

**І. І. Алексєнко**<sup>1</sup>, ORCID 0000-0002-2595-1684**В. А. Костін**<sup>1,\*</sup>, д.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0002-2677-4667<sup>1</sup> *Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України*\* *Автор для листування: valerykostinepwi@gmail.com*

## **ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ВИСОКО ТВЕРДИХ СТАЛЕЙ. (ОГЛЯД)**

**Анотація.** Представлено комплексний металознавчий аналіз легування броньових сталей високої твердості (ННА, 450–550 НВ) та ультрависокої твердості (УННА, > 600 НВ). Основну увагу приділено синергетичним і конкуруючим ефектам впливу кремнію (Si) та алюмінію (Al) залежно від товщини броньового листа, де 20 мм виступає критичним технологічним порогом. Встановлено, що для легкої броні (< 20 мм), за умов домінування загрози пробиття високошвидкісними снарядами, пріоритетним є максимальний вміст кремнію для забезпечення поверхневої твердості. Для важкої броні (> 20 мм) першочергового значення набуває забезпечення наскрізної прожарюваності та в'язкості, що досягається за рахунок підвищеного вмісту алюмінію для подрібнення аустенітного зерна. Проаналізовано вплив співвідношення Al/Si на баланс твердості, міцності, ударної в'язкості та технологічності, зокрема на стабільність мікроструктури в зоні термічного впливу (ЗТВ) зварного з'єднання. Показано необхідність диференційованого підходу до вибору системи легування та оптимізації співвідношення Al/Si у строгій відповідності до товщини броні й очікуваних механізмів руйнування. Підтверджено, що кремній Si та алюміній Al критично впливають на формування структури металу зони термічного впливу (ЗТВ), причому характер цього впливу визначається товщиною броні, забезпечують оптимальний баланс механічних властивостей за високого рівня твердості > 400 НВ. Використання кремнію Si підвищує структурну стабільність металу ЗТВ, тоді як легування хромом Cr забезпечує твердість на рівні близько 500 НВ за рахунок формування карбідів типу M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>. Для сталей малих товщин броні (< 20 мм) оптимальним є співвідношення Al/Si < 0,02. Для броньових сталей великих товщин броні (> 20 мм) оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію зміщується у бік Al/Si > 0,1. Підвищення вмісту алюмінію (до 0,5 %) є необхідним для забезпечення дрібнозернистої структури по всій товщині плити.

**Ключові слова:** сталі високої твердості, сталі ННА та УННА, товщина броні, метал ЗТВ, мікроструктура.

© І. І. Алексєнко, В. А. Костін, 2026



Ця стаття відкритого доступу за ліцензією CC BY-NC-ND 4.0  
<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/legalcode.uk>

**Посилання для цитування:** Алексеєнко І. І., Костін В. А. Особливості структурних перетворень металу зони термічного впливу високо твердих сталей. (Огляд). *Фундаментальні та прикладні проблеми чорної металургії*. 2026. Вип. 40. С. 166-185. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-010>

## Вступ

Еволюція броньових сталей за останні десятиліття характеризується переходом від класичних гомогенних сталей середньої твердості (Rolled Homogeneous Armor, RHA) до високотехнологічних систем високої (High Hardness Armor, ННА, 450–550 НВ) та ультрависокої твердості (Ultra High Hardness Armor, УННА, > 600 НВ) [1, 2]. Такий перехід зумовлений необхідністю підвищення захисних характеристик при одночасному зменшенні маси бронеконструкцій. Сучасні стандарти, зокрема MIL-DTL-46100 у США, а також провідні європейські марки, включаючи Armoх (SSAB) і Mars (Industeel), відображають цю тенденцію, встановлюючи високі вимоги до хімічного складу та механічних властивостей матеріалів [3, 4].

Центральною проблемою металознавства броні є досягнення складного балансу між двома конкуруючими властивостями: забезпеченням високої твердості, необхідної для руйнування або деформації осереддя уражаючого елемента, та достатньої ударної в'язкості, яка дозволяє поглинати кінетичну енергію удару без крихкого руйнування і утворення вторинних уламків [7]. Цей баланс безпосередньо залежить від мікроструктури сталі, яка, у свою чергу, визначається хімічним складом і режимом термічної обробки [1, 5].

У цьому контексті товщина броньового листа виступає фундаментальним фактором, що визначає стратегію легування. Критичний поріг у 20–30 мм розмежує підходи до проектування сталей через принципові відмінності в кінетиці охолодження під час гартування та, як наслідок, у домінуючих механізмах руйнування. Для тонколистової броні пріоритетною є максимальна поверхнева твердість, тоді як для важких плит – наскрізна прожарюваність і опір крихкому руйнуванню сколом [5, 20].

Для легкої броні (БТР, товщина < 20 мм) переважно застосовують спеціальні сталі Mars 500 (2,5–20 мм, 500 НВ) та Armoх 500Т (3–80 мм, але оптимально < 20 мм), де висока поверхнева твердість компенсує малу товщину. Для важкої броні (танки, товщина > 20 мм) використовують Mars 440/600 (до 80 мм) і MIL-A-46100 (до 50 мм), у яких легування забезпечує однорідність прожарюваності та властивостей по всій товщині (табл. 1).

Основна проблема під час зварювання броньових сталей полягає в тому, що у зварних з'єднаннях, зокрема в металі зони термічного впливу

(ЗТВ), можуть утворюватися холодні тріщини [9, 25], які залежать від вуглецевого еквівалента, сповільнене руйнування, пов'язане з водневим окрихченням, залишковими напруженнями та структурною чутливістю [27, 28], а також відпускна крихкість сталей і їх зварних з'єднань [6, 10].

Основна проблема під час зварювання броньових сталей полягає в тому, що у зварних з'єднаннях, зокрема в металі зони термічного впливу (ЗТВ), можуть утворюватися холодні тріщини [9, 25], які залежать від вуглецевого еквівалента, сповільнене руйнування, пов'язане з водневим окрихченням, залишковими напруженнями та структурною чутливістю [27, 28], а також відпускна крихкість сталей і їх зварних з'єднань [6, 10].

Таблиця 1 – Порівняння ключових марок сталей ЄС і США [3, 4, 16, 17, 24]

| № | Товщина,<br>мм | Хімічний склад, ваг. % |     |     |     |     |     | Твердість,<br>НВ | Структура                            |
|---|----------------|------------------------|-----|-----|-----|-----|-----|------------------|--------------------------------------|
|   |                | C                      | Si  | Cr  | Ni  | Mo  | Al  |                  |                                      |
| 1 | 2,5–20         | 0,28                   | 0,4 | 1,2 | 1,5 | 0,6 | 0,5 | 500              | Мартенсит+<br>залишковий<br>аустеніт |
| 2 | 4,0–50         | 0,30                   | 0,5 | 1,5 | 2,0 | 0,8 | 0,5 | 600              | Бейніт+<br>мартенсит                 |
| 3 | 3,0–80         | 0,29                   | 0,4 | 1,0 | 1,8 | 0,5 | 0,4 | 540              | Відпущений<br>мартенсит              |
| 4 | 4,7–50         | 0,31                   | 0,4 | 1,5 | 1,5 | 1,0 | 0,5 | 534              | Мартенсит +<br>карбіди               |
| 5 | 4,7–50         | 0,28                   | 0,3 | 1,4 | 1,4 | 0,9 | 0,4 | 500              | Q&T<br>мартенсит                     |

Прийняті позначення: Сталі: 1 - Mars 500 (ЄС); 2 - Mars 600 (ЄС); 3 - Armoх 500Т (ЄС); 4 - MIL-DTL-46100 (США); 5 – Dynamic Armor 46100 (США).

