

УДК 669-1:51-74:519.257

## ВПЛИВ СТРУКТУРНИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, В. Д. ПОЗНЯКОВ, О. М. БЕРДНІКОВА, В. В. ЖУКОВ,  
Т. О. АЛЕКСЕЄНКО, І. І. АЛЕКСЕЄНКО

*Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ*

Експериментально побудовано і розраховано термодинамічні діаграми розпаду переохолодженого аустеніту броньових сталей Ramor 500 та Armoх 500. Визначено температури фазових перетворень, мікроструктуру та механічні властивості металу зони термічного впливу завдяки імітації термомеханічного зварювання за різних швидкостей охолодження на установці Gleeble 3800. Встановлено граничні значення швидкості охолодження, коли можливе знеміцнення навколошовної зони зварних з'єднань цих сталей нижче мінімально гарантованих показників міцності основного металу.

**Ключові слова:** високоміцні броньові сталі, Ramor 500, Armoх 500, мікроструктура, термодинамічні діаграми, моделювання перетворення аустеніту, мартенсит, бейніт.

**Вступ.** На сьогодні в Україні для виробництва нових корпусів легкоколісної броньованої техніки застосовують закуплені за кордоном броньові сталі високої твердості. При цьому бронесталі купують переважно у негартованому стані, тоді як весь комплекс необхідних службових властивостей листовий прокат цих сталей отримує тільки після відповідної складної термомеханічної обробки (вальцювання + гартування) з подальшим низькотемпературним відпуском. У результаті матеріал набуває високих механічних властивостей (границя плинності  $\geq 1250$  МПа, границя міцності  $> 1450$  МПа, за твердості  $\sim 50$  HRC) [1].

Прокат броньових сталей за твердістю поділяється на три групи: RNA-сталі (Rolled Homogeneous Armor) з твердістю 210...470 НВ; HNA-сталі (High Hard Armor) з твердістю 477...534 НВ; UHN-сталі (Ultra High Hard Armor) з твердістю не менше 570 НВ. Для виробництва корпусів легкоколісної броньованої техніки переважно застосовують сталі 2-ї групи. На жаль, жодний із виробників цих сталей не надає інформації щодо мінімально гарантованого вмісту вуглецю, марганцю, хрому, нікелю, молібдену та бору. Ці елементи безпосередньо впливають на структуру та механічні властивості броньових сталей, тому можливий неоптимальний вибір параметрів їх термічної обробки.

Під час зварювання конструкцій із високовуглецевих [2–4] та броньових сталей [5, 6] також можливе утворення холодних тріщин, що пов'язано з вмістом водню, залишковими зварювальними напруженнями та мікроструктурою. Суттєво впливають на утворення холодних тріщин з'єднання різної товщини під різними кутами та в складних просторових положеннях. Це обумовлює переважне застосування у виробництві зварних броньованих корпусів механізованого електродугового зварювання у середовищі захисних газів. Використання високолегованих зварювальних дротів аустенітного класу [6], раціональних режимів та відповідної техніки дає змогу сформуванню достатньо пластичний аустенітний метал зварного

шва, суттєво знизити рівень зварювальних напружень та кількість водню у зоні зварювання, що дозволяє уникнути утворення холодних тріщин у зоні термічного впливу (ЗТВ).

Водночас внаслідок надмірної чутливості закордонних броньових сталей до нагріву одночасне запобігання гартівних тріщин та знеміцнення окремих ділянок ЗТВ є достатньо складним. Без попереднього підігріву діапазон допустимих режимів зварювання для цих матеріалів є доволі вузьким. Якщо погонна енергія зварювання виходитиме за межі цього діапазону, підвищуватиметься небезпека утворення гартівних тріщин, або, навпаки, через надмірне тепловкладення відбуватиметься знеміцнення металу ЗТВ зварних з'єднань цих сталей.

Мета роботи – побудувати термодинамічні діаграми розпаду аустеніту, визначити температури фазових перетворень та встановити вплив термічного циклу зварювання і швидкості охолодження на структуру та механічні властивості зварних з'єднань броньових сталей Ramox 500 та Armoх 500 закордонного виробництва.

