. %) [5, 12, 13].

Бор (B) у надзвичайно малих дозах (0,001...0,005 %) різко підвищує прогартовуваність сталі [1, 2]. Сегрегуючи на границях зерен аустеніту, він пригнічує зародження фериту, що дає змогу отримувати мартенсит у тонких листах [3, 14]. Проте ефективність бору критично залежить від ступеня розкислення сталі титаном або алюмінієм. Під час зварювання надлишок бору може призвести до утворення крихких боридних евтектик по границях зерен, що знижує ударну в'язкість ЗТВ [14, 18, 19].

Шкідливі домішки – сірка (S) та фосфор (P) (вміст < 0,005 %) – знижують динамічну міцність і живучість броньової плити [1, 2]. Сірка утворює витягнуті сульфідні включення, які стають концентраторами напружень та ініціюють розшарування під час удару [4, 11]. Фосфор спричиняє сильне окрихчення границь зерен, що призводить до розколювання плит під час обстрілу [1, 3, 14]. Для броні високої твердості критично важливою є надвисока чистота сплаву, де наявність сірки та фосфору провокує формування смуг адіабатичного зсуву та сповільнене руйнування у зоні зварювання.

Спільний (синергетичний) вплив легувальних елементів. Найвища балістична ефективність досягається за синергетичної взаємодії комплексів типу Cr–Ni–Mo–V [1, 2]. Хром і марганець забезпечують прогартовуваність, нікель – в'язкість матриці, а молибден і ванадій – стабільність до відпуску та дрібне зерно [11, 15]. Таке поєднання гарантує відсутність «м'яких зон» навіть у центрі масивних плит важкої техніки [1, 14].

У зоні зварювання (область металу, яка піддається термічному впливу в процесі зварювання, включаючи ЗТВ та метал шва) синергія Si та Al допомагає утримувати твердість, уповільнюючи розпад мартенситу та запобігаючи росту зерна [6,

8, 10]. Проведений статистичний аналіз броньових сталей показав, що для тонких листів оптимальним є відношення $Al/Si < 0,02$ (при $< 0,02 \dots 0,025$ % Al; 1,0...1,5 % Si), а для товстих $Al/Si > 0,1$ (0,03...0,10 % Al; 0,10...0,35 % Si). Синергія забезпечується саме поєднанням обох елементів і відповідній кількості, у цього відношення є максимум – при 0,05 % Al та 1 % Si. Це дає змогу зберігати захисні властивості зварного вузла на рівні, близькому до основного металу. Оптимальний баланс легувальних елементів забезпечує формування структури, здатної поглинати енергію удару [1, 4, 10, 15]. Для ефективного поглинання енергії удару необхідна структура з поєднанням високої міцності та в'язкості, здатна до пластичної деформації без крихкого руйнування. Це може бути відпущений мартенсит, нижній бейніт або їхня комбінація, з дрібнозернистою структурою та відсутністю крихких фаз. Узагальнений вплив легувальних елементів на структуру та властивості наведено в табл. 2.

Процеси структуроутворення в металі ЗТВ.

Формування структури в броньових сталях підпорядковується механізмам кінетики мартенситного перетворення. У тонких листах домінує рейковий мартенсит із високою щільністю дислокацій. Механізм деформації такої структури при попаданні кулі полягає в опорі локалізації зсувної деформації на мікрорівні в адіабатичному режимі, що дозволяє поглинати енергію удару без утворення наскрізних тріщин. У товстолистовій броні через уповільнене охолодження часто присутня суміш мартенситу та нижнього бейніту, що є перевагою: нижній бейніт має кращу релаксаційну здатність. Сталі типу MIL-DTL-12560 проєктуються так, щоб навіть за наявності бейнітних складових зберігалася твердість вище за критичний поріг [2, 4, 5, 10].

Основним інструментом керування структурою металу перегрітих вище від температури аустенізації ділянок ЗТВ є контроль часу охолодження в інтервалі 600...500 °C ($\Delta t_{6/5}$) для сталей ННА та 600...200 °C ($\Delta t_{6/2}$) для сталей УННА. Швидке охолодження ($W_{6/5} > 30 \dots 50$ °C/c) забезпечує формування майже 100 % мартенситу. Це гарантує збереження твердості на рівні основного металу, але створює високий рівень структурних напружень і пересичення воднем, що призводить до появи тріщин та уповільненого руйнування [24, 25]. Проміжні швидкості охолодження ($W_{6/5} = 10 \dots 25$ °C/c) призводять до формування бейнітно-мартенситних сумішей. У сталях ННА це є найбільш сприятливим, оскільки нижній бейніт забезпечує високу в'язкість, здатну зупиняти тріщини за динамічного навантаження [26, 27]. При повільному охоло-

дженні ($W_{6/5} < 5 \dots 7$ °C/c) аустеніт розпадається з утворенням верхнього бейніту та зернистого бейніту з острівцями мартенситно-аустенітної складової (М–А). Це призводить до різкого падіння твердості та ударної в'язкості, формуючи зони знеміцнення, які легко пробиваються снарядами без руйнування їхнього осереддя [28, 29].