**Мета дослідження** – проведення комплексного статистичного аналізу специфічного впливу кремнію та алюмінію, а також їх співвідношення (Al/Si), на формування мікроструктури, механічних властивостей і технологічності (зокрема зварюваності) броньових сталей залежно від їх товщини.

### Результати дослідження та їх обговорення

*Вплив товщини броні на вибір легувальних елементів.* Для легкоброньованої техніки (БТР) з товщиною до 20 мм застосовують системи легування з акцентом на швидке гартування та високу поверхневу твердість, тоді як для важкої броньової техніки з товщиною листа понад 20 мм використовують системи легування, що забезпечують підвищену прожарюваність по перерізу, мінімізуючи утворення м'яких зон по товщині. Ці сталі піддають гартуванню та відпуску (Q&T), у результаті чого формується відпущений мартенсит із

дисперсійним твердненням, що забезпечує необхідний баланс властивостей без застосування додаткових технологічних прийомів обробки деталей.

Системи легування броньових сталей еволюціонували від RHA (Rolled Homogeneous Armor) до УННА, у яких вміст вуглецю (C) обмежується 0,25–0,31 % з метою запобігання крихкості, а легувальні елементи (Ni, Mo, Si, Cr, Al) контролюють фазові перетворення. У сталях Mars 600 (ЄС) та MIL-DTL-46100 (США) сумарний вміст Ni+Mo забезпечує підвищену в'язкість, тоді як Si, Cr і Al відіграють суттєву роль у процесах рекристалізації та стабілізації мікроструктури.

Для сталей товщиною менше 20 мм (БТР) основний акцент робиться на вмісті Si (0,4–1,0 %) і Cr (1,0–1,5 %), мінімізуючи співвідношення Ni/Mo з метою зниження маси, тоді як для сталей товщиною понад 20 мм (танки) пріоритетними є Ni (1,0–3,0 %), Mo (0,5–1,0 %) та Cr (1,0–2,0 %) для забезпечення глибокого гартування.

Кремній (Si) у сталі Armoх 500Т (0,2–0,5 %) стабілізує положення точки мінімального часу перлітного перетворення (перлітного «носа») на CCT-діаграмах, що забезпечує формування мартенситу за швидкостей охолодження 50–200 °С/с для тонких листів. Водночас у товстих плитах сталі Mars 600 вміст Si понад 0,5 % призводить до зниження в'язкості внаслідок можливого утворення інтерметалідів [6, 8].

Хром (Cr) у сталі MIL-DTL-46100 (1,0–1,5 % Cr) підвищує твердість карбідів типу  $M_7C_3$ , забезпечуючи твердість на рівні близько 500 НВ на глибині понад 20 мм, однак у тонких листах (< 20 мм) вміст Cr понад 1,5 % спричиняє утворення тріщин внаслідок об'ємного розширення [3, 4, 18].

Нікель (Ni) у кількості 1,0–1,5 % у сталі Dynamic Armog 46100 та молібден (Mo) у кількості 0,5–1,0 % у сталях Mars 500/600 стабілізують аустеніт [6, 8], зсуваючи температуру мартенситного перетворення Ms на 50–100 °С у бік нижчих температур, що є критичним для товстих плит, де охолодження відбувається повільніше [8, 12, 14].

Для товщин менше 20 мм у ЄС застосовують сталі Armoх 500Т, у яких оптимізовано сумарний вміст Cr+Ni+Mo відповідно до європейських балістичних стандартів захисту EN 1522 (класи FB6/FB7) [11, 13, 21]. Для товщин понад 20 мм використовують сталь Mars 440 з підвищеним вмістом молібдену Mo для формування бейніто-мартенситної структури

Алюміній (Al) у кількості 0,5–1,5 % в експериментальних броньових сталях Fe–Mn–Al–C (США) у товстих плитах (> 20 мм) формує щільні оксидні включення, підвищуючи в'язкість за рівня твердості 330–500 НВ, подібно до високомарганцевих і високоалюмінієвих сталей. Водночас у легкій броні вміст алюмінію слід обмежувати до < 0,5 %

з метою запобігання утворенню крихких нітридів [22].

Таким чином, кремній, нікель і молібден стабілізує аустеніт, хром сприяє формуванню карбідів твердіння, а алюміній створює оксидні бар'єри, що є особливо важливим для контролю структури в зоні термічного впливу (ЗТВ) під час зварювання [9, 10].

Питання щодо того, який саме елемент і в якій мірі впливає на параметри броні (бронестійкість, ударну в'язкість, твердість), є складним через багатофакторність процесів, різницю механізмів їх дії та взаємний вплив. Для оцінювання внеску окремих параметрів було використано алгоритм машинного навчання (випадковий ліс), який широко застосовується для розв'язання задач класифікації та регресії [26].

Як видно з рис. 1, основний вплив на бронестійкість чинять тепловкладення (~ 60 %) та вміст алюмінію (~ 20 %); на ударну в'язкість домінує вплив алюмінію (~ 70 %) і нікелю (~ 20 %), тоді як на твердість металу ЗТВ істотно впливають тепловкладення (~ 45 %) і вміст вуглецю (~ 30 %), хрому (до 10 %), а також молібдену та кремнію в рівних частках (~ 5 %).

