

# ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ

В.Д. Позняков, О.В. Коренєв

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: korenew@ukr.net

Досліджено вплив термічних циклів зварювання на фазово-структурні перетворення металу зони термічного впливу деяких, різних за хімічним складом, середньовуглецевих легованих броньових сталей високої твердості. Сумарна масова частка кремнію, марганцю, хрому, нікелю та молібдену в сталях марки 71, ARMSTAL 500 та Ramor 500 складає 6,56, 2,76 та 2,53 % відповідно. Встановлено, що на ділянці перегріву металу зони термічного впливу сталей масова частка легуючих елементів становить 2,53...2,76 % при швидкостях охолодження  $W_{6/5} \leq 5,0$  °C/c і формується змішана бейнітно-мартенситна структура, а у сталі 71, незалежно від швидкості охолодження, та при  $W_{6/5} > 5,0$  °C/c для інших сталей – мартенситна структура. З'ясовано, що в залежності від зміни структури в металі на ділянці перегріву зони термічного впливу змінюються і його механічні властивості. Зі збільшенням швидкості охолодження твердість і міцність металу збільшуються, а пластичні властивості зменшуються. Встановлено, що висока стійкість зварних з'єднань сталей, що досліджувалися, проти утворення холодних тріщин може бути забезпечена у разі використання для їхнього зварювання матеріалів, які сприяють формуванню в наплавленому металі аустенітної структури. Проаналізовано вплив термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань і технологічних аспектів зварювання на їхню здатність чинити опір утворенню холодних тріщин. Бібліогр. 19, табл. 7, рис. 4.

*Ключові слова:* броньові сталі, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості металу зварних з'єднань, холодні тріщини

**Вступ.** При виготовленні сучасних легкоброньованих бойових машин у світі широко застосовують термозміцнені середньовуглецеві леговані сталі високої твердості ( $HV$  понад 5000 МПа) та міцності ( $\sigma_b$  більше ніж 1400 МПа). До таких сталей відносяться: вітчизняна сталь марки 71 і сталі закордонного виробництва, такі як ARMSTAL 500 (Польща), Armoх 500 (Швеція), Mars 500 (Франція), Miilux Protection 500 (Фінляндія) та ін. Високу твердість і міцність такі сталі набувають за рахунок легування марганцем, кремнієм, хромом, молібденом, нікелем, мікролегування бором, титаном, алюмінієм, ванадієм тощо, а також унаслідок термічного оброблення, яке полягає в гартуванні сталі та подальшому її низькотемпературному відпуску [1–10]. Вимоги до хімічного складу сталей з твердістю  $HV$  5000 МПа наведено в табл. 1. Слід зазначити, що щодо сталей закордонного виробництва, з відкритих публікацій відомо лише про максимально допустимий вміст легуючих елементів у металі, у той час як по відношенню до сталі вітчизняного виробництва марки 71 існують вимоги як до максимальної, так і до мінімальної концентрації легуючих елементів у металі.

Аналізуючи дані табл. 1, можна зазначити, що потенційно всі наведені сталі мали б містити в

собі досить близьку кількість основних легуючих елементів, а саме, 1,0...1,5 % Mn, 1,0... 2,0 % Cr, 1,0...2,0 % Ni, 0,5...0,7 % Mo та орієнтовно 0,3 % вуглецю. Фактично ж, за винятком сталі вітчизняного виробництва, вміст легуючих елементів у сталях закордонного виробництва значно менший від максимально допустимого. Істотно сталі закордонного виробництва відрізняються від сталі марки 71 і за принципом мікролегування. На відміну від сталі 71, яка комплексно мікролегована ванадієм і титаном, усі сталі закордонного виробництва містять у своєму складі бор. Він, як відомо [8–10], суттєво покращує прогартуваність металу й тим самим забезпечує термозміцненим сталям високу твердість навіть при обмеженому вмісті в їхньому складі таких компонентів як нікель, хром і молібден. Про це свідчать дані, що наведені в табл. 2.

У процесі дугового зварювання метал, який межує зі швом і знаходиться на незначній відстані від нього, нагрівається до температур, що перевищують температуру відпуску сталей (180...250 °C), а в зоні, яка безпосередньо контактує зі швом, вона може досягати 1300 °C.

Відомо, що складовими ЗТВ є високо- та низькотемпературна ділянки. Високотемпературна ділянка зони термічного впливу (ЗТВ), у свою чергу, складається з ділянок перегріву (температура коливається в межах 1100...1500 °C), нормалізації (температура коливається в межах 930...1100 °C) і

**Таблиця 1. Вимоги до хімічного складу деяких броньових сталей і типова масова частка елементів у них**

Марка сталі	Масова частка елементів, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	V	Ti	S	P	
71	вимоги	0,29...0,36	1,2...1,5	0,60...1,00	1,50...2,00	2,00...2,40	0,45...0,55	–	0,18...0,25	0,005...0,025	≤0,003	≤0,012
	факт	0,32	1,2	0,70	1,80	2,20	0,50	–	0,20	0,024	0,008	0,011
Guardian 500	вимоги	≤0,30	≤0,6	≤1,20	≤0,80	≤1,2	≤0,6	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,025
	факт	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,001	–	–	0,006	0,012
ARMOX 500S	вимоги	≤0,32	≤0,4	≤1,20	≤1,00	≤1,80	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,23	0,25	0,84	0,50	0,97	0,33	0,002	–	–	0,004	0,013
ARMSTAL 500	вимоги	≤0,32	≤0,5	≤1,20	≤0,90	≤1,10	≤0,30	≤0,003	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,29	0,24	0,89	0,74	1,00	0,23	0,002	–	–	0,008	0,011
Ramor 500	вимоги	≤0,35	≤0,7	≤1,50	≤1,00	≤2,00	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	факт	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,002	–	–	0,005	0,011
Protection 500	вимоги	≤0,30	≤0,7	≤1,70	≤1,50	≤0,80	≤0,50	≤0,004	–	–	≤0,015	≤0,030
	факт	0,28	0,49	0,96	0,58	0,37	0,25	0,002	–	0,029	0,011	0,016

*Примітки.* «вимоги» – для сталі 71 дані взяті з ТУ У на сталь, для сталей ARMSTAL 500, Armoх 500, Protection 500, Ramor 500 та Guardian 500 дані взяті зі специфікацій на сталь; «факт» – усереднені дані щодо хімічного складу сталей, які досліджувалися в Інституті електрозварювання ім. С.О. Патона НАН України.