Для броньових сталей УННА більш інформативним параметром охолодження є інтервал 600...200 °C ($t_{6/2}$), оскільки саме в цій області відбувається основна фазова перебудова мартенситу та стабілізація залишкового аустеніту [2]. Контроль охолодження до 200 °C є важливим для запобігання накопиченню дифузійного водню в найбільш крихких ділянках ЗТВ.

Зварювання високоміцних броньових сталей є критичним етапом, на якому відбувається локальна деградація вихідної структури, створеної під час термічної та іноді термомеханічної обробки. ЗТВ являє собою послідовність ділянок, кожна з яких має унікальні механічні властивості. Основна проблема полягає в тому, що легувальні елементи, які забезпечують твердість, в умовах зварювального циклу можуть провокувати крихкість або надмірне знеміцнення металу.

Ділянка перегріву та кінетика росту аустенітного зерна. В області, безпосередньо прилеглої до лінії сплавлення, метал нагрівається до температур 1100...1450 °C, що призводить до повної аустенізації та розчинення зміцнювальних фаз. За відсутності ефективних бар'єрів (наприклад, нітридів алюмінію або титану) відбувається лавиноподібне зростання зерна аустеніту, що знижує в'язкість руйнування. У результаті формується крупногочастий мартенсит. На рис. 2 наведено мікроструктуру ділянки перегріву найпоширеніших сталей закордонного виробництва. Для броньових сталей це – найкритичніша зона, оскільки тут різко знижується ударна в'язкість і виникають умови для водневої крихкості [6, 8, 10, 13, 15]

На ділянці ЗТВ, нагрітій до температур $A_{c1} \dots A_{c3}$ (зона неповної перекристалізації), відбувається частковий розпад мартенситу та коагуляція карбідів, що призводить до формування різних структурних складових. Найбільше знеміцнення, зі зниженням твердості на 100...150 одиниць HV і більше, спостерігається в зоні відпуску, безпосередньо прилеглої до зони неповної перекристалізації, де відбувається інтенсивний відпуск мартенситу. Цей процес створює на початку ділянки відпуску у зварному з'єднанні концентратор пластичних деформацій при динамічному ударі [10–13, 15].

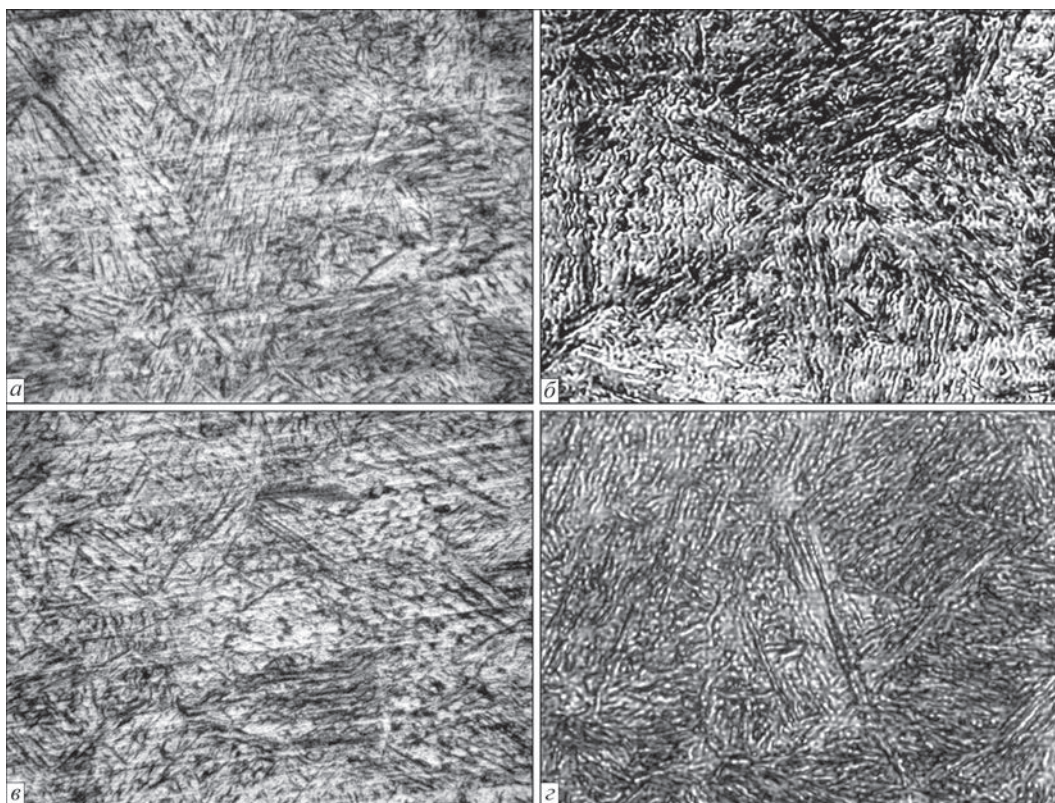


Рис. 2. Мікроструктура ділянки перегріву ЗТВ високоміцних броньових сталей: *а* – ARMOX 500T, *б* – ARMSTAL 500, *в* – RAMOR 500; *з* – QUARDIAN 500, $\times 500$

У сталях із високим вмістом Si зона знеміцнення може бути вузкою, а падіння твердості менш суттєвим, оскільки кремній перешкоджає коагуляції карбідів. Однак, як показують дослідження [15], вплив кремнію на знеміцнення ЗТВ залежить від загальної системи легування та умов зварювання (наприклад, погонної енергії). У деяких випадках сталі з високим вмістом кремнію та оптимізованою системою легування можуть демонструвати меншу ступінь зміцнення в ЗТВ. Молібден забезпечує збереження твердості металу ЗТВ за рахунок вторинного твердорозчинного зміцнення та формування стабільних нанорозмірних карбідів Mo_2C .