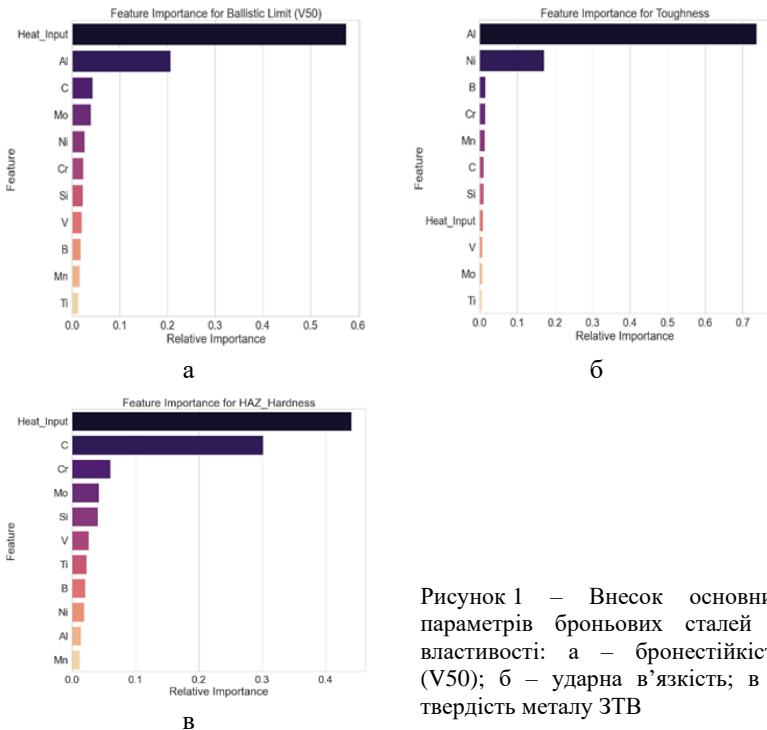


Рисунок 1 – Внесок основних параметрів броньових сталей у властивості: а – бронестійкість (V50); б – ударна в'язкість; в – твердість металу ЗТВ

Водночас практичним критерієм вибору системи легування є коефіцієнт прожарюваності сталі: для тонких листів достатньо 0,4–0,6 % Si+Mn для формування мартенситної структури на поверхні, тоді як для товстих листів необхідний сумарний вміст Cr+Mo понад 2,0 % для повної прожарюваності [6, 8, 12]. У США сталь MIL-DTL-46100E з вмістом Ni 1,5 %, Cr 1,5 % і Mo 1,0 % придатна для товщин 20–50 мм, тоді як у ЄС сталь Mars 600 (NF A36-800 THD4) з оптимізованим співвідношенням Cr/Mo застосовується для товщин 4–50 мм [3, 4, 19]. Розподіл за товщиною відображає дифузійні обмеження: при товщині < 20 мм переважає поверхнєве охолодження ( $\Delta T/\Delta t > 100$  °C/c) з формуванням мартенситу, а при > 20 мм — об'ємне охолодження, яке потребує легуючих елементів, що зсувають температуру початку перлітного перетворення.

Структура цих сталей після гартування та відпуску (Q&T) складається з відпущеного мартенситу з 5–15 % залишкового аустеніту (RA) та дисперсних карбідів, що забезпечує межу міцності 1450–2000 МПа та відносне подовження 7–10 % (рис. 2).

У сталях Mars 600 (ЄС, 4–50 мм, 570–640 НВ) і MIL-DTL-46100 (США) легування мінімізує крихкість, зсуваючи температуру початку мартенситного перетворення ( $M_s$ ) на 50–150 °C у бік нижчих значень [3, 18, 19]. Перспективними напрямками подальшого розвитку броньових сталей слід вважати високомарганцеві (high-Mn) та високоалюмінієві (high-Al) склади, які дозволяють зменшити масу та підвищити питому міцність матеріалу.

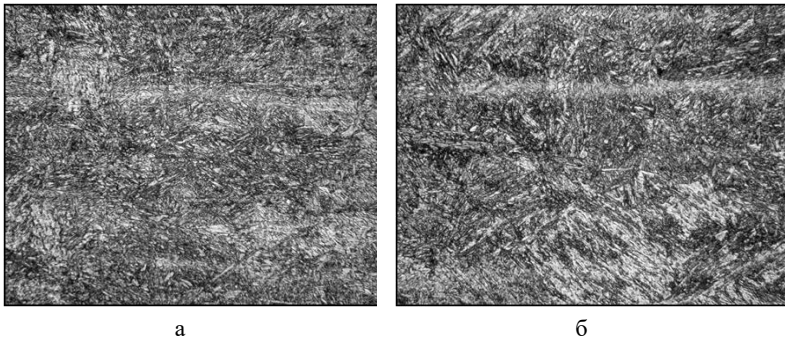


Рисунок 2 – Мікроструктура броньової сталі 71 після гартування та відпуску (Q&T),  $\times 500$

*Вплив товщини броні на мікроструктуру сталі.* Для легкої броні (БТР, товщина < 20 мм) характерною є мікроструктура пакетного відпущеного мартенситу (товщина ламелей 0,2– 0,5 мкм) з 5– 10 % залишкового аустеніту, що формується за швидкостей охолодження

понад 150 °C/c у металі зони термічного впливу (ЗТВ) та забезпечує твердість на рівні 480–540 НВ. У сталі Armoх 500 (2,5–20 мм) кремній Si (0,3–0,5 %) і хром Cr (~1,0 %) прискорюють зародження мартенситу на границях аустенітних зерен, запобігаючи формуванню перліту за умов поверхневого охолодження, що підтверджується діаграмами термокінетичних перетворень (CCT) для сталі Armoх 500Т (рис. 3) [17, 20].

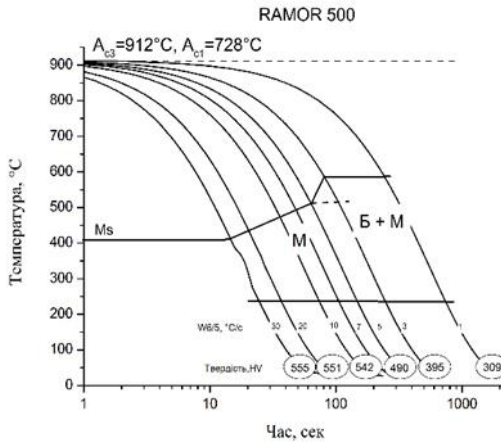
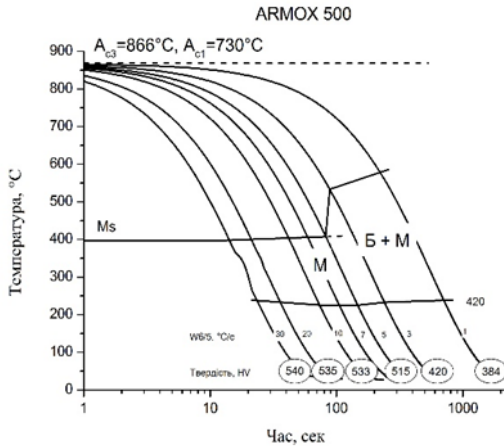


Рисунок 3 – Діаграма термокінетичних перетворень сталей Armoх 500Т (а) та Ramор 500 товщиною 20 мм

Механізм формування структури високотвердих сталей малої товщини полягає у швидкій дифузії кремнію Si до границь зерен, що стабілізує ферит, тоді як хром Cr утворює карбіди, які блокують ріст зерна (розмір 10–15 мкм), підвищуючи межу міцності до 1450–1750 МПа.