**Таблиця 2. Вимоги та типові механічні властивості деяких броньових сталей**

Марка сталі		$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta$ , %	$KCV_{20}$ , Дж/см <sup>2</sup>	$HV$ , МПа
		МПа				
71	вимоги	≥ 1300	≥ 1500	≥ 7,0	≥ 68	4400...5200
	факт	1320	1675	12,4	103	4880
Guardian 500	вимоги	≥ 1250	≥ 1600	≥ 8,0	35*	4700...5300
	факт	1150	1325	14,2	120	4100
ARMOX 500S	вимоги	≥ 1250	1450...1750	≥ 8,0	25*	4800...5400
	факт	1420	1640	8,2	134	4550
ARMSTAL 500	вимоги	≥ 1350	≥ 1500	≥ 8,0	20*	4800...5400
	факт	1340	1520	13,8	118	4500
Ramor 500	вимоги	≥ 1450	≥ 1700	≥ 7,0	20*	≥ 4800
	факт	1550	1790	7,9	65	5100
Protection 500	вимоги	≥ 1250	≥ 1600	≥ 8,0	20*	4700...5300
	факт	1310	1532	13,5	143	4500

*Примітки.* \*  $KCV_{20}$ ; «вимоги» – для сталі «71» взяті з ТУ У на сталь, для сталей ARMSTAL 500, Armoх 500, Protection 500, Ramor 500 та Guardian 500 дані взяті зі специфікацій на сталь; «факт» – усереднені дані щодо механічних властивостей сталей, які досліджувалися в Інституті електрозварювання ім. С.О. Патона НАН України.

частково неповної перекристалізації (температура коливається в межах 720...930 °С). Характерною ознакою цих ділянок є те, що вони нагріваються вище за температуру  $A_{c1}$  (приблизно 730 °С) – тобто до температур, за яких у металі вихідна структура перетворюється на аустеніт. При охолодженні металу в ньому, навпаки, аустеніт перетворюється на інші структурні складові. Зокрема в середньовуглецевих легованих сталях при відносно низьких швидкостях охолодження на ділянці перегріву металу ЗТВ зварних з'єднань може утворюватися змішана бейнітно-мартенситна структура, а при відносно високих швидкостях охолодження вона складається з мартенситу [11–13]. Відповідно до цього змінюються й механічні властивості (твердість, міцність, пластичність, ударна в'язкість) такого металу [12–14].

Щодо швидкості охолодження металу ЗТВ, то вона залежить від таких чинників, як: режим зварювання, товщина металу та тип з'єднання.

Стосовно металу ЗТВ, що під час зварювання нагрівався до температур, які не перевищують температуру  $A_{c1}$ , можна зазначити наступне. Незважаючи на те, що структурно-фазових перетворень у такому металі не відбувається, певна зміна механічних властивостей, зокрема твердості, у ньому також може спостерігатися.

Зважаючи на викладене вище, **метою** досліджень було встановлення впливу термічних циклів зварювання на структуру металу ділянки перегріву ЗТВ, на механічні властивості металу високо- та низькотемпературних ділянок ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих броньових сталей вітчизняного та закордонного виробництва та їхню стійкість проти утворення холодних тріщин.

**Методи досліджень.** Дослідження проводили стосовно декількох середньовуглецевих легованих сталей з границею плинності понад 1200 МПа, а саме, вітчизняної сталі марки 71 і сталей закор-

Таблиця 3. Хімічний склад середньовуглецевих легованих сталей, що досліджувалися

Маркування сталі	Масова частка елементів, %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	S	P	B
71	0,31	1,6	0,74	1,66	2,26	0,30	0,202	0,010	0,016	–
ARMSTAL 500	0,29	0,24	0,89	0,74	1,00	0,23	0,030	0,004	0,016	0,003
Ramor 500	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,010	0,005	0,023	0,004

донного виробництва марок ARMSTAL 500 і Ramor 500, що відрізняються між собою за хімічним складом, а саме, сумарний вміст у них таких легуючих елементів як кремній, марганець, хром, нікель і молібден, які активно впливають на дифузю вуглецю, становив відповідно 6,56 % у сталі марки 71, 2,76 % – сталі ARMSTAL 500 і 2,53 % – Ramor 500 [15]. Хімічний склад зазначених сталей наведено в табл. 3.

Хімічний склад сталей визначали відповідно до ГОСТ 18895-97 із використанням оптичного емісійного спектрометра «Спектравак-1000» виробництва Baird (США). Мікротвердість металу зварних з'єднань визначали в поперечному перерізі шліфів з кроком 1 мм із використанням мікротвердоміра М-400 фірми «Лесо». Ударну в'язкість металу зазначених вище ділянок ЗТВ оцінювали за результатами випробувань на ударний згин стандартних зразків розміром 10×10×55 мм з круглим надрізом типу Менаже, виготовлених зі зварних з'єднань. Випробування зразків виконували при температурі 20 °С та –40 °С.

Запис термічного циклу зварювання проводили стосовно ділянки перегріву металу ЗТВ, яка нагрівалася до температури 1250 °С, і трьох ділянок зони зварних з'єднань, які нагрівалися до температур 780, 550 та 350 °С відповідно. Для цього використовували термопари хромель-алюмель діаметром 0,5 мм, які встановлювали на тильній поверхні зварних з'єднань.