Роль алюмінію (збалансованого з азотом), а також ванадію й титану проявляється в їхній здібності утворювати термічно стабільні частинки (AlN , VC , TiN , TiC), які стримують міграцію границь зерен навіть за короткочасного нагрівання до надкритичних температур. Однак за надмірно високої погонної енергії зварювання ці частинки можуть розчинятися й захисний ефект зникає, що притаманно зварюванню товстостісної броні (> 20 мм) з глибоким проплавленням.

Хром і марганець схильні до сегрегації на границях зерен у ЗТВ. Це створює мікроскопічні ділянки з підвищеним вуглецевим еквівалентом. Під час охолодження ці ділянки перетворюються на крихкі фази раніше за решту маси металу, що

призводить до виникнення «холодних» тріщин. У сталях США типу MIL-DTL-46100 для компенсації цього ефекту суворо контролюють співвідношення Mn/Si [4, 11–13, 15].

Вплив легувальних елементів на кінетику перетворення аустеніту. Легувальні елементи мають визначальний вплив на положення критичних точок перетворення, температури початку та завершення утворення бейніту й мартенситу, а також на швидкість розпаду аустеніту, що дає змогу керувати мікроструктурою броні під час термічної обробки та зварювання (рис. 3).

Вуглець (C) є найефективнішим елементом, що знижує температури початку (M_s) і завершення (M_f) мартенситного перетворення. Зростання концентрації вуглецю призводить до суттєвого збільшення інкубаційного періоду перетворення аустеніту, зсуваючи C-подібні криві вправо й тим самим підвищуючи прогартовуваність сталі [30]. Це дає змогу отримувати мартенситну структуру в більш масивних перерізах за нижчих швидкостей охолодження. З погляду кінетики, вуглець уповільнює всі дифузійні процеси (феритне та перлітне перетворення), що є критично важливим для запобігання утворенню м'яких фаз у броні. Водночас надмірне зниження точок M_s і M_f за високого вмісту вуглецю може призвести до збереження в структурі значної кількості залишкового аустеніту.