Алюміній Al за низьких концентрацій (< 0,5 %) у тонких листах сталі MIL-DTL-46100 сприяє дисперсійному твердінню за рахунок частинок AlN, підвищуючи ударну в'язкість за твердості 477–534 НВ [3, 4], однак потребує контролю вмісту кисню O з метою уникнення зон внутрішнього окислення. Співвідношення Ni/Mo (1,0–1,5 %) знижує температуру мартенситного перетворення Ms, забезпечуючи 8–10 % залишкового аустеніту для реалізації TRIP-ефекту за балістичного навантаження, як у сталі Armoх 500T, що дозволяє відповідати вимогам класів захисту FB6/FB7 [11, 13, 21]. Швидкість охолодження 100–300 °C/c у металі ЗТВ тонких плит формує голчастий мартенсит без утворення бейніту, на відміну від товстих плит.

Для важкої броні (танки, товщина > 20 мм) характерною є мікроструктура з низьковуглецевою бейніто-мартенситною складовою (50–70 % мартенситу та бейніту) з карбідами типу  $M_{23}C_6$  та  $Mo_2C$ , що забезпечують твердість 450–600 НВ по всьому перерізу та формуються за швидкостей охолодження 20–100 °C/c [12, 14]. У сталі Mars 600 (20–50 мм) використовують хром Cr (1,5–2,0 %) і молібден Mo (близько 0,8 %) для зсуву часу початку перлітного перетворення на 10–20 с, що забезпечує утворення мартенситу в середині товщини, тоді як вміст кремнію Si (~ 0,4 %) пригнічує утворення цементиту.

Механізм формування структури високотвердих сталей великої товщини полягає в дифузії хрому Cr в аустеніт з утворенням карбідів  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  на межах зерен, які блокують їх ріст (20–30 мкм) і підвищують ударну в'язкість до 20 Дж/см<sup>2</sup> за рівня твердості близько 600 НВ.

Алюміній Al (1,0–1,5 %) у високоалюмінієвих броньових сталях Fe–Mn–Al–C утворює дисперсні оксиди  $Al_2O_3$ , що виконують роль бар'єрів росту зерна понад 30 мкм [2], стабілізуючи структуру за умов повільного охолодження та знижуючи густину сталі до 7,2 г/см<sup>3</sup> порівняно з 7,9 г/см<sup>3</sup> для сталей типу RHA. Нікель Ni (2,0–3,0 %) у сталі MIL-A-46100 розширює аустенітну область, запобігаючи утворенню фериту в центрі плит [4, 8, 18].

Швидкість охолодження істотно впливає на формування структури цих сталей: за швидкості 50 °C/c формується бейніт із твердістю близько 500 НВ, тоді як за зниження швидкості до 10 °C/c утворюється перліт, що спричиняє падіння твердості до 300 НВ, що є критичним для танкової броні.

*Особливості формування структури в зоні термічного впливу під час зварювання броньових сталей.* Під час дугового зварювання броньових сталей метал зони термічного впливу (ЗТВ) характеризується формуванням складного градієнтного мікроструктурного складу [7, 9]. У температурному інтервалі 1100–1400 °С формується зона крупного зерна (SC-HAZ) з мартенситною структурою та твердістю 500–580 НВ. У діапазоні 900–1100 °С утворюється надкритична зона (FG-HAZ) зі структурою ферит + мартенсит і твердістю близько 420 НВ. За температур 700–900 °С формується міжкритична зона (IC-HAZ) зі структурою бейніт + ферит + залишковий аустеніт і твердістю 350–450 НВ. За температур 500–700 °С утворюється субкритична зона (SC-HAZ), що складається із самовідпущеного мартенситу з твердістю 300–350 НВ [9, 10, 15, 29] (рис. 4).

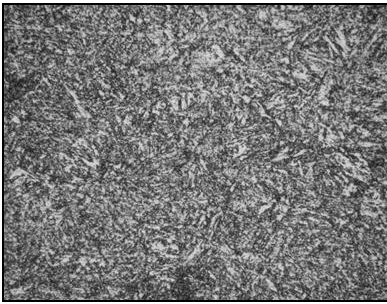
Швидкість охолодження ( $V_{\text{охл}}$ ) визначає характер фазових перетворень: за швидкостей охолодження 100–300 °С/с формується мартенсит (температура  $M_s$  зсувається приблизно на 80 °С), за 20–80 °С/с – бейніт (температура  $B_s \sim 450$  °С), а за швидкостей < 10 °С/с – перліт (температура  $P_s \sim 650$  °С). У сталі Mars 500 вміст кремнію Si (близько 0,4 %) зсуває час початку утворення перліту  $P_s$  на 20 с, що запобігає формуванню перліту в надкритичній зоні SC-HAZ [10, 15].

Хімічний склад металу ЗТВ зазнає змін: твердий розчин збіднюється вуглецем на 0,05–0,12 % С внаслідок карбідоутворення та формування карбідів  $Cr_{23}C_6$ ; кремній Si шерегує до границь зерен (збільшуючи локальний вміст на 0,1–0,2 %); алюміній Al утворює нітриди AlN (зростання об'ємної частки приблизно на 15 %) [22]. Це призводить до локального підвищення твердості (на  $\sim 50$  НВ) та зниження ударної в'язкості (на  $\sim 25$  Дж/см<sup>2</sup>). Співвідношення Ni/Mo стабілізує вміст залишкового аустеніту (RA) на рівні 5–15 %, що покращує балістичну стійкість V50 [11, 13, 21].

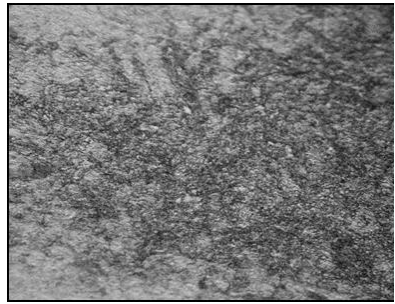
*Особливості впливу вмісту кремнію та алюмінію в броньових сталях і їх зварних з'єднаннях.* Кремній при вмісті 0,3–0,6 % у броньових сталях відіграє ключову роль у процесі стабілізації аустеніту, зміщуючи перлітну носову точку ( $P_s$ ) на 15–25 секунд вправо на CCT-діаграмах, що дає змогу формувати мартенсит за швидкостей охолодження 50–200 °С/с, які оптимально відповідають умовам для легкої броні (товщина < 20 мм) [6, 8].

У сталі Armoх 500Т (Si 0,4 %) кремній дифундує до границь аустенітного зерна (коефіцієнт дифузії кремнію  $DSi = 1,5 \times 10^{-12}$  м<sup>2</sup>/с при 900°С), блокуючи зародження фериту і перліту за рахунок зниження енергії активації на 20–30 кДж/моль. Це забезпечує формування до 95 % мартенситної структури в сталі Mars 500 (товщина 2,5–20 мм), підвищуючи поверхневу твердість до 540 НВ без утворення бейніту

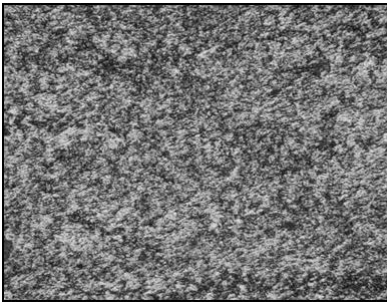
[12, 14]. Кремній також запобігає утворенню карбідів під час відпуску [6, 12], що є критичним для підвищення рівня в'язкості руйнування [8].