**Матеріал та методика.** Досліджували дві броньові сталі марки Ramox 500 (Фінляндія) та Armoх 500 (Швеція). Хімічний склад сталей визначали на атомно-емісійному спектрометрі з індукційно-зв'язаною плазмою IСAP 6500 DUO. Хімічний склад дослідних сталей та їх механічні властивості наведено у табл. 1, 2.

**Таблиця 1. Хімічний склад досліджених броньових сталей (mass%)**

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	B	S	P
Ramox 500	0,21	0,45	0,92	0,58	0,38	0,20	0,004	0,005	0,023
Технічні умови (макс.)	0,35	0,7	1,5	1,0	2,0	0,7	0,005	0,010	0,015
Armoх 500	0,24	0,25	0,84	0,5	0,97	0,33	–	0,004	0,016
Технічні умови (макс.)	0,32	0,4	1,2	1,0	1,8	0,7	0,005	0,010	0,015

**Таблиця 2. Механічні властивості досліджених броньових сталей**

Сталь	$\sigma_{YS}$	$\sigma_{UTS}$	$\delta_5$	$\psi$	$KCU_{+20}$	$KCU_{-40}$	HB
	MPa		%		J/m <sup>2</sup>		
Ramox 500	1588	1803	≥ 8	≥ 49	66	52	54
Armoх 500	1492	1670	≥ 7,6	≥ 55	127	111	52

Експериментально моделювали близький до реальних умов механізованого зварювання у середовищі захисних газів термічний цикл та здійснювали дилатометричні дослідження на комплексі імітації термодформаційних циклів зварювання (ТДЦЗ) Gleeble 3800 [7].

Щоб визначити вплив кінетики розпаду аустеніту на структуру та властивості дослідних сталей, імітували ТДЦЗ дослідних зразків, охолоджених зі заданими швидкостями в діапазоні 1...30°C/s, та будували відповідні термодинамічні діаграми перетворення аустеніту.

Механічні характеристики ( $\sigma_{YS}$ ,  $\sigma_{UTS}$ ,  $\delta_5$  і  $\psi$ ) визначали на 5-кратних циліндричних зразках  $\varnothing$  6 mm і довжиною 76 mm, виготовлених зі сталевих бронепластин завтовшки 20 mm. Зразки нагрівали зі швидкістю 20°C/s до 1200°C та витримували впродовж 5 min для досягнення повної гомогенізації, а потім охолоджували з фіксованою швидкістю 1, 3, 5, 7, 10, 20, 30°C/s. Ударну в'язкість  $KCU$  і твердість  $HB$  оцінювали за стандартними методиками.

Структуру металу зразків, які імітували охолодження ЗТВ, вивчали на ділянці максимального нагріву (ділянка великого зерна).

Металографічні дослідження виконували на світловому мікроскопі НЕОРНОТ-32 (Японія), який модернізовано цифровим пристроєм OLYMPUS (Японія) зі збільшенням  $\times 1000$ . Вимірювали твердість за Віккерсом на твердомірі М-400 (“Лесо”) за навантаження 1 kg.

Використовуючи методи обчислювальної термодинаміки з допомогою програмного забезпечення JMatPro, моделювали кінетику фазових перетворень у броньових сталях. В основі цієї програми лежать методи розрахунку фазових діаграм CALPHAD [8], модель ізотермічного фазового переходу JMAK, рівняння Койстінена–Марбургера та інші математичні моделі [9–12].

**Результати та їх обговорення.** Аналіз хімічного складу дослідних сталей показав (табл.1), що вміст вуглецю в них менший (0,21 та 0,24%) порівняно з вітчизняними броньовими сталями марки 71 (0,31...0,36%) відповідного класу (табл. 3). Серед відмінностей сталей Ramor 500 і Armoх 500 слід визначити також значну різницю (майже у 2 рази) за вмістом нікелю (0,38 та 0,97%) та молібдену (0,2 та 0,33%), тобто тих елементів, які розширюють  $\gamma$ -область перетворення сталі. Водночас розрахунки показують (табл. 4), що температури фазових перетворень  $A_{c1}$  (832 та 808°C) та  $A_{c3}$  (743 та 741°C) практично не змінюються, що пов’язано з малою різницею за вмістом вуглецю (0,21 та 0,24%) у дослідних сталях. Вуглецевий еквівалент, розрахований за ГОСТ 19281-2014 або за EN 10025-1, для дослідних сталей становив  $C_e = 0,52\%$  та  $C_{eEN} = 0,52...0,61\%$  відповідно, тобто він суттєво більший за необхідні 0,3...0,4%. Це обумовлює незадовільну зварювальність та підвищений ризик утворення холодних тріщин.