Вплив термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ вивчали із застосуванням модельних зразків, які нагрівалися та охолоджувалися у відповідності

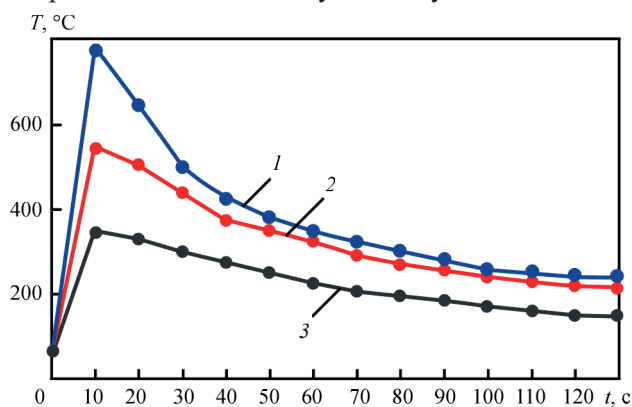


Рис. 1. Термічні цикли зварювання ділянок ЗТВ стикових зварних з'єднань завтовшки 12 мм, що нагрівалися до температур: 1 – 780 °С, 2 – 550 °С, 3 – 350 °С

до характерних для дугових процесів зварювання термічних циклів [16]. Характерні для різних ділянок ЗТВ стикових зварних з'єднань завтовшки 12 мм умови нагріву та охолодження запозичені з [14] та наведені на рис. 1.

Для оцінки впливу термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ використовували дослідницький комплекс «Gleeble 3800», до складу якого входить швидкодійний дилатометр [17]. У цьому та попередньому випадках зразки нагрівалися струмом, який проходить через метал. Щодо імітації ділянки перегріву ЗТВ, то в даному випадку зразки нагрівалися зі швидкістю 210 °С/с (час нагріву 6 с) до температури 1250 °С. Інтенсивність охолодження зразків регулювали таким чином, щоб у діапазоні температур 600...500 °С швидкість охолодження ( $W_{6/5}$ ) змінювалася в межах 2,5...30,0 °С/с. Остаточна ідентифікація кінцевої структури, яка утворилася внаслідок дії на метал термічного циклу, виявлялася на підставі металографічних досліджень.

Металографічні дослідження виконували за допомогою мікроскопа «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових та інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «ЛЕСО» при навантаженнях відповідно 100 г ( $HV_{0,1}$ ) та 10 г ( $HV_{10}$ ). Зразки для досліджень готували за стандартним методом при застосуванні алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4 % спиртовому розчині азотної кислоти.

Показники міцності ( $\sigma_{0,2}$  і  $\sigma_B$ ) і пластичності ( $\delta_5$  і  $\psi$ ) визначали за результатами випробувань на розтяг стандартних зразків, які виготовлялися з металу, обробленого за термічними циклами, характерними для ділянок ЗТВ зварних з'єднань. Нагрів модельних зразків розмірами 12×12×120 мм виконували на устаткуванні МРС-75 струмом, що проходить через зразок за заданою програмою [18]. Швидкість охолодження зразків регулювали за рахунок обдуву їх повітрям з різною інтенсивністю.

Зварювання зразків сталей виконувалося в три шари механізованим способом у суміші газів (82 % Ar + 18 % CO<sub>2</sub>) дротами суцільного перерізу діаметром 1,2 мм марки Св-08Х20Н9Г7Т (високолегований дрот) і Св-10ГСМТ (низьколегова-

Таблиця 4. Вимоги та типовий хімічний склад зварювальних дротів і наплавленого електродами металу

Зварювальний матеріал		Масова частка елементів, %								
		C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P
Дріт Св-10ГСМТ	вимоги	0,06...0,11	0,4...0,7	1,0...1,3	≤ 0,3	≤ 0,3	0,2...0,4	0,05...0,12	≤ 0,025	≤ 0,035
	факт	0,09	0,6	1,1	–	–	0,28	0,09	0,014	0,027
Дріт Св-08Х-20Н9Г7Т	вимоги	≤ 0,10	0,5...1,0	5,0...8,0	18,5...22,0	8,0...10,0	–	0,60...0,90	≤ 0,018	≤ 0,035
	факт	0,90	0,63	5,7	19,6	9,6	0,2	0,80	0,012	0,020
Електроди НІІ-48Г	вимоги	≤ 0,12	0,4...1,0	2,5...7,0	23,0...27,0	11,5...14,0	–	–	≤ 0,020	≤ 0,030
	факт	0,10	0,8	5,1	25,3	12,8	–	–	0,014	0,022
Електроди УОНИ-13/55	вимоги	≤ 0,10	0,2...0,5	0,6...1,2	–	–	–	–	≤ 0,030	≤ 0,030
	факт	0,08	0,4	1,0	–	–	–	–	0,018	0,024

ний дріт) із використанням наступного режиму: зварювальний струм  $I_{зв} = 160...180$  А; напруга на дузі  $U_d = 23...25$  В; швидкість зварювання  $V_{зв} = 10...12$  м/год.

В окремих випадках для зварювання застосовували штучні електроди марок УОНИ 13/55 (система легування 08Г2С – низьколегований матеріал) і НІІ-48Г (система легування 10Х25Н12Г5 – високолегований матеріал). Режим ручного дугового зварювання становив:  $I_{зв} = 140...160$  А;  $U_d = 24...26$  В;  $V_{зв} = 10...12$  м/год.

Вимоги та дані щодо хімічного складу дротів і металу, наплавленого покритими електродами, які були використані в процесі виконання досліджень, наведені в табл. 4.