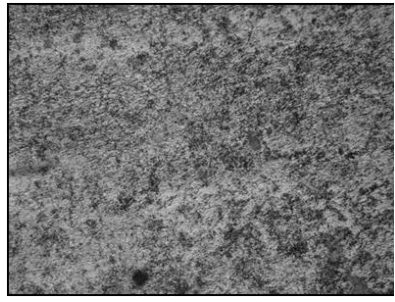
а



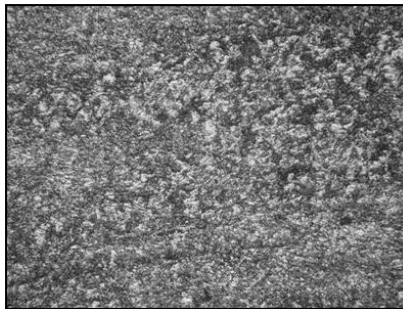
б



в



г



г

Рисунок 4 – Мікроструктура металу ЗТВ сталі 92: а – основний метал;  
б – зона крупного зерна (CG-HAZ); в – надкритична зона (FG -HAZ);  
г – міжкритична зона (IC-HAZ); г – субкритична зона (SC-HAZ)

У товстих плитах сталі Mars 600 (Si 0,5 %, товщина > 20 мм) надлишок кремнію сприяє формуванню оксидів  $\text{SiO}_2$  та інтерметалідів

(Fe,Mn)Si, що знижує ударну в'язкість на 20–30 Дж/см<sup>2</sup> внаслідок когерентних напружень на границях фаз ( $\epsilon = 0,02\text{--}0,05$ ). Проте в комбінації з марганцем Mn (1,2 %) кремній підсилює TRIP-ефект, стабілізуючи 10–12 % залишкового аустеніту (RA), що є критичним для балістичної стійкості V50 > 900 м/с [11]. Для легкої броні оптимальним є вміст Si ~ 0,4 %, що забезпечує прожарюваність прутка (тест Jominy) на глибину 25–30 мм [6].

Кремній підвищує границю міцності на 150–200 МПа за рахунок твердорозчинного зміцнення ( $\Delta\sigma = 40 \times \%Si$ , МПа) та дисперсійного зміцнення карбідами SiC, але знижує пластичність при вмісті > 0,6 % через сегрегацію на дефектах [6, 8, 12]. У сталі MIL-DTL-46100E (Si 0,4 %) це дозволяє збалансувати твердість на рівні 534 НВ при ударній в'язкості KCV = 35 Дж/см<sup>2</sup> за температури -40 °С, на відміну від Armoх 500Т, де кремній додатково підвищує корозійну стійкість (завдяки іонному бар'єру SiO<sub>2</sub>). Обмеження по кремнію для важкої броні: Si > 0,5 % провокує утворення гарячих тріщин через зниження зернограничної енергії поверхонь.

Алюміній при вмісті 0,3–1,5 % у броньових сталях формує дисперсоїди AlN (розмір 5–20 нм, густина ~10<sup>20</sup> м<sup>-3</sup>), фіксуючи розмір аустенітного зерна (ASTM 12–15). У той час, як алюміній сприяє подрібненню зерна [2] за рахунок утворення нітридів AlN [22], підвищуючи твердість на 50–80 НВ і в'язкість на 15–25 % за умов повільного охолодження (товщина > 20 мм).

В експериментальних високоалюмінієвих сталях (Dynamic Armog 46100, Al 0,4 %) алюміній утворює суцільний шар Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> товщиною 30–50 нм на границях зерен, гальмуючи дифузію вуглецю та стабілізуючи бейнітно-мартенситну структуру в центрі плит товщиною до 40 мм. Для сталі Mars 500 (Al < 0,4 %) вміст алюмінію мінімізується з метою запобігання утворенню крихких нітридів AlN за швидкого охолодження [4, 18].

Алюміній знижує густину сталі на 0,4–0,7 г/см<sup>3</sup> (до 7,2 г/см<sup>3</sup> у системах Fe–Mn–Al–C), підвищуючи масову ефективність броні на 20–30 %. Механізм дії полягає в заміщенні атомів Fe у гратці ( $\Delta V = -1,5$  %), що посилює тверднення та зсуває температуру початку мартенситного перетворення Ms на 30–50 °С нижче. У сталі Mars 600 (Al 0,5 %) це забезпечує однорідність твердості 600 НВ по всьому перерізу листа.

При вмісті Al > 1,0 % у металі ЗТВ виникає внутрішня оксидація (глибина 15–30 мкм), що знижує межу міцності UTS на 10–15 %, тому для товщин < 20 мм (Armoх 500Т) вміст алюмінію не перевищує 0,4 %. Синергія Al + Si у сталі MIL-DTL-46100 сприяє утворенню комплексів Al–Si–O, які підвищують жароміцність металу ЗТВ на 200 °С. Для важкої броні сумісне легування Al + Cr (до 1,5 %) у сталі Mars 600

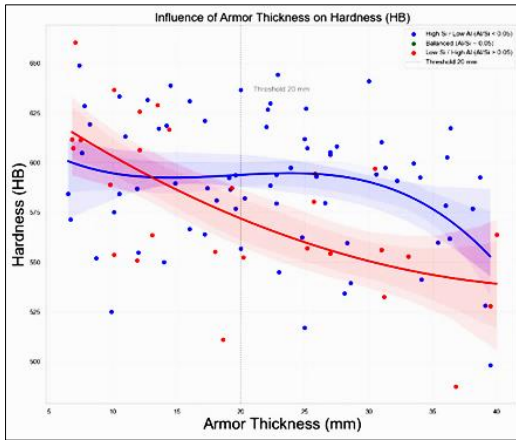
підвищує стабільність карбідів  $Cr_{23}C_6$ , блокуючи ріст зерна [2].

Статистичний аналіз впливу кремнію та алюмінію на рівень твердості (НВ) та балістичну стійкість в залежності від товщини броні представлено на рис. 5. Аналіз експериментальних даних показує, що система легування з високим вмістом кремнію забезпечує максимальну твердість для малих товщин (до 20–30 мм), рис. 5, а. Проте зі збільшенням товщини вирішальним фактором стає швидкість охолодження, і надлишок кремнію вже не компенсує появу немартенситних фаз. Для сталей із високим Si/низьким Al твердість 500 НВ досягається при товщині < 8 мм, тоді як для високого Al/низького Si – при товщинах до 50 мм.