**Таблиця 3. Хімічний склад броньових сталей 2-ї групи (mass%)**

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P	B
марка 71 Україна ТУ У 27.1- 14313056-001- 2009	0,31	1,16	0,74	1,66	2,26	0,3	0,08	0,202	0,04	0,024	0,01	0,016	–
	0,29	1,2	0,6	1,5	2,0	0,45	$\leq 0,3$	0,18	0,015	0,005	$\leq 0,003$	$\leq 0,012$	–
	... 0,36	... 1,5	... 1,0	... 2,0	... 2,4	... 0,55		... 0,25	... 0,05	... 0,025			
ARMSTAL 500 Польща Технічні умови	0,29	0,24	0,89	0,74	1,03	0,23	0,09	0,06	0,019	0,037	0,005	0,009	0,002
	максимальний вміст елементів												
	0,32	0,50	1,20	0,90	1,10	0,30	–	присутні, але не регламентовано				$\leq 0,003$	
RAMOR 450 Фінляндія Технічні умови	0,19	0,31	0,96	0,59	1,43	0,2	0,018	0,009	0,031	0,005	0,005	0,014	0,001
	максимальний вміст елементів												
	0,25	0,70	1,50	1,0	2,0	0,70	–	–	–	–	0,005	0,015	$\leq 0,005$
Quardian 500 Бельгія Технічні умови	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,023	0,001	0,033	0,004	0,006	0,012	0,001
	максимальний вміст елементів												
	0,30	0,80	1,60	1,0	1,0	0,50	–	–	–	–	0,010	0,025	$\leq 0,005$
Protection 500 Фінляндія Технічні умови	0,28	0,49	0,96	0,58	0,37	0,25	0,026	0,002	0,028	0,029	0,011	0,016	0,002
	максимальний вміст елементів												
	0,3	0,7	1,7	1,5	0,8	0,5	–	–	–	–	0,015	0,03	$\leq 0,004$

**Таблиця 4. Параметри фазових перетворень броньових сталей**

Сталь	$T_{liq}$	$A_{c3}$	$A_{c1}$	$M_s$	$M_f$	$C_e$	$C_{eEN}$	HRC(M)
	°C					%		
Ramor 500	1508	832	743	404	210	0,52	0,54	45,0
Arмох 500	1506	808	741	384	190	0,52	0,61	46,8

**Примітка:**  $T_{liq}$  – температура плавлення;  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  – температура початку та закінчення формування аустеніту відповідно;  $M_s$ ,  $M_f$  – температура початку та закінчення мартенситного перетворення відповідно;  $C_e$ ,  $C_{eEN}$  – вуглецевий еквівалент за ГОСТ 19281-2014 та EN 10025-1 відповідно; HRC(M) – твердість мартенситу за Роквелом.

Різниця за концентрацією інших легувальних елементів (марганцю, хрому, міді) незначна. Вміст сірки (0,005 та 0,004%) та фосфору (0,023 та 0,016%) залишається на низькому рівні. Аналіз хімічного складу дослідних сталей показує, що концентрація вуглецю та основних легувальних елементів знаходиться в достатньо жорстких межах для суттєвого впливу на формування структури та механічних властивостей металу ЗТВ зварних з'єднань.

Аналіз термокінетичних діаграм розпаду аустеніту броньових сталей Ramor 500 і Arмох 500 показав, що температури фазових перетворень у дослідних сталях відрізняються несуттєво (рис. 1).