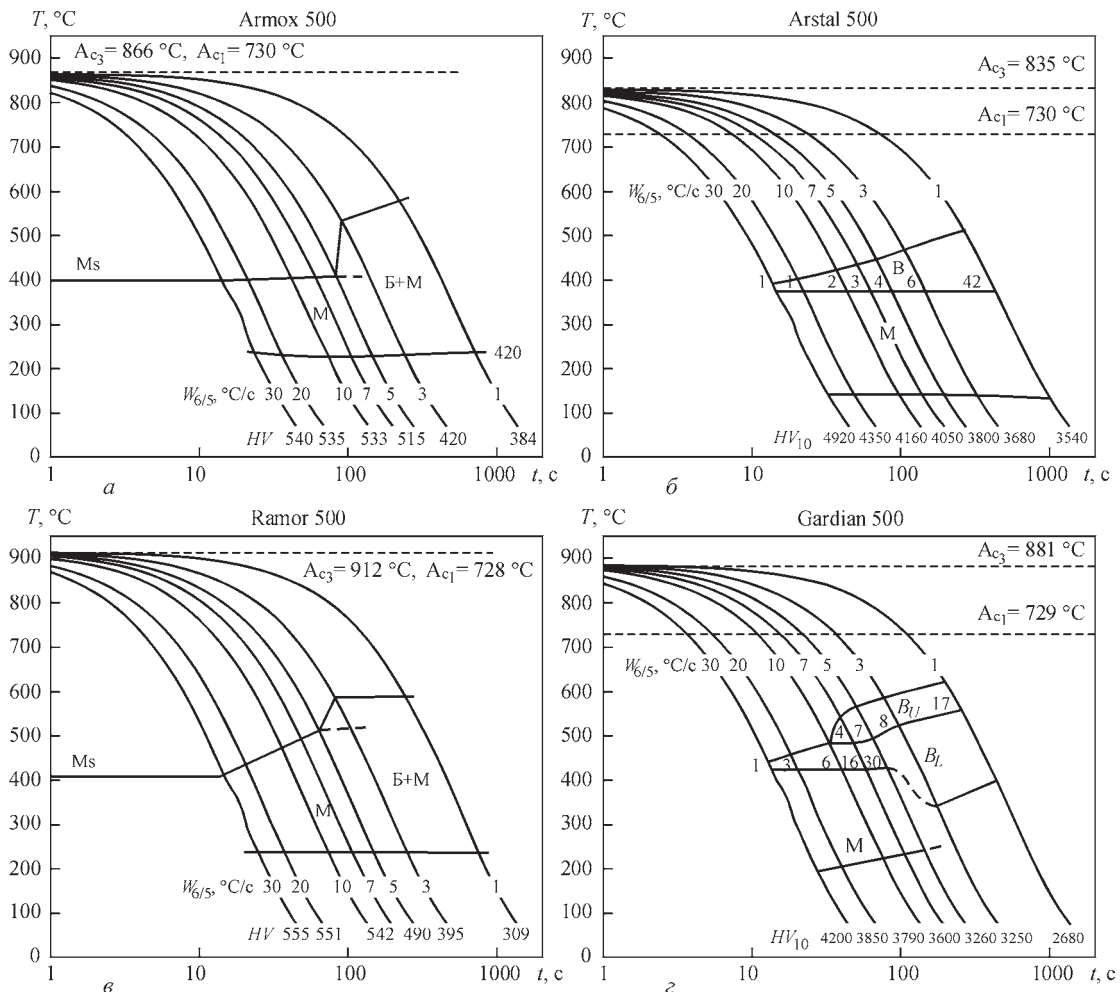


Рис. 3. Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту високоміцних броньових сталей: а – ARMOR 500, б – ARMSTAL 500, в – RAMOR 500, г – QUARDIAN 500 [2, 10]

Це потребує або обробки холодом, або спеціально-го відпуску для стабілізації властивостей [31].

Марганець (Mn) належить до сильних аустенітоутворюючих елементів, які ефективно знижують критичні температури A_{c1} і A_{c3} під час нагрівання. Під час охолодження марганець суттєво знижує температуру M_s і уповільнює швидкість розпаду аустеніту, що робить його одним із найдешевших і найефективніших способів підвищення прогартовуваності [32]. Кінетичний вплив марганцю проявляється у значному підвищенні стійкості аустеніту в перлітній області. Марганець різко знижує критичну швидкість гартування, даючи змогу використовувати масляне або навіть повітряне охолодження для тонких броньових листів [33]. У товстолистовій броні його вміст обмежують через схильність до ліквіації, яка може призводити до смугастості структури та неоднорідності властивостей.

Нікель (Ni), подібно до Mn, розширює аустенітну область і знижує температури A_{c1} , A_{c3} та M_s . Унікальність нікелю полягає в тому, що він знижує температуру евтектоїдного перетворення,

даючи змогу проводити аустенізацію за нижчих температур нагріву, що важливо для запобігання зростанню зерна в товстолистовій броні та збереження високої в'язкості матриці [32]. З точки зору кінетики нікель суттєво зсуває ССТ-діаграми в область більшого часу, забезпечуючи наскрізну прогартовуваність плит завтовшки $> 20 \dots 40$ мм [27, 34]. Він підвищує стійкість аустеніту до утворення фериту й перліту, практично не впливаючи на швидкість бейнітного перетворення. Це дає змогу досягати однорідної мартенситної або бейнітно-мартенситної структури в центрі масивних броньових плит [32, 34].

Хром (Cr) і молібден (Mo) є феритоутворюючими елементами, які підвищують температури A_{c1} і A_{c3} , але водночас різко уповільнюють дифузійний розпад аустеніту. Мо особливо ефективний у розділенні перлітного та бейнітного «носів» на С-подібних кривих, що дає змогу вибірково керувати формуванням структури [31, 35]. Хром збільшує глибину прогартовуваності, забезпечуючи рівномірну твердість по перерізу [36]. Їхній спільний вплив на кінетику проявляється у створенні

широкого діапазону стійкості переохолодженого аустеніту, що дає можливість застосовувати ступінчасте гартування або ізотермічну витримку для отримання наноструктурного бейніту чи рейкового мартенситу з високою щільністю карбідів [37]. Крім того, ці елементи запобігають оборотній відпускній крихкості, блокуючи міграцію шкідливих домішок під час охолодження [32, 37].

Бор (В) у вкрай малих дозах (0,001...0,003 %) радикально підвищує прогартовуваність сталі, практично не впливаючи на положення температур M_s і M_f . Його дія ґрунтується на сегрегації на границях зерен аустеніту, що пригнічує зародження фериту та перліту [38]. Це робить бор незамінним для виробництва броні малої товщини (< 15 мм). Кінетично бор значно збільшує час початку розпаду аустеніту в області високих температур (перлітна зона). Проте його ефективність різко знижується за наявності в сталі азоту, який зв'язує бор в нітриди [32]. Тому бор застосовують у поєднанні з сильними нітридоутворюючими елементами (Ti, Al).

Кремній (Si) підвищує температури початку перетворень A_{c1} і A_{c3} , виступаючи стабілізатором фериту. Його основна роль у кінетиці перетворень полягає у майже повному пригніченні виділення цементиту з аустеніту під час охолодження або з мартенситу під час відпуску [39]. Це дає змогу зберігати вуглець в аустеніті, що призводить до реалізації TRIP-ефекту та підвищення енергопоглинальної здатності [39]. При > 0,5 % кремній уповільнює кінетику бейнітного перетворення, сприяючи формуванню безкарбідного бейніту. Водночас надлишок кремнію в товстих плитах може призводити до зниження пластичності через утворення силікатних включень.