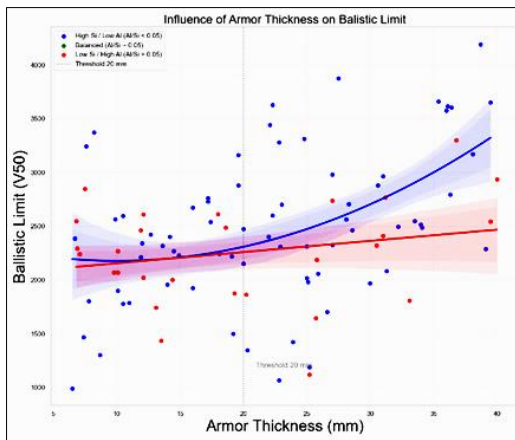
Аналіз впливу кремнію та алюмінію на балістичну стійкість V50 (рис. 5, б) показує, дещо іншу залежність. Система легування з високим вмістом алюмінію (червона лінія) несуттєво підвищує стійкість броні при зростанні її товщини. Це пов'язано з тим, що у товстих плитах (> 20 мм) основною проблемою стає ріст зерна внаслідок повільного охолодження, а підвищення стійкості пов'язано лише з підвищенням вмісту кремнію. Алюміній (через алюмонітриди AlN) не завжди встигає «зафіксувати» границі зерен та загальмувати їх ріст [22]. Чим товще плита, тим важливіше цей ефект «гальмування» росту зерна для збереження високої балістичної стійкості.

Таким чином, для малих товщин броні оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію становить  $Al/Si < 0,02$ . Водночас вміст кремнію не повинен бути надто низьким для досягнення твердості понад 550 НВ. Для великих товщин броні оптимальним є співвідношення  $Al/Si > 0,1$ . Необхідно збільшувати частку алюмінію (до 0,06 %) з метою забезпечення дрібнозернистої структури по всьому перерізу плити та запобігання зниженню міцності в її центральній зоні.

Кремній Si у металі ЗТВ (сталь Arгох 500Т, Si 0,4 %) стабілізує аустеніт під час охолодження, зміщуючи температуру  $A_{c1}$  на 20–30 °С у бік підвищення та блокуючи феритне перетворення в міжкритичній зоні IC-HAZ (енергія бар'єра  $\Delta G = 45$  кДж/моль) [6, 12, 14]. За швидкості охолодження  $Vo_{хол} = 50–150$  °С/с кремній сприяє утворенню голчастого мартенситу (ламелі ~ 0,3 мкм) з 12 % залишкового аустеніту (RA), підвищуючи балістичну стійкість V50 на 5–8 %, однак формує включення  $SiO_2$  (2–5 мкм), які знижують ударну в'язкість KCV на 30 % через наявність когерентних напружень. У сталі Mars 600 (Si 0,5 %) кремній посилює зародження бейніту в зоні крупного зерна (CG -HAZ, ~ 50 % об'єму), де твердість становить близько 480 НВ, проте тріщиноутворення зростає на 15 % унаслідок зменшення  $\Delta T$  самовідпуску [12, 14] та формування холодних тріщин [9, 25].



а

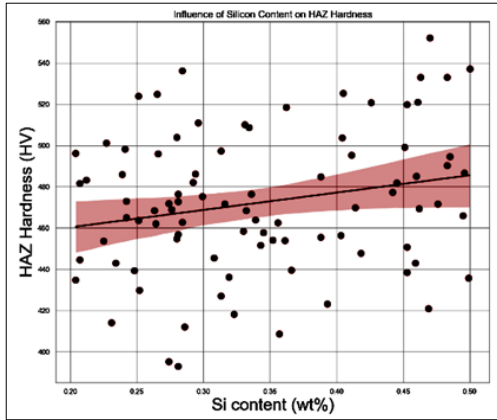


б

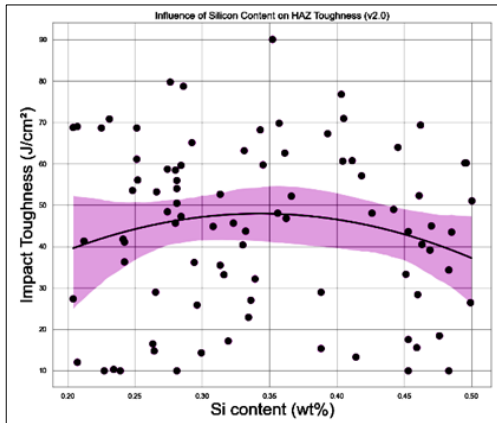
Рисунок 5 – Вплив співвідношення кремнію та алюмінію на твердість HB (а) та балістичну стійкість V50 (б) залежно від товщини броні (синя лінія —  $Al/Si < 0,05$ ; червона —  $Al/Si > 0,5$ )

За швидкого охолодження ( $200\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ) кремній сприяє збереженню залишкового аустеніту (до 15 % RA) для реалізації TRIP-ефекту; за повільного охолодження ( $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ) формується структура перліт + SiC з твердістю  $< 350\text{ HB}$ . Легування кремнієм підвищує межу міцності UTS HAZ металу ЗТВ до 1600 МПа (+10 % відносно основного металу), проте ударна в'язкість KCV знижується до  $20\text{ Дж/см}^2$  [6, 14]. Подальше

збільшення вмісту кремнію понад 0,5 % лише незначно підвищує твердість металу ЗТВ (рис. 6, а), але знижує ударну в'язкість (рис. 6, б).



а

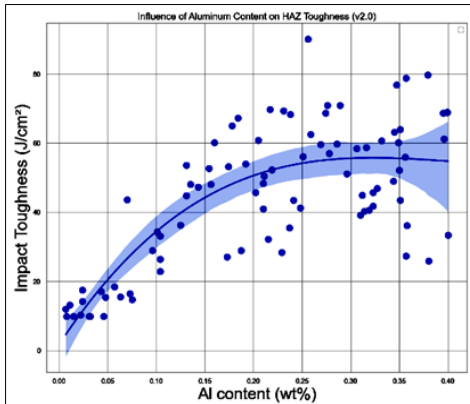


б

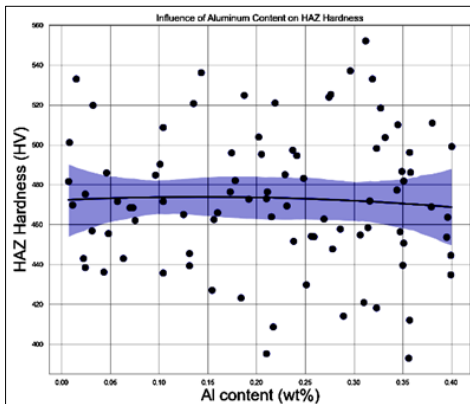
Рисунок 6 – Вплив вмісту кремнію на ударну в'язкість (а) та твердість (б) металу ЗТВ броньових сталей

Алюміній Al у металі ЗТВ (сталь Dynamic Armor 46100, Al 0,4 %) прискорює виділення нітридів AlN у міжкритичній зоні IC-HAZ (800–900 °C [22], швидкість  $10^{15}$  1/м<sup>2</sup>·с), фіксуючи розмір аустенітного зерна (~ 10 мкм), що зміщує температуру початку бейнітного перетворення Bs на 40 °C та формування бейніто-мартенситної структури (~ 70 % мартенситу) за  $V_{\text{охол}} = 40\text{--}100$  °C/с. Формування шару Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (~ 40 нм) гальмує дифузію вуглецю, стабілізуючи залишковий аустеніт (RA 8–

10 %), підвищуючи балістичну стійкість V50 на 10 %. Водночас за температур понад 1000 °С у надкритичній зоні (SC-HAZ) виникає внутрішнє окиснення («О-зона» товщиною ~ 25 мкм), що призводить до зниження твердості на ~ 80 HB і границі міцності UTS на 12–18 % [11, 13, 21]. У сталі MIL-DTL-46100 синергія спільного легування Al + Mo мінімізує розм'якшення металу ЗТВ (477 HB) порівняно з твердістю основного металу (534 HB).