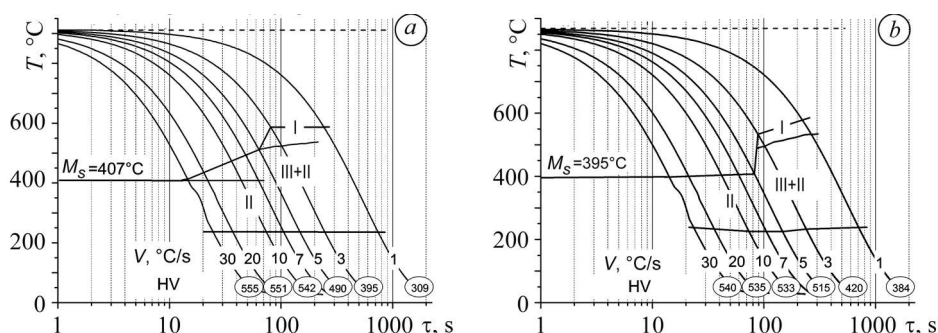


Рис. 1. Експериментальні термокінетичні діаграми перетворення аустеніту сталей Ramor 500 (a:  $A_{c3} = 912^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c1} = 728^{\circ}\text{C}$ ) та Arмох 500 (b:  $A_{c3} = 866^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c1} = 730^{\circ}\text{C}$ ). I – перліт, II – мартенсит, III – бейніт.

Fig. 1. Experimental thermokinetic diagrams of austenite transformation of Ramor 500 (a:  $A_{c3} = 912^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c1} = 728^{\circ}\text{C}$ ) and Arмох 500 (b:  $A_{c3} = 866^{\circ}\text{C}$ ,  $A_{c1} = 730^{\circ}\text{C}$ ) steels. I – pearlite, II – martensite, III – bainite.

Температура початку мартенситного перетворення становить 407 та 395°C у сталях Ramor 500 та Arмох 500, відповідно. Найвищу температуру початку бейнітного перетворення спостерігали за швидкості охолодження 1...3°C/s – 586 та 578°C відповідно. Мінімальна температура розпаду аустеніту для сталі Ramor 500 становить 237°C, тоді як для сталі Arмох 500 – 234°C, та майже не залежить від швидкості охолодження (рис. 1). Тобто під час зварювання дослідних сталей у металі ЗТВ слід очікувати близькі механічні характеристики та фазових перетворень, а також формування подібних структурних складових.

Розрахункові результати комп'ютерного моделювання кінетики перетворення аустеніту дослідних броньових сталей подано на рис. 2.

Через незначну відмінність хімічного складу дослідних сталей діаграми неізотермічного перетворення аустеніту мають схожий характер. Для цих сталей характерна відносно висока температура початку мартенситного перетворення (400...430°C), внаслідок чого утворюється пластичніший дислокаційний мартен-

сит. Експериментальні результати (рис. 1) підтвердили розрахунки: у широкому діапазоні швидкостей охолодження, притаманних дуговому зварюванню, кінцева структура імітованого металу ЗТВ складатиметься з мартенситу та невеликої кількості бейнітної та перлітної складових.

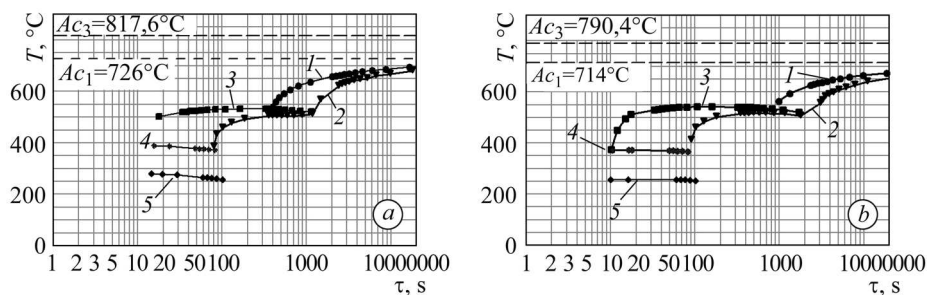


Рис. 2. Розрахункові термокінетичні діаграми перетворення аустеніту сталей Ramor 500 (a) та Armoх 500 (b): 1 – перліт; 2 – аустеніт; 3 – бейніт; 4 –  $M_s$ ; 5 –  $M_f$ .