Стійкість зварних з’єднань проти утворення холодних тріщин оцінювали за результатами випробувань спеціальних технологічних проб «жорстка обварка», конструктивні елементи якої наведено на рис. 2. Жорстка проба являє собою масивну плиту розміром 300×400 мм і завтовшки 45 мм, до якої по всьому периметру катетом 10...12 мм приварюють пластини з досліджуваної сталі, на яких

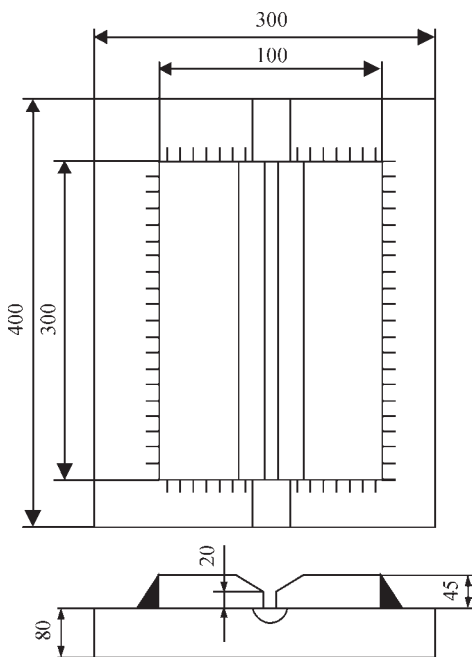


Рис. 2. Технологічна проба «жорстка обварка»

підготовлено розкриття кромки під кутом 60° та притуплення  $h = 4$  мм. Пластини (усього їх дві) мають довжину 300 мм і ширину 100 мм. Загальна ширина з’єднання, яке збирається з зазором 1,5...2,0 мм, становить 200 мм; за рахунок притуплення та зазору забезпечується концентрація напружень у кореневій частині з’єднання. Зварювання зразків виконували із застосуванням технології, яка перевіряється.

Багатошарове зварювання виконували в умовах, коли після кожного шару наплавленого металу з’єднання охолоджувалося до температури 20...30 °С, після чого продовжували заповнення розробки. Для фіксації моменту утворення та процесу розвитку холодних тріщин при охолодженні стику після зварювання застосовували метод акустичної емісії [19]. Після зварювання проби витримували три доби. Надалі контрольне стикове з’єднання відокремлювали від плити та механічно розрізали на темплети, з яких потім виготовляли макрошліфи для візуального контролю наявності холодних тріщин. Темплети вирізали в місцях зварних з’єднань, де були зафіксовані найбільш інтенсивні акустичні сигнали.

**Результати досліджень та їхнє обговорення.**

Для аналізу впливу на структуру металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з’єднань обраних для дослідження сталей були побудовані термкінетичні діаграми перетворення аустеніту, які наведено на рис. 3.

Наведені на рис. 3, а дані вказують на те, що перетворення переохолодженого аустеніту в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі марки 71, незалежно від швидкості його охолодження, відбувається виключно в мартенситній області. Швидкість охолодження металу впливає на параметри його структури. Зі збільшенням швидкості охолодження вона стає дрібнішою. Про це свідчить той факт, що розміри пакетів мартенситу в металі на ділянці перегріву ЗТВ зменшуються від ~40 мкм при  $W_{6/5} = 2,5$  °С/с до ~12 мкм при  $W_{6/5} = 30$  °С/с. Мікротвердість металу на ділянці перегріву ЗТВ також помітно змінюється: зі збіль-

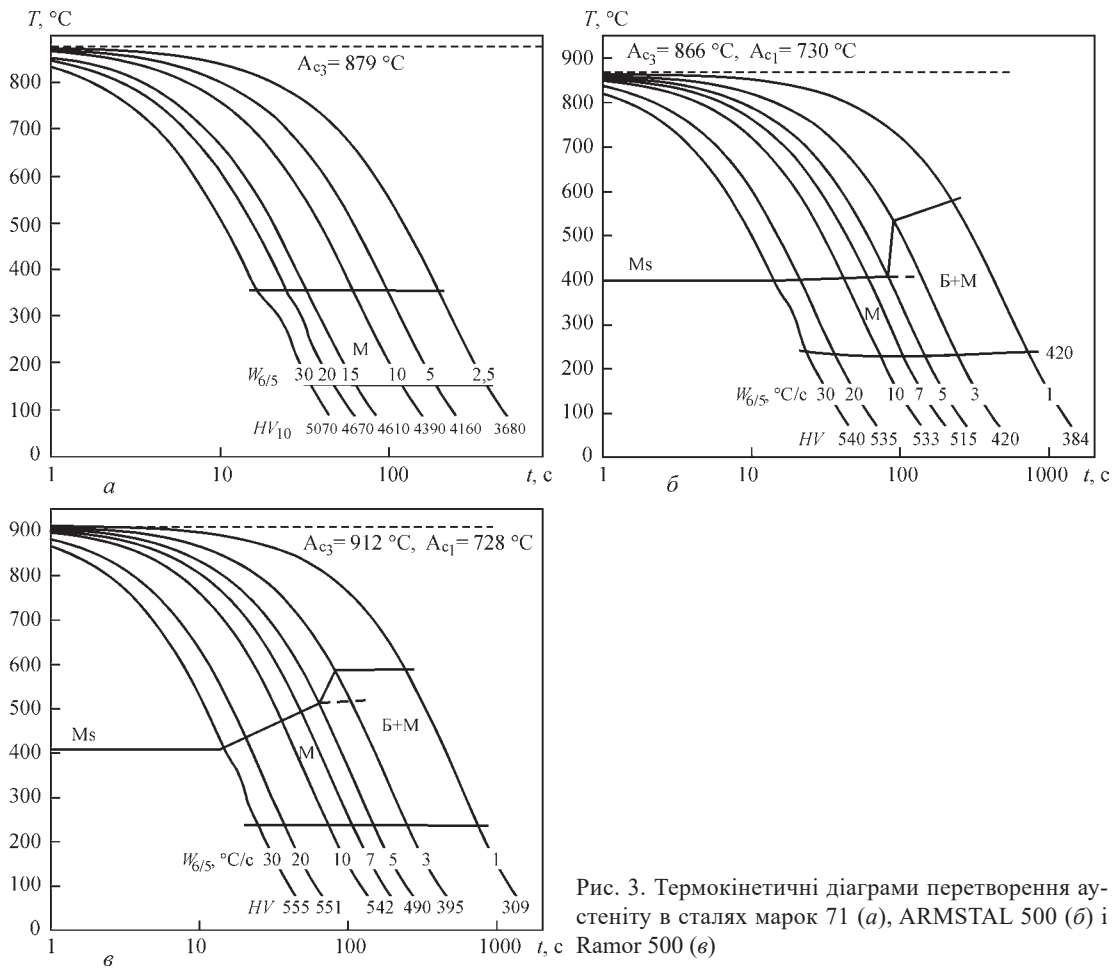


Рис. 3. Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту в сталях марок 71 (а), ARMSTAL 500 (б) і Ramor 500 (е)

шенням швидкості охолодження вона зростає від  $HV_{0,1} = 4510...4600$  МПа при  $W_{6/5} = 2,5$  °C/c до  $\sim 5510$  МПа при  $W_{6/5} = 30$  °C/c.