а



б

Рисунок 7 – Вплив вмісту алюмінію на ударну в'язкість (а) та твердість (б) металу ЗТВ броньових сталей

Аналіз впливу алюмінію на властивості металу ЗТВ броньових сталей показує, що оптимальний вміст алюмінію становить 0,4–0,5 % (рис. 7, а), що пов'язано з блокуванням росту зерна нітридами алюмінію

AlN, тоді як алюміній практично не впливає на твердість металу ЗТВ (рис. 7, б, рис. 1, в).

При охолодженні зі швидкістю  $V_{охол} = 20$  °C/с алюміній формує сітку з  $Al_2O_3 + AlN$ , яка блокує утворення перліту (перетворення Ps зміщується на +15 с), забезпечуючи твердість близько 450 НВ у центральній частині металу ЗТВ. Балістична стійкість ЗТВ перевищує стійкість основного металу за рахунок формування більш в'язкої складової – бейніту (+15 % енергії поглинання). Водночас перевищення вмісту алюмінію понад 0,5 % підсилює схильність до холодноламкості за температури  $-40$  °C [11, 13].

Сумісне використання (синергія) кремнію та алюмінію Si + Al (0,4 % + 0,4 %) у металі ЗТВ сталі Mars 600 [16, 19] сприяє утворенню Al–Si–O-комплексу, що підвищує жароміцність на 150–200 °C та зміщує температуру початку мартенситного перетворення Ms на 100 °C, запобігаючи холодноламкості. При цьому формується структура 60% мартенситу + 30 % бейніту + 10 % залишкового аустеніту за швидкості охолодження 50 °C/с. Це забезпечує мінімальне розм'якшення (твердість 480–520 НВ), балістичну стійкість  $V_{50} > 950$  м/с та ударну в'язкість  $KCV = 28$  Дж/см<sup>2</sup>, перевищуючи базовий метал за балістичними показниками (табл. 2) [11, 13, 21].

Водночас сегрегація Si–Al на границі зерен підвищує ризик утворення гарячих тріщин на 20 %, що потребує жорсткого контролю хімічного складу.

Отже, оптимізація співвідношення кремнію та алюмінію Si/Al забезпечує баланс властивостей для зварних конструкцій бронетехніки, дещо знижуючи твердість до 420–550 НВ (проти 500–600 НВ основного металу) та границю міцності UTS до 1500–1700 МПа (–10 %), проте підвищуючи в'язкість за рахунок утворення бейніту (+20 % до енергії руйнування).

Таблиця 2 – Вплив товщини броні на співвідношення кремнію та алюмінію

| Товщина броні, мм | Домінуючий ризик                          | Профіль легування                     | Роль Al/Si                             |
|-------------------|---|---------------------------------------|--|
| 5–15              | Пробиття високошвидкісної кулею           | Максимальний C і Si, мікролегування В | Низьке Al/Si (пріоритет твердості)     |
| 20–50             | Пробиття + крихкий скол                   | Середній вміст Cr–Mo–Ni, баланс Si    | Збалансоване Al/Si                     |
| > 50              | Тильний скол + наскрізна прожарювальність | Високий Ni, мікролегування Al, Ti, V  | Високе Al/Si (пріоритет розміру зерна) |

**Висновки**

Проведений аналіз підтверджує, що кремній Si та алюміній Al критично впливають на формування структури металу зони термічного впливу (ЗТВ), причому характер цього впливу визначається товщиною броні, забезпечують оптимальний баланс механічних властивостей за високого рівня твердості  $> 400$  НВ. Отримані результати дозволяють зробити наступні висновки:

1. Системи легування високоміцних броньових сталей виробництва ЄС (Mars, Armoх) оптимізовані для багаторівневої балістичної стійкості (класи FB6–FB7, STANAG 4569) з пріоритетним співвідношенням Si/Cr для тонких бронелістів. Натомість сталі виробництва США (серія MIL) орієнтовані на співвідношення Mo/Cr для товщин  $> 20$  мм. Використання кремнію Si підвищує структурну стабільність металу ЗТВ у сталях ЄС, тоді як легування хромом Cr є визначальним фактором для сталей США. Для сталей ультрависокої твердості (УННА) застосовується синергічний ефект легування Si + Al (твердість  $> 600$  НВ, сталь Mars 650), а також комбінація Al+Cr (Perforated Mars 650) з метою покращення властивостей металу ЗТВ.

2. Для малих товщин броні ( $< 20$  мм, БТР, бронеавтомобілі) оптимальним є співвідношення Al/Si  $< 0,02$ . Підвищення вмісту кремнію є необхідним для досягнення твердості  $> 550$  НВ. Для великих товщин броні ( $> 20$  мм, танки, важкі бронеплити) оптимальне співвідношення алюмінію до кремнію зміщується у бік Al/Si  $> 0,1$ . Підвищення вмісту алюмінію (до 0,5 %) є необхідним для забезпечення дрібнозернистої структури по всій товщині плити та запобігання зниженню міцності в її центральній частині.

**Перелік посилань / References**

1. Crouch, I. G. (2016). *The Science of Armour Materials*. Woodhead Publishing.
2. Adeyemi, A. A. (2018). Key Alloying Elements in Steel Design. In *Introduction to Physical Metallurgy of Welding* (pp. 45-78). Springer
3. Department of Defense. (2008). Detail specification: Armor plate, steel, wrought, high-hardness (MIL-DTL-46100E). US Army Research Laboratory
4. NATO Standardization Office. (2014). STANAG 4569: Protection levels for occupants of logistic and light armored vehicles (Vol. 2). NATO
5. Mawēja, K., & Stumpf, W. (2008). The design of advanced armour steels. *Materials Science and Technology*, 24(9), 1089-1094
6. Bhadeshia, H. K. D. H. (2015). *Bainite in Steels: Theory and Practice* (3rd ed.). Maney Publishing
7. Slyvinsky, O. A., & Kovtonyuk, M. M. (2025). Ways to increase the bullet resistance of welded joints of high and ultra-high hardness armor steels (Review). *Automatic Welding*, (6), 51–59. <https://doi.org/10.37434/as2025.06.06>
8. Garrison, W. M., & Amburgey, A. (2020). Reduced activation ferritic/martensitic steels for armor applications: The role of Silicon. *Journal of Alloys*