Fig. 2. Estimated thermokinetic diagrams of austenite transformation of Ramor 500 (a) and Armoх 500 (b) steels: 1 – pearlite; 2 – austenite; 3 – bainite; 4 –  $M_s$ ; 5 –  $M_f$ .

Дослідження кінетики зміни структурних складових у металі ЗТВ обох сталей показало (рис. 3), що вона подібна, а відмінність пов'язана з об'ємною часткою сформованих фаз.

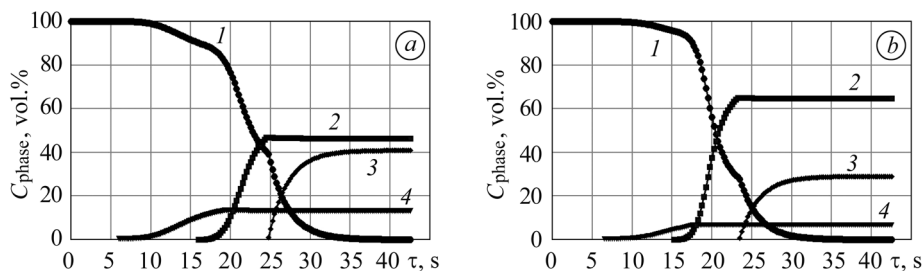


Рис. 3. Кінетика формування фаз у металі ЗТВ сталей Ramor 500 (a) та Armoх 500 (b) під час охолодження зі швидкістю 20°C/s: 1 – аустеніт; 2 – бейніт; 3 – мартенсит; 4 – перліт.

Fig. 3. Kinetics of phase formation in heat-affected zone (HAZ) metal of Ramor 500 (a) and Armoх 500 (b) steels under cooling at 20°C/s: 1 – austenite; 2 – bainite; 3 – martensite; 4 – pearlite.

У сталі Ramor 500 у металі ЗТВ формується дещо більше мартенситу (40%), ніж у сталі Armoх 500 (28%), внаслідок чого можлива різна схильність металу ЗТВ до утворення холодних тріщин.

Мікроструктура броньових сталей Armoх 500 та Ramor 500 після імітації дугового механізованого зварювання подібна (рис. 4). За мінімальної швидкості охолодження (1°C/s) у металі ЗТВ формується бейнітно-мартенситна структура (рис. 4a, c) за незначної кількості перліту (до 5%), яка має високу тріщинозчужність [9]. Мікротвердість бейніту 3210...3860 МПа, мартенситу – 4730...4820 МПа за розміру пакетів 120...240 μm.

З підвищенням швидкості охолодження до 3...20°C/s (рис. 4c-f) формується повністю мартенситна структура за зменшення розміру пакетів мартенситу від 100...150 μm при 3°C/s (рис. 4c, d) до 50...70 μm при 20°C/s (рис. 4e, f). Мікротвердість мартенситу змінюється несуттєво: від 5090 МПа (3°C/s) до 5490 МПа (20°C/s).

За результатами механічних випробувань оцінювали вплив швидкості охолодження на зміну міцності ( $\sigma_{YS}$ ,  $\sigma_{UTS}$ ) та пластичності ( $\delta$ ,  $\psi$ ) металу ЗТВ зварних з'єднань сталей Arмох 500 та Ramor 500 (табл. 5).