Мікролегувальні елементи, такі як ніобій (Nb), ванадій (V), титан (Ti) та бор (В), впливають на перетворення переважно через контроль розміру зерна аустеніту. Ніобій істотно підвищує температуру початку рекристалізації (T_r), що дає змогу проводити прокатку в режимі накопичення деформації [40]. Подрібнення зерна, у свою чергу, підвищує температуру початку перетворення аустеніту у ферит (A_{r3}), але знижує схильність до росту зерна в ЗТВ [34]. Кінетично ці елементи, виділяючись у вигляді дрібнодисперсних карбонітридів, слугують центрами зародження фаз, що може прискорювати перетворення в певних температурних інтервалах. Ванадій сприяє вторинному зміцненню під час відпуску, виділяючись у вигляді нанорозмірних карбідів за температур 500...600 °C [37]. Титан ефективно зв'язує азот, забезпечуючи ста-

більну дію бору та запобігаючи старінню сталі під дією ударних навантажень [32].

Вплив легувальних елементів на опір броньових сталей різним типам руйнування. Холодні тріщини та інші види уповільненого руйнування. Холодні тріщини є основним дефектом під час зварювання броньових сталей високої твердості, що виникає під дією залишкових напружень і дифузійного водню. Ризик їхньої появи оцінюють за вуглецевим еквівалентом (C_{eq} або P_{cm}), критичний поріг > 0,5...0,6 % [11–13, 15]. Легувальні елементи впливають на цей процес через зміну температури початку мартенситного перетворення (M_s) та кінетику дифузії водню.

Хром, підвищуючи прогартовуваність, одночасно збільшує жорсткість мартенситної ґратки, що робить зону перегріву чутливішою до концентраторів напружень. У товстолистовій броні (Cr = 1,5...2,0 %) ризик тріщиноутворення зменшують попереднім підігрівом до 100...150 °C. Попередній підігрів є загальноприйнятою практикою при зварюванні броньових сталей, його необхідність визначається вуглецевим еквівалентом, погонною енергією зварювання, а також вмістом дифузійного водню, що обумовлений складом зварювальних матеріалів і способом зварювання [4, 11, 13, 15]. Це дає змогу уповільнити швидкість охолодження та забезпечити десорбцію водню з металу шва та ЗТВ. Алюміній опосередковано (через подрібнення зерна) впливає на опір утворенню тріщин. Дрібнозерниста структура має більшу сумарну протяжність границь зерен, які слугують «пастками» для дифузійного водню, знижуючи його локальну концентрацію в критичних вузлах ґратки [11, 13, 15, 18]. Мікролегування Ti та V (0,01...0,03 %) створює «пастки» для водню у вигляді дрібнодисперсних карбідів TiC і VC. Таким чином, сталі з розвинуеною системою мікролегування (Al, Ti, V) виявляються технологічнішими під час зварювання складних вузлів бронекорпусів.

Для запобігання утворенню холодних тріщин використовують низьколеговані зварювальні матеріали, які зменшують градієнт твердості між швом і основним металом. Також роблять витримку бронеплит за температур 150...200 °C протягом кількох годин одразу після зварювання, що призводить до десорбції водню [11, 15, 18].

Протидія відпускній крихкості. Під час термічної обробки виникає явище різкого зниження ударної в'язкості в певних температурних інтервалах відпуску. Для броні це неприпустимо, оскільки її живучість безпосередньо залежить від

здатності матеріалу протистояти крихкому руйнуванню за надвисоких швидкостей деформації. Розрізняють два типи відпускну крихкості – необоротну (I роду) та оборотну (II роду).

Необоротна відпускна крихкість проявляється в інтервалі температур 250...400 °C і відома як «мартенситна крихкість». Механізм її утворення пов'язаний із розпадом пересиченого твердого розчину вуглецю в мартенситі та виділенням карбідів (цементиту) у вигляді суцільних крихких плівок уздовж границь пакетів і рейок мартенситу. Для запобігання цьому виду руйнування застосовують легування кремнієм (зсуває початок виділення цементиту в область вищих температур) [1, 3, 10, 12, 14]. У сталях із 1,5 % Si зона необоротної відпускну крихкості зміщується за межі 400 °C, що дає змогу проводити низький відпуск без ризику крихкості, зберігаючи твердість 500...550 HB.

Оборотна відпускна крихкість розвивається під час нагрівання в інтервалі 450...600 °C або за повільного охолодження через цей інтервал. Це – найнебезпечніший тип крихкості для товстолистової броні (> 20 мм), оскільки масивні плити після відпуску охолоджуються досить повільно по всій товщині. Механізм її утворення пов'язаний із міграцією шкідливих елементів (P, Sb, Sn, As) до границь колишніх аустенітних зерен, що послаблює міжатомні зв'язки на границях і призводить до міжкристалітного руйнування [4, 10, 13]. Деякі елементи, такі як Cr і Mn, підсилюють схильність до оборотної відпускну крихкості, оскільки сприяють сегрегації фосфору на границях зерен. У сталях типу MIL-DTL-12560 (1,5 % Cr) ризик крихкості є вкрай високим [1, 2, 4, 5, 10, 13].