Дослідженнями структури металу на ділянці перегріву ЗТВ зразків сталі ARMSTAL 500 показали, що при швидкостях охолодження  $W_{6/5} \leq 5$  °C/c вона представлена сумішшю бейніту та мартенситу з мікротвердістю мартенситної складової  $HV_{0,1} = 4150...4550$  МПа при  $W_{6/5} = 1$  °C/c та приблизно 5150 МПа при  $W_{6/5} = 5$  °C/c. При вищих швидкостях охолодження формується виключно мартенситна структура, мікротвердість якої повільно зростає зі збільшення інтенсивності охолодження металу від 5290 МПа при  $W_{6/5} = 7$  °C/c до 5490 МПа при  $W_{6/5} = 30$  °C/c. Як і в попередньому випадку, зі збільшенням швидкості охолодження параметри структури зменшуються від 100...150 мкм при  $W_{6/5} = 3$  °C/c до 50...70 мкм при  $W_{6/5} = 20$  °C/c.

При малих швидкостях охолодження зварних з'єднань ( $W_{6/5} \geq 7,0$  °C/c) у металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі Ramor 500, подібно до сталі ARMSTAL 500, також утворюється переважно бейнітно-мартенситна структура, а при швидкостях охолодження  $W_{6/5} \geq 7,0$  °C/c вона складається виключно з мартенситу. Як і в сталях 71 та ARMSTAL 500, зі збільшенням швидкості охолодження ме-

талу мікротвердість мартенситу в ньому зростає від  $HV_{0,1} = 4150...4300$  МПа при  $W_{6/5} = 1$  °C/c до  $HV_{0,1} = 5500...5510$  МПа при  $W_{6/5} = 20$  °C/c. Параметри структури (пакетів мартенситу) у даному випадку зменшуються відповідно від 50...130 до 40...80 мкм. Вплив розглянутих вище структурних змін на механічні властивості металу наведено в табл. 5.

Наведені дані свідчать про те, що показники міцності металу, незважаючи на відмінності в абсолютних величинах показників  $\sigma_{0,2}$  та  $\sigma_b$ , вищі у сталі 71. Для обох сталей спостерігається однакова тенденція щодо впливу на ці показники умов охолодження металу, а саме, за швидкості охолодження  $W_{6/5} \leq 5,0$  °C/c міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу зменшуються на 15...20 %. У діапазоні швидкостей охолодження  $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$  °C/c ця різниця стає значно меншою та за  $W_{6/5} \geq 20,0$  °C/c досягає показників міцності основного металу.

Незважаючи на те, що міцність металу ЗТВ сталей, що досліджувалися, у сталі ARMSTAL 500 менша, її пластичні властивості ( $\delta_5$ ), незалежно від швидкості охолодження металу, гірші ніж у сталі 71. Ймовірно це пов'язано з різними умовами термічного оброблення сталей при їхньому виготов-

Таблиця 5. Механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ сталей марки 71 та ARMSTAL 500

Маркування сталі	$W_{6/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$HV$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta_5$	$\varphi$	$KCU, \text{Дж}/\text{см}^2$
		МПа			%		
71	вихідний стан	5400	1460	1780	11,1	58,6	93,0
	5,0	4370	1262	1490	12,7	55,0	62,1
	10,0	4920	1395	1615	12,1	53,6	58,0
	15,0	5200	1445	1705	11,2	48,3	54,6
	20,0	5500	1502	1805	10,6	47,3	48,7
	30,0	5710	1607	1896	10,4	46,8	44,3
ARMSTAL 500	вихідний стан	5100	1432	1670	7,6	55,0	91,0
	5,0	4200	1158	1327	8,5	45,0	72,0
	10,0	4930	1409	1637	7,2	28,8	56,0
	20,0	5150	1435	1692	7,0	25,9	52,0

ленні. Враховуючи те, що концентрація легуючих елементів у сталі ARMSTAL 500 менша, ніж у сталі 71, вірогідно, що для забезпечення такої сталі високої твердості режими її термічного оброблення були жорсткішими.

Що стосується показників ударної в'язкості сталі 71, у вихідному стані вона суттєво, майже в 1,5 рази, вища, ніж у менш легованої сталі ARMSTAL 500. Але в результаті високотемпературного нагріву за термічним циклом зварювання значення  $KCU$  металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження у міру підвищення інтенсивності його охолодження.

Незважаючи на те, що в металі ділянок ЗТВ, які знаходяться поза межами ділянки перегріву (низькотемпературні ділянки ЗТВ), структурних перетворень не відбувається, механічні властивості, включаючи твердість металу, в них також змінюється. Про це свідчать дані, наведені на рис. 4 та в табл. 6.

Результати досліджень свідчать про те, що початкова висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення прокату, у економнолегованих сталей ARMSTAL 500 та Ramor 500 суттєво зменшується в результаті нагріву сталі

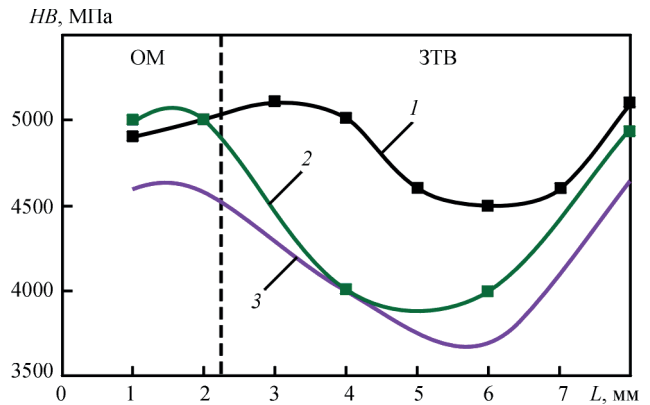


Рис. 4. Розподіл показників твердості в перерізі зварних з'єднань сталей 71 (1), ARMSTAL 500 (2) та Ramor 500 (3), виконаних механізованим зварюванням дротом Св-08Х20Н9Г7Т