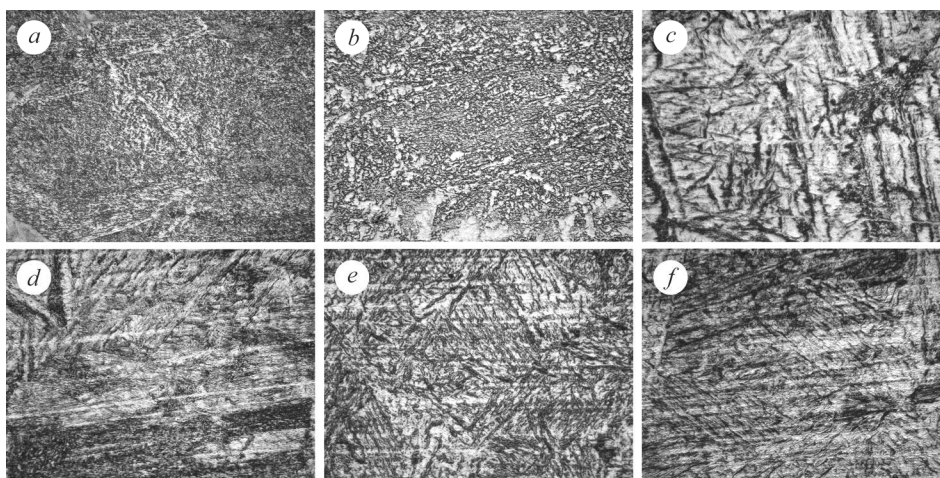


Рис. 4. Мікроструктура імітованого металу ЗТВ сталей Arмох 500 (a, c, e) та Ramor 500 (b, d, f) за швидкості охолодження: a, b – 1°C/s; c, d – 3°C/s; e, f – 20°C/s;  $\times 1000$ .

Fig. 4. Microstructure of the simulated HAZ metal of Armoх 500 (a, c, e) and Ramor 500 (b, d, f) steels at cooling rate: a, b – 1°C/s; c, d – 3°C/s; e, f – 20°C/s;  $\times 1000$ .

**Таблиця 5. Вплив швидкості охолодження на механічні властивості металу ЗТВ**

Сталь	Швидкість охолодження, °C/s	$\sigma_{YS}$	$\sigma_{UTS}$	$\delta_5$	$\psi$	$KCU, J/cm^2$	
		MPa		%		+20°C	-40°C
Arмох 500	5	750	1010	8,8	45	72	40
	10	940	1200	7,2	28	56	49
	15	1160	1390	–	–	56	46
Ramor 500	5	796	1050	11	25	43	19
	10	1090	1320	10	49	66	47
	15	1320	1580	7	50	67	45

Зі зниженням швидкості охолодження з 15°C/s до 5°C/s границя плинності в металі ЗТВ зменшується на 410 МПа (Arмох 500) та 520 МПа (Ramor 500), а границя міцності на 380 МПа (Arмох 500) та 530 МПа (Ramor 500). Це цілком закономірно, оскільки за цих умов охолодження в металі ЗТВ обох броньових сталей утворюється бейнітно-мартенситна структура. В результаті таких змін у структурі металу ЗТВ показники пластичності ( $\delta$  та  $\psi$ ) підвищуються, відносне видовження збільшується до 8,8% (Arмох 500) та 11% (Ramor 500).

Отже, під дією термодформаційного циклу зварювання в металі ЗТВ з'єднань високоміцних сталей Arмох 500 та Ramor 500 формуються гартівні структури підвищеної міцності залежно від швидкості його охолодження. За швидкості охолодження  $> 3^\circ\text{C/s}$  переохолоджений аустеніт перетворюється лише в мартенситній області, твердість загартованого металу становить  $> 5000$  МПа. Очевидно, що метал з такою структурою матиме підвищену схильність до утворення холодних тріщин. Зниження швидкості охолодження ( $< 5^\circ\text{C/s}$ ), за якої в металі ЗТВ формується бейнітно-мартенситна структура, призводить до підвищення

пластичних властивостей цього металу майже в 1,5 рази. Це дає змогу суттєво знизити його схильність до утворення холодних тріщин.

Водночас аналіз отриманих результатів показує (рис. 5), що уповільнення швидкості охолодження до 18°C/s для сталі Ramor 500 та до 13°C/s для сталі Armox 500 може призвести до зменшення навколошовної ділянки зварних з'єднань нижче мінімально гарантованих показників границі міцності основного металу цих сталей (відповідно 1450 і 1250 МПа).

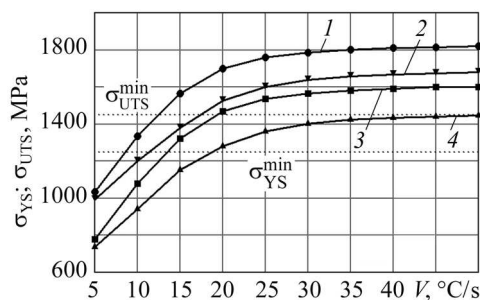


Рис. 5. Вплив швидкості охолодження ( $V$ ) металу ЗТВ на границі міцності  $\sigma_{UTS}$  (1, 2) та плинності  $\sigma_{YS}$  (3, 4) зварних з'єднань сталей Ramor 500 (1, 3) та Armox 500 (2, 4).