Молібден є ключовим елементом для пригнічення крихкості II роду. У кількості 0,3...0,6 % він уповільнює дифузію фосфору та сам сегрегує на границях, зміцнюючи їх. Саме тому важка танкова броня (наприклад, сталь Mars280/380) завжди легується молібденом [5, 10, 14, 13].

Алюміній опосередковано знижує чутливість до відпускну крихкості обох типів через механізм подрібнення зерна. Дрібнозерниста структура має велику сумарну площу границь зерен, унаслідок чого концентрація шкідливих домішок (зокрема фосфору) на одиницю площі границь стає значно нижчою за критичну і крихкість не розвивається.

У зоні термічного впливу (ЗТВ) на ділянках, нагрітих до 300...400 °C, може розвинути локальна необоротна крихкість. Якщо сталь не легована

кремнієм, ця ділянка стане осередком зародження тріщин під час обстрілу. За багат шарового зварювання товстих плит, коли попередні шари піддаються повторному нагріву наступними проходами, виникає ризик оборотної крихкості.

Для мінімізації цих ефектів у високоміцних броньових сталях необхідно прагнути до максимально низького вмісту фосфору (< 0,010 %) та сірки (< 0,005 %), чого досягають електрошлаковим переплавом (ESR) або вакуумно-дуговим переплавом (VAR). Також потрібно забезпечити збалансоване легування – обов'язкове введення Mo для товстих (> 20 мм) і Si для тонких листів, що піддаються низькому відпуску.

Висновки

Аналіз впливу систем легування високоміцних броньових сталей показує, що товщина броні є визначальним фактором при виборі хімічного складу.

1. Для товщин понад 20 мм «економне» легування призводить до деградації властивостей у центрі плити. Роль хрому, кремнію та алюмінію виходить за межі простого зміцнення – вони визначають технологічну живучість матеріалу під час зварювання та довготривалу експлуатаційну надійність. Майбутнє броньових сталей полягає у сфері мікролегування ніобієм, алюмінієм і ванадієм з метою створення нанорозмірних бар'єрів, що обмежують зростання зерна в ЗТВ.

2. Проведений аналіз показав, що для високоміцних сталей завтовшки < 20 мм ефективними є системи легування з бором і хромом. Для сталей завтовшки > 20 мм необхідне комплексне легування Ni–Cr–Mo для забезпечення структурної однорідності. Статистичний аналіз показав, що для збереження твердості металу ЗТВ при зварюванні важливо контролювати як особисто концентрацію Si та Al, так і рівень їхнього співвідношення.

3. На основі аналізу систем легування, що застосовуються в країнах ЄС і США, можна сформулювати такі рекомендації для проєктування броні. Для легкої броні (< 20 мм): вміст вуглецю має становити 0,22...0,28 % C (для твердості 450...500 HB); система легування Mn–Cr–B із додаванням бору (0,002 %) дає змогу зменшити кількість дефіцитних Ni та Mo; мікролегування титаном Ti (0,02 %) – для зв'язування азоту (щоб бор працював ефективно) та захисту від уповільненого руйнування; а також використання кремнію (до 1,5 %)

4. Для товстолистової броні (> 20 мм) вміст вуглецю має становити 0,26...0,32 % C (для компенсації меншої швидкості охолодження в центрі плити).

ти); доцільною є система легування Cr–Ni–Mo із вмістом нікелю 2,5...4,0 % для забезпечення в'язкого руйнування та пригнічення холодноламкості в товстих перерізах, а молібдену (> 0,5 %) – для запобігання відпускнуї крихкості під час повільного охолодження після відпуску масивних плит.