*and Compounds*, 815, 152-160

9. Yuroka, N., & Suzuki, H. (1990). Hydrogen assisted cracking in C-Mn and low alloy steel weldments. *International Materials Reviews*, 35(1), 217-249

10. Jena, P. K., Mishra, B., & Bhat, T. B. (2010). Effect of tempering on the ballistic behavior of a high strength armour steel. *Journal of Applied Research and Technology*, 8(3), 303-310

11. Ryan, H. J., & Rvidya, P. (2021). Adiabatic shear bands in high-hardness armor steels: Mechanisms of formation. *Acta Materialia*, 205, 116-128

12. Zhao, J., Jiang, Z., & Lee, W. (2017). Synergistic effects of Al and Si on the retained austenite stability in TRIP-aided steels. *ISIJ International*, 57(3), 543-551

13. Msolli, S., Bailon, J. P., & Martineau, D. (2015). Influence of silicon content on the mechanical properties and fracture toughness of ultra-high strength steels. *Engineering Fracture Mechanics*, 135, 1-15

14. Lutsenko, V. A., Parusov, E. V., Golubenko, T. N., & Lutsenko, O. V. (2019). Energy effective mode of softening heat treatment of silicon-manganese steel. *Chernye Metally*, (11), 31-35

15. Reddy, G. M., & Mohandas, T. (2012). Ballistic performance of high-strength low-alloy steel weldments. *Journal of Materials Processing Technology*, 212(11), 2267-2275

16. Robineau A., & Lefebvre, D. (2019). Evolution of French Armour Steels: From Mars 190 to Mars 650. *30th International Symposium on Ballistics*, Long Beach, CA.

17. Kostin, V. A., Poznyakov, V. D., Berdnikova, O. M., Alekseyenko, T. O., & Alekseyenko, I. I. (2021). Influence of Structural Transformations on the Mechanical Properties of Welded Joints of Armor Steels. *Materials Science*, 56(4), 472-480. <https://doi.org/10.1007/s11003-021-00453-1>

18. SSAB. (2020). Armox 500T: Data sheet. SSAB Oxelösund AB

19. ArcelorMittal. (2025). Mars® 600: Ultra-high-hardness protection steel. Industeel

20. 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. *Materials Science*, 55(6), 863-869. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00380-7>

21. Bassim, M. N., & Odeshi, A. G. (2016). Impact behavior of high hardness armor steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 25(1), 321-329

22. Easterling, K. (2013). Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. Butterworth-Heinemann

23. Zhang, L., & Thomas, B. G. (2023). Segregation of Phosphorus and Silicon in Continuous Casting of Steel. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 54, 120-135

24. National Research Council. (2018). Opportunities in Protection Materials Science and Technology for Future Army Applications. National Academies Press.

25. Gram, A., & Manne, T. (2021). Weldability of modern ultra-high strength structural steels. *Welding in the World*, 65, 1245-1258

26. Nikitin, N. Yu., & Stepashkin, A. A. (2025). Classification of tensile test results of unidirectional carbon fiber-polysulfone composite material based on random forest, KNN and CNN methods. *Results in Materials*, 28, 100788,

<https://doi.org/10.1016/j.rinma.2025.100788>

27. Mohandas, T., Reddy, G. M., & Kumar, B. S. (1999). Heat affected zone softening in high strength low alloy steels. *Journal of Materials Processing Technology*, 88(1-3), 284–294

28. Vander Voort, G. F. (2004). Metallography of steels for armor applications. In *ASM Handbook*, Vol. 9: Metallography and Microstructures. ASM International.

29. Kushnarova, O., Berdnikova, O., Alekseenko, T. et al. Structure features and their effect on the physical and mechanical properties of the special steel welded joints. International conference "Mechanical Technologies and Structural Materials 2024" Split, Croatia, 19-20 September 2024, 235-243.

**I. I. Alekseenko**<sup>1</sup>, ORCID 0000-0002-2595-1684

**V. A. Kostin**<sup>1,\*</sup>, D. Sc. (Engin.), Senior Researcher, ORCID 0000-0002-2677-4667

<sup>1</sup> *E. O. Paton Institute of Electric Welding, NAS of Ukraine*

\* *Corresponding author: valerykostinepwi@gmail.com*

### **FEATURES OF STRUCTURAL TRANSFORMATIONS OF THE HEAT AFFECTED ZONE METAL OF HIGH-HARDNESS STEELS. (REVIEW)**

**Abstract.** A comprehensive metallurgical analysis of alloying of high-hardness (HHA, 450–550 HB) and ultra-high-hardness (UHHA, > 600 HB) armor steels is presented. The main attention is paid to the synergistic and competing effects of the influence of silicon (Si) and aluminum (Al) depending on the thickness of the armor plate, where 20 mm is a critical technological threshold. It is established that for light armor (< 20 mm), under conditions of dominance of the threat of penetration by high-speed shells, the maximum silicon content is a priority to ensure surface hardness. For heavy armor (> 20 mm), the provision of through-hardness and toughness is of paramount importance, which is achieved due to the increased aluminum content to grind austenite grain. The influence of the Al/Si ratio on the balance of hardness, strength, impact toughness and processability, in particular on the stability of the microstructure in the heat-affected zone (HAZ) of the welded joint, is analyzed. The need for a differentiated approach to the choice of the alloying system and optimization of the Al/Si ratio in strict accordance with the thickness of the armor and the expected fracture mechanisms is shown. It is confirmed that silicon Si and aluminum Al critically affect the formation of the structure of the metal of the heat-affected zone (HAZ), and the nature of this influence is determined by the thickness of the armor, providing an optimal balance of mechanical properties at a high level of hardness > 400 HB. The use of silicon Si increases the structural stability of the HAZ metal, while alloying with chromium Cr provides hardness at a level of about 500 HB due to the formation of carbides of the M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> type. For steels with small armor thicknesses (< 20 mm), the optimal ratio is Al/Si < 0.02. For armor steels with large armor thicknesses (> 20 mm), the optimal ratio of aluminum to silicon shifts towards Al/Si > 0.1. Increasing the aluminum content (up to 0.5 %) is necessary to ensure a fine-grained structure throughout the thickness of the plate.

**Key words:** high-hardness steels, HHA and UHHA steels, armor thickness, HAZ

metal, microstructure.

**For citation:** Alekseenko, I. I., & Kostin, V. A. (2026). Features of structural transformations of the heat affected zone metal of high-hardness steels. (Review). *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy*, 40. 166-185. <https://doi.org/10.52150/2522-9117-2026-40-010>

*Рукопис надійшов до редакції / Received 12.03.2026*

*Рекомендовано до друку / Accepted 28.05.2026*

*Опубліковано / Published 30.05.2026*