Fig. 5. Influence of the cooling rate ( $V$ ) of HAZ metal on the ultimate strength  $\sigma_{UTS}$  (1, 2) and yield strength  $\sigma_{YS}$  (3, 4) of welded joints of Ramor 500 (1, 3) and Armox 500 (2, 4) steels.

Це вказує на необхідність обмеження погонної енергії зварювання так, щоб швидкість охолодження металу ЗТВ у міжкритичному інтервалі температур перетворення була не меншою 13...18°C/s. На практиці виконання цієї умови не завжди можна забезпечити підбором параметрів зварювання. Тому перспективними шляхами вирішення цієї проблеми можуть бути: імпульсне або пульсуюче електродугове зварювання; попередній підігрів, зварювання на прямій полярності, застосування спеціалізованих газових сумішей для підвищення коефіцієнта корисної дії дуги; гібридне лазерно-дугове та плазмово-дугове зварювання.

## ВИСНОВКИ

Мікроструктура металу ЗТВ після імітації дугового зварювання броньових сталей Ramor 500 і Armox 500 подібна. Охолодження зі швидкістю 1...3°C/s призводить до формування бейнітно-мартенситної структури з незначною кількістю перліту, а подальше підвищення швидкості охолодження – до формування повністю мартенситної структури зі збільшеною на 15% твердістю (від 4410...5090 МПа до 5490...5930 МПа). Аналіз термодинамічних діаграм розпаду аустеніту цих сталей показав, що їх температури початку мартенситного перетворення мало відрізняються і відносно високі (407 та 395°C відповідно). Результати комп'ютерного моделювання кінетики перетворення аустеніту дослідних броньових сталей достатньо збігаються з експериментальними і їх можна використовувати для оптимізації режимів електродугового зварювання. Уповільнення швидкості охолодження до 18°C/s (сталь Armox 500) та до 13°C/s (сталь Ramor 500) може призвести до зменшення металу навколошовної ділянки зварних з'єднань нижче мінімально гарантованих показників границі міцності основного металу.

**SUMMARY.** The thermokinetic transformation diagrams of the super-cooled austenite of the armor Ramor 500 and Armox 500 steels were experimentally constructed and mathematically calculated. The temperatures of phase transformations, microstructure and mechanical properties of metal of the heat-affected zone, simulating the thermal deformation processes of welding at different cooling rates at the Gleeble 3800 installation were determined. The limits of the cooling rate at which it is possible to spread the weld around the weld joints of these steels below the minimum guaranteed indices of the strength of the base metal are established.

**Keywords:** high-strength alloyed armor steels, Ramor 500, Armox 500, microstructure, thermokinetic CCT diagrams, modeling of austenite transformation, martensite, bainite.

1. Сливінський О. А., Бісик С. П., Чернозубенко О. В. Здатність до зварювання та службові характеристики броньових сталей іноземного виробництва // IV Міжн. наук.-прак. конф. – Київ, 2016. – С. 167–169.
2. Структура та механічні властивості зони термічного впливу відновлених залізничних коліс / О. А. Гайворонський, В. Д. Позняков, Л. І. Маркашова, О. П. Осташ, В. В. Кулик, Т. О. Алексєнко, О. С. Шишкевич // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – **51**, № 4. – С. 114–119.  
(Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels / О. А. Gaivorons'kyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova, O. P. Ostash, V. V. Kulyk, T. O. Alekseenko, O. S. Shyshkevych // Materials Science. – 2016. – **51**, № 4. – P. 563–569.)
3. Вплив режимів термічної обробки на міцність і циклічну тріщиностійкість сталі 65Г / О. П. Осташ, В. В. Кулик, В. Д. Позняков, О. А. Гайворонський, В. В. Віра // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2018. – **54**, № 6. – С. 24–29.  
(Influence of the modes of heat treatment on the strength and cyclic