Список літератури/References

- Bhadeshia, H.K.D.K., Honeycombe, R.W.K. (2006) *STEELS: Microstructure and Properties*. 3rd ed., Elsevier, Amsterdam. ISBN: 978-0-7506-6808-4. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-7506-6808-4.X5000-6>
- Kostin, V.A., Poznyakov, V.D., Berdnikova, O.M. et al. (2021) Influence of structural transformations on the mechanical properties of welded joints of armor steels. *Mater. Sci.*, 56(4), 472–480. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00453-1>
- Bandyopadhyay, P.S., Kundu, S., Ghosh, S.K. et al. (2011) Structure and properties of a low-carbon, microalloyed, ultra-high-strength steel. *Metall. Mater. Trans. A*, 42, 1051–1061. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-010-0523-9>
- MIL-DTL-46100E (2008) *Military specification: Armor plate, steel, wrought, high-hardness*. U.S. Department of Defense.
- MIL-DTL-12560K (2013) *Military specification: Armor plate, steel, wrought, homogeneous (For use in combat vehicles and for ammunition testing)*. U.S. Department of Defense.
- Madhu, V., Bhat, T.B., Gupta, N.K. (2003) Normal and oblique impacts of hard projectile on single and layered plates an experimental study. *Defence Sci. J.*, 53(2), 147–156. DOI: <https://doi.org/10.14429/dsj.53.2139>
- Bekci, M.L., Canpolat, B.H., Usta, E. et al. (2021) Ballistic performances of Ramor 500 and Ramor 550 armor steels at mono and bilayered plate configurations. *Eng. Sci. Technol., Int. J.*, 24(4), 990–995. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jestech.2021.01.001>
- Industeel (ArcelorMittal) (2023) *Mars protection steels: Technical characteristics and ballistic performance*. <https://industeel.arcelormittal.com/wp-content/uploads/2024/01/DS-PROTECTION-MARS-500-EN-23.pdf>
- Coufal, V., Křesťan, J., Vnouček, M. (2022) Ballistic resistance of ARMOX advance according to NATO standard AEP-55 STANAG 4569. *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*, 1243, 012002. DOI: <https://doi.org/10.1088/1757-899X/1243/1/012002>
- Bernatskyi, A.V., Berdnikova, O.M., Sydorets, V. (2021) Laser welding of stainless steel 321 in different welding positions. *Solid State Phenomena*, 313, 106–117 DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.106>
- Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of Hydrogen Energy*, 33(7), 1897–1908. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2008.01.035>
- Abedini, A., Rastegary, H., Emam, S.M. (2022) Effect of quenching and partitioning process on the microstructure and tensile properties of medium carbon high silicon steel. *J. Metall. Mater. Eng.*, 33(2), 59–72. DOI: <https://doi.org/10.22067/jmme.2022.74973.1039>
- Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Poznyakov, V.D. et al. (2020) Structural transformations of the metal of heat-affected zone of welded joints of high-strength armor steels. *Mater. Sci.*, 55(6), 863–869. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00380-7>
- Zhao Zheng-zhi, Tong Ting-ting, Zhao Ai-min et al. (2014) Effect of Mn and Si on the microstructure and mechanical properties of medium manganese hot-rolled high-strength steel. *Chinese J. of Engineering*, 36(S1), 133–139. DOI: <https://doi.org/10.13374/j.issn1001-053x.2014.s1.025>
- Wen, H., Wang, Q., Dou, Y. et al. (2024) Comparison of strengthening mechanism of the Nb, V, and Nb-V micro-alloyed high-strength bolt steels investigated by microstructural evolution and strength modeling. *Metals*, 14(11), 1309. DOI: <https://doi.org/10.3390/met14111309>
- Youssef, M., El-Shenawy, E.H., Khair-Eldeen, W. et al. (2023) The influences of Nb microalloying and grain refinement thermal cycling on microstructure and tribological properties of Armox 500T. *Materials*, 16(23), 7485. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma16237485>
- Atapek, S.H. (2013) Development of a new armor steel and its ballistic performance. *Defence Sci. J.*, 63(3), 271–277. DOI: <https://doi.org/10.14429/dsj.63.1341>
- Kim, D.W., Kim, S., Yang, J. et al. (2022) Enhancement of ballistic performance enabled by boron-doping in subzero-treated (ferrite+austenite+martensite) triplex lightweight steel. *Mater. Characterization*, 190, 112021. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2022.112021>
- Yang, Y., Wang, X.-X., Qu, J.-B. (2014) Effect of boron on CGHAZ microstructure and toughness of high-strength low-alloy steels. *J. of Iron and Steel Research Intern.*, 21, 787–792. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(14\)60142-4](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60142-4)
- Du, Y.-F., Lu, H.-H., Shen, X.-Q. (2022) Coupled effects of banded structure and carbide precipitation on mechanical performance of Cr–Ni–Mo–V steel. *Mater. Sci. Eng.: A*, 832, 142478. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.142478>
- Qian Yu, Yuliang Zhao, Feiyu Zhao (2025) Effect of austenitizing temperature on microstructure and mechanical properties of medium carbon spring steel. *Mater. Letters: X*, 26, 100251. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mlblux.2025.100251>
- Zhu, K., Shi, H., Chen, H. et al. (2018) Effect of Al on martensite tempering: Comparison with Si. *J. Mater. Sci.*, 53, 6951–6967. DOI: <https://doi.org/10.1007/s10853-018-2037-6>
- Souza, E.R.S., Weber, R.P., Monteiro, S.N. et al. (2021) Microstructure effect of heat input on ballistic performance of welded high-strength armor steel. *Mater.*, 14, 5789. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14195789>
- Hu, C., Lee, P., Chen, J. (2002) Ballistic performance and microstructure of modified rolled homogeneous armor steel. *J. of the Chinese Institute of Engineers*, 25(1), 99–107. DOI: <https://doi.org/10.1080/02533839.2002.9670684>
- Dolzhenko, A.S., Dolzhenko, P.D., Belyakov, A.N., Kaibyshev, R.O. (2021) Microstructure and impact toughness of high-strength low-alloy steel after tempforming. *Phys. Metals Metall.*, 122, 1014–1022. <https://doi.org/10.1134/S0031918X21100021>
- Khan, W., Tufail, M., Chandio, A.D. (2022) Characterization of microstructure, phase composition, and mechanical behavior of ballistic steels. *Mater.*, 15(6), 2204. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma15062204>
- Kononenko, G.A., Kimstach, T.V., Safronova, O.A., Podolskyi, R.V. (2023) Ways of increasing the stability and survival of rolled sheet made of armored steel (Overview). *Fundamental and Applied Problems of Ferrous Metallurgy*, 37, 447–464. DOI: <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2023-37-447-464>
- Magudeeswaran, G., Balasubramanian, V., Madhusudhan Reddy, G. (2008) Hydrogen induced cold cracking studies on armour grade high strength, quenched and tempered steel weldments. *Int. J. of Hydrogen Energy*, 33(7), 1897–1908. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.IJHYDENE.2008.01.035>
- Savic, B., Cabrilo, A. (2021) Effect of heat input on the ballistic performance of armor steel weldments. *Mater. (Basel)*, 14(13), 3617. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma14133617>
- Zavdoveev, A.V., Poznyakov, V.D. et al. (2020) Features of structure formation and properties of joints of S460M steel made by pulsed-arc welding. *The Paton Welding J.*, 6, 9–13. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2020.06.02>
- Suzuki, T., Teramoto, S., Neishi, Y. (2024) Effect of silicon addition on carbide transition in tempered martensite of middle carbon steels. *ISIJ Intern.*, 64(2), 268–276. DOI: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISI-JINT-2023-165>
- Bailey, R.E., Swiatek, T.J. (2013) *High hardness, high toughness iron-base alloys and methods for making same*. U.S. Patent No. 8,444,776. U.S. Patent and Trademark Office.