за термічним циклом зварювання. Чим менша концентрація легуючих елементів у сталі, тим нижчі показники твердості металу спостерігаються на ділянці відпуску ЗТВ. Ймовірно це пов'язано з особливостями дифузійної активності вуглецю та розчинністю карбідних частинок у металі зазначених сталей. Відомо, що такі легуючі елементи, як Ti, Cr, Mo, уповільнюють швидкість дифузії вуглецю в металі, а такі, як Cr, Mo, Si, підвищують міжатомні зв'язки у ґратках  $\alpha$ -розчину, уповільнюючи розчинність карбідів [15]. Оскільки концентрація зазначених елементів у сталі 71 перевищує

Таблиця 6. Механічні властивості середньовуглецевих легованих сталей, які досліджувалися, та металу ділянок ЗТВ, що нагрівалися до температур 780, 550 та 350 $^\circ\text{C}$

Маркування сталі	Температура нагріву, $^\circ\text{C}$	$HV$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta_5$	$\varphi$	$KCU, \text{Дж}/\text{см}^2$	
			МПа		%		+20 $^\circ\text{C}$	-40 $^\circ\text{C}$
ARMSTAL 500	вихідний стан	450	1447	1690	11,0	47,2	93	85
	350	420	1294	1497	21,0	63,0	69	46
	550	380	937	1044	20,0	69,1	96	83
	780	400	892	981	23,2	68,5	98	83
Ramor 500	вихідний стан	490	1475	1835	12,1	46,1	91	59
	350	500	1409	1773	13,6	55,4	50	37
	550	450	1378	1620	13,9	56,4	85	57
	780	490	1210	1463	14,8	67,0	98	62
71	вихідний стан	520	1542	1844	11,5	44,3	82	51
	350	500	1402	1594	14,6	61,3	36	32
	550	430	1389	1520	14,9	60,0	74	52
	780	420	1242	1383	15,0	67,2	83	55

їхній вміст у сталях ARMSTAL 500 та Ramor 500, то ефект від карбідного зміцнення прокату зберігається і в металі ЗТВ даної сталі.

У металі низькотемпературних ділянок ЗТВ спостерігаються зміни й інших показників механічних характеристик. Наявність чи відсутність таких змін залежить від хімічного складу сталі та температури, до якої нагрівався метал. Результати випробування зразків показали, що показники міцності ( $\sigma_{0,2}$  та  $\sigma_b$ ) металу ЗТВ, який нагрівався до температур від 350 до 780 °С, в усіх випадках зменшуються по відношенню до вихідної міцності сталі. Ступінь цих змін залежить від хімічного складу сталі та від температури, до якої метал ЗТВ нагрівався під час зварювання. Чим нижча концентрація легуючих елементів та бору в сталі або вища температура нагріву, тим суттєвіше зменшується міцність металу. Так,  $\sigma_{0,2}$  та  $\sigma_b$  металу ЗТВ, який в процесі зварювання нагрівався до температури 780 °С, для зварних з'єднань сталі ARMSTAL 500 зменшується по відношенню до основного металу майже на 40 %, а для сталей 71 і Ramor 500 – на 20...25 %, що вдвічі менше. Найменші зміни показників міцності спостерігаються в металі, який під час зварювання нагрівався до температури 350 °С – зменшується приблизно на 10 % у зварних з'єднаннях сталі 71 та ARMSTAL 500 і залишаються майже без змін у з'єднаннях сталі Ramor 500.

Що стосується пластичних властивостей ( $\delta_5$  та  $\varphi$ ), то на відміну від показників міцності, вони в зварних з'єднаннях сталей 71 та ARMSTAL 500, незалежно від температури, до якої нагрівався метал, зростають на 30...50 % і майже не змінюються в з'єднаннях сталі Ramor 500.

Щодо показників ударної в'язкості, то ці показники суттєво залежать як від температури, до якої метал нагрівався під час зварювання, так і від температур, за яких відбувалося випробування зразків. Найсуттєвіші зміни показників *KCU* спостерігаються в металі, який випробовувався за температури 20 °С. Найнижчі значення ударної в'язкості характерні для ділянки ЗТВ, що нагрівалася до температури 350 °С. Ймовірно це – температура крихкості такого металу. Меншою мірою вона залежить від температури випробувань зразків (чим температура нижча, тим нижчі зна-

чення *KCU*). Щодо зразків, надріз в яких виконувався на ділянках, де метал нагрівався до температур 550 та 780 °С, то показники їхньої ударної в'язкості співставні з основним металом та майже в 1,5...2,0 рази вищі, ніж у зразків з надрізом по зоні, де метал нагрівався до температури 350 °С.

Ще однією важливою характеристикою зварних з'єднань є їхня здатність чинити опір утворенню холодних тріщин. Як свідчать нижче наведені матеріали, стійкість з'єднань проти утворення таких тріщин значною мірою залежить від системи легування металу швів. Виключно високу стійкість проти утворення холодних тріщин мають зварні з'єднання, виконані високолегованими зварювальними матеріалами – дротом Св-08Х20Н9Г7Т при механізованому зварюванні в захисних газах або електродами марки НИИ 48Г при ручному електродуговому зварюванні. Незалежно від марки сталі, тріщини в зразках були відсутні навіть у тому випадку, коли зварювання технологічних проб виконувалося без попереднього їхнього підігріву.

Дослідження технологічних проб, зварювання яких виконувалося без попереднього підігріву низьколегованим дротом марки Св-10ГСМТ або електродами УОНИ 13/55, засвідчило, що всі вони схильні до утворення холодних тріщин. Методом акустичної емісії встановлено, що зародження холодних тріщин у таких пробах, незалежно від товщини металу, відбувається вже за кілька хвилин після закінчення зварювання. Про це свідчила поява інтенсивних сигналів акустичної емісії. У деяких випадках утворення тріщин супроводжувалося характерним звуком (тріском). У міру підвищення температури попереднього підігріву зварних з'єднань інтенсивність утворення та розвитку в них холодних тріщин зменшується, а при певних температурах тріщини не утворюються (табл. 7).

Температура підігріву зварних з'єднань залежить від вмісту легуючих елементів у сталі. Чим більша їхня концентрація, особливо хрому та молібдену, тим вищою має бути температура попереднього підігріву. Зокрема встановлено, що у разі використання для зварювання сталей марок 71, Ramor 500 та ARMSTAL 500 низьколегованого дроту марки Св-10ГСМТ, щоб уникнути утворення в з'єднаннях холодних тріщин, перед зварюванням їх необхідно підігрівати: з'єднання

**Таблиця 7. Дані щодо стійкості технологічних проб, виконаних дротом марки Св-10ГСМТ, проти утворення холодних тріщин**

Марка сталі, товщина металу	Температура попереднього підігріву, °С				
	20	50	100	150	200
Ramor 500, $\delta = 16$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні	Тріщини відсутні	–
ARMSTAL 500, $\delta = 14$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні	Тріщини відсутні	–
71, $\delta = 14$ мм	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Наявні тріщини	Тріщини відсутні

сталей Ramor 500 та ARMSTAL 500 до температури 100 °С; з'єднання сталі 71 – до значно вищої температури (200 °С).

## Висновки

Результати досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості металу високо- та низькотемпературних ділянок ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей високої твердості (*HB* 500) та на їхню здатність чинити опір утворенню холодних тріщин показали наступне:

1. Висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення сталі при виготовленні прокату, може зменшуватися в результаті його нагрівання під час зварювання. Найсуттєвіше це проявляється для металу низькотемпературної ділянки ЗТВ, що нагрівався до температур 550...780 °С.

2. На ділянці перегріву ЗТВ сталей закордонного виробництва при швидкостях охолодження  $W_{6/5} \leq 5,0$  °С/с формується змішана бейнітно-мартенситна структура, а у сталі 71, незалежно від швидкості охолодження та при  $W_{6/5} > 5,0$  °С/с для інших сталей – мартенситна структура. Зі збільшенням швидкості охолодження металу дисперсність структурних складових зростає.

3. Твердість і міцність металу ділянки перегріву ЗТВ, що охолоджувався зі швидкістю  $W_{6/5} \leq 5,0$  °С/с, на 10...20 % менша, ніж у основного металу (чим нижча концентрація легуючих елементів у сталі, тим менша міцність). У діапазоні швидкостей охолодження  $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$  °С/с різниця між твердістю та міцністю основного металу та металу ділянки перегріву ЗТВ стає малопомітною та майже вирівнюється при  $W_{6/5} \geq 20,0$  °С/с.

4. Твердість і міцність металу ділянок ЗТВ зварних з'єднань, що нагрівався до температур 350...780 °С, по відношенню до основного металу зменшується, а пластичність збільшується.

5. Ударна в'язкість металу високотемпературної ділянки ЗТВ співставна з показниками *KCU* основного металу; на ділянках, що нагрівалися до температур 550...780 °С, вона зростає, а в тій, яка нагрівалася до температури 350 °С – зменшується. Останнє пов'язано з тим, що температура 350 °С входить у діапазон температур синьоламкості сталей, які досліджувалися.

6. Висока стійкість зварних з'єднань броньових сталей високої твердості проти утворення холодних тріщин при зварюванні без попереднього підігріву може бути отримана у разі використання для їхнього зварювання високолегованих матеріалів, які забезпечують формування в наплавленому

металі аустенітної структури. Щоб уникнути утворення холодних тріщин у з'єднаннях, зварювання яких виконується із застосуванням низьколегованих матеріалів, їх необхідно підігрівати.

## Список літератури/References

1. Tekin Özdemir (2020) Mechanical & microstructural analysis of armor steel welded joints. *Intern. J. of Engineering Research and Development UMAGD*, 12(1), 166–175. DOI: <https://doi.org/10.29137/umagd.488104>
2. Konat, Ł., Białobrzeska, B., Białek, P. (2017) Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel. *Metals*, 7(9), 349. DOI: <https://doi.org/10.3390/met7090349>
3. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V., Klapatyuk, A.V., Denisenko, A.M. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, 5, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01>
4. Oskwarek, M. (2006) Structural features and susceptibility to cracking of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels. In: *Proceedings of the IV Students' Science Conference: Human-Civilisation-Future, Wroclaw, Poland, 22–24 May 2006*, Vol. 2, pp. 115–120.
5. Cabrilo, A., Geric, K. (2016) Weldability of high hardness armor steel. *Advanced Materials Research*, 1138, 79–84. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.1138.79>
6. Kuzmikova, L. (2013) *An investigation of the weldability of high hardness armor steel*. Faculty of Engineering, University of Wollongong. <http://ro.uow.edu.au/theses/3853>
7. Shchudro, A., Laukhin, D., Pozniakov, V. (2020) Analysis of the effects of welding conditions on the formation of the structure of welded joints of low-carbon low-alloy steels. *Key Engineering Materials*, 844, 146–154. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>
8. Białobrzeska, B., Jasiński, R., Konat, Ł., Szczepański, Ł. (2021) Analysis of the properties of hardox extreme steel and possibilities of its applications in machinery. *Metals*, 11(1), 162. DOI: <https://doi.org/10.3390/met11010162>
9. Güler Özgül, H., Ertan, R., Ozcan, R. (2012) Influence of heat treatment parameters on the microstructure and mechanical properties of boron-alloyed steels. *Mater. Test.*, 54, 1–6. DOI: <https://doi.org/10.3139/120.110373>
10. Bin Khiyon, M.R., Salleh, S.M. (2017) Effect of heat-treatment on the hardness and mechanical properties of boron alloyed steel. *MATEC Web Conf.*, 90, 01014 DOI: <https://doi.org/10.1051/mateconf/20179001014>
11. Максимов С.Ю., Прилипко О.О., Берднікова О.М., Алексєнко Т.А., Половецький Є.В., Шепелюк Ю.А. (2021) Керування параметрами кристалічної ґратниці металу зварних з'єднань, виконаних під водою. *Металофізика та новітні технології*, 43(5), 713–723. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713>
12. Максимов, С.Ю., Прилипко, О.О., Берднікова, О.М., Алексєнко, Т.О., Половетський, Є.В., Шепелюк, Ю.А. (2021) Controlling the parameters of the metal crystal lattice of the welded joints made underwater. *Metallophysics And Advanced Technologies*, 43(5), 713–723 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713>
12. Позняков В.Д., Гайворонский А.А., Костин В.А. (2017) Особенности превращения аустенита и механические свойства металла в зоне термического влияния соединенный стали марки 71 при дуговой сварке. *Механіка та машинобудування*, 1, 254–260. Poznyakov, V.D., Gayvoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Features of austenite transformation and mechanical properties of metal in the heat-affected zone of 71 grade steel