33. Refaiy, H., El-Shenawy, E., Kömi, J., Ali, M. (2026) Strategic niobium integration and thermomechanical processing in the advancement of novel CMnSiAlPMo TRIP-aided bainitic steel. *Sci. Rep.*, **16**, 7509. DOI: <https://doi.org/10.1038/s41598-026-38448-0>
34. Fras, T., Roth, C.C., Mohr, D. (2018) Fracture of high-strength armor steel under impact loading. *Intern. J. of Impact Eng.*, **111**, 147–164. <https://doi.org/10.1016/j.ijimpeng.2017.09.009>
35. Schick, R.E. et al. (2021) Increasing hardenability and hardness of quenching and tempering alloys by substituting chromium with manganese. *Mater. Sci. Forum*, **1016**, 493–498. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.1016.493>
36. Yu, Q., Zhao, Y., Zhao, F. (2024) Influence of nickel on microstructure and mechanical properties in medium-carbon spring steel. *Mater.*, **17**(10), 2423. DOI: <https://doi.org/10.3390/ma17102423>
37. Caballero, F.G., Bhadeshia, H.K.D.H., Mawella, K.J.A. et al. (2002) Very strong low temperature bainite. *Mater. Sci. Technol.*, **18**(3), 279–284. DOI: <https://doi.org/10.1179/026708301225000725>
38. Slyvins'kyy, O. A., Kvasnyts'kyy, V. V., Vladymyrskyi, I. A. et al. (2024) Effect of heat input during welding on the microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone of MIL-A-46100 armour steel. *Metal. Advanc. Technol.*, **46**(7), 663–677. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.46.07.0663>
39. Edmonds, D.V., He, K., Rizzo, F.C. et al. (2006) Quenching and partitioning martensite – A novel steel heat treatment. *Mater. Sci. Eng. A*, **438–440**, 25–34. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.133>
40. Zhao, Y., Zheng, J., Chen, L., Liu, X. (2022) Static recrystallization behavior of low-carbon Nb-V-microalloyed forging steel. *Metals*, **12**(10), 1745. <https://doi.org/10.3390/met12101745>

INFLUENCE OF ALLOYING ELEMENTS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-HARDNESS STEEL WELDED JOINTS (Review)

V.A. Kostin, V.D. Poznyakov, I.I. Alekseenko, T.O. Alekseenko, O.S. Kushnarova, O.M. Berdnikova

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

This article provides a comprehensive metallurgical analysis of high-hardness (450...550 HB) and ultra-high-hardness (>600 HB) armor steels. The primary focus is placed on the selection of an alloying system based on the armor plate thickness (with a threshold of 20 mm) and the corresponding metal hardness). The mechanisms of chromium, silicon, and aluminum influence on hardenability, martensitic structure stability, and ballistic resistance are examined. A dedicated section covers the processes in the heat-affected zone (HAZ) during welding, analyzing the formation of the «softened zone» and methods for preventing delayed fracture. A comparative analysis of US (MIL standards) and EU armor steels (ArmoX, Mars, Ramor) identifies modern trends in protection design for light and heavy armored vehicles. 40 Ref., 2 Tabl., 3 Fig.

Keywords: high-hardnesssteels, HHA, UHHA steels, structure, HAZ metal, coldcracks, delayedfracture, CCT diagrams

ORCID

V.A. Костін – <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>,
 І.І. Алексєєнко – <https://orcid.org/0000-0002-2595-1684>, Т.О. Алексєєнко – <https://orcid.org/0000-0001-8492-753X>,
 О.С. Кушнарєва – <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>, О.М. Берднікова – <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

V.A. Костін

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

E-mail: valerykostinepwi@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.А. Костін, В.Д. Позняков, І.І. Алексєєнко, Т.О. Алексєєнко, О.С. Кушнарєва, О.М. Берднікова (2026) Вплив легувальних елементів на структуру та властивості зварних з'єднань сталей високої твердості (Огляд). *Автоматичне зварювання*, **05**, 10–21. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.05.02>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 26.02.2026

Отримано у переглянутому вигляді 25.05.2026

Підписано до друку 30.09.2026

Оприлюднено 20.10.2026