- joints during arc welding. *Mekhanika ta Mashynobuduvannia*, **1**, 254–260 [in Russian].
13. Zhdanov, V., Poznyakov, V., Baudin, T., Rogante, M., Kim, H.S., Heaton, M., Demchenko, Y., Zhukov, V., Skoryk, M. (2021) Effect of nutritional values on the processing properties and microstructure of HSLA rod processed by different technologies. *Materials Today Communications*, **28**, 102598. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102598>
  14. Позняков В.Д., Коренєв О.В. (2025) Механічні властивості металу ділянок зварних з'єднань середньовуглецевих легуваних сталей, що нагрівалися до температур від 350 до 800 °С. *Автоматичне зварювання*, **5**, 56–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2025.05.06>  
Poznyakov, V.D., Korieniev, O.V. (2025) Mechanical properties of metal in areas of welded joints of medium carbon alloy steels heated to temperatures from 350 to 800 °C. *Automatic Welding*, **5**, 56–59 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2025.05.06>
  15. Zungang Mao, Farkoosh, A.R., Seidman, D.N. (2026) Effects of alloying elements on carbon diffusion in the austenite (f.c.c.)- and ferrite (b.c.c.)-phases. *Computational Mater. Sci.*, **265**, 114543. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2026.114543>
  16. Akhonin, S.V., Belous, V.Y., Selin, R.V., Kostin, V.A. (2021) Influence of TIG welding thermal cycle on temperature distribution and phase transformation in low-cost titanium alloy. *IOP Conf. Ser.: Earth Environ. Sci.*, **688**, 012012. DOI: <https://doi.org/10.1088/1755-1315/688/1/012012>
  17. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. (2008) Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*, **3**, 31–34.  
Grygorenko, H.M., Kostin, V.A., Orlovsky, V.Yu. (2008) Modern possibilities of modeling austenite transformation in welds of low-alloy steels. *Automatic Welding*, **3**, 31–34 [in Russian].
  18. Саржевский В.А., Сазонов В. Я (1981) Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75. *Автоматическая сварка*, **5**, 69–70.  
Sarzhovsky, V.A., Sazonov, V.Ya (1981) Installation for simulating thermal welding cycles based on the MSR-75 machine. *Automatic Welding*, **5**, 69–70 [in Russian].
  19. Мусяченко В.Ф., Касаткин Б.С., Жданов С.Л., Гаврилов Б.К. (1981) Исследование условий образования и развития холодных трещин в сварном соединении высокопрочной стали методом акустической эмиссии. *Автоматическая сварка*, **7**, 5–7.  
Musyachenko, V.F., Kasatkin, B.S., Zhdanov, S.L., Gavrilov, B.K. (1981) Study of the conditions for the formation and development of cold cracks in a welded joint of high-strength steel by the acoustic emission method. *Automatic Welding*, **7**, 5–7 [in Russian].

## THE INFLUENCE OF THERMAL WELDING CYCLES ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-HARDNESS ARMOUR STEELS

V.D. Poznyakov, O.V. Korieniev

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

E-mail: korennew@ukr.net

The influence of thermal cycles of welding on phase-structural transformations of the metal of the heat-affected zone of some medium-carbon alloyed armor steels of high hardness with different chemical composition has been investigated. The total mass fraction of silicon, manganese, chromium, nickel and molybdenum in steels of the brand 71, ARMSTAL 500 and Ramor 500 is 6.56, 2.76 and 2.53 %, respectively. It has been established that in the area of overheating of the metal of the heat-affected zone of steels with the total mass fraction of alloying elements is 2.53...2.76 %, at cooling rates  $W_{6/5} \leq 5.0$  °C/s a mixed bainite-martensitic structure is formed, and in steel 71, regardless of the cooling rate, and at  $W_{6/5} > 5.0$  °C/s for other steels – a martensitic structure. It was found that depending on the change in the structure of the metal in the area of overheating of the heat-affected zone, its mechanical properties also change. With increasing cooling rate, the hardness and strength of the metal increase, and the plastic properties decrease. It was established that high resistance of welded joints of the studied steels to the formation of cold cracks can be ensured if materials are used for their welding that ensure the formation of an austenitic structure in the deposited metal. 19 Ref., 7 Tabl., 4 Fig.

*Keywords: armor steels, welding thermal cycle, metal structure, mechanical properties of the metal of welded joints, cold cracks*

### ORCID

В.Д. Позняков – <https://orcid.org/0000-0001-8561-3526>, О.В. Коренєв – <https://orcid.org/0009-0007-3533-1247>

### КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

### АВТОР ДЛЯ ЛІСТУВАННЯ

О.В. Коренєв

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

E-mail: korennew@ukr.net

### РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

В.Д. Позняков, О.В. Коренєв (2026) Вплив термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості броньових сталей високої твердості. *Автоматичне зварювання*, **03**, 51–59. DOI: <https://doi.org/10.37434/as2026.03.07>

### ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

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

Отримано 23.03.2026

Отримано у переглянутому вигляді 05.05.2026

Підписано до друку 14.05.2026

Оприлюднено 20.05.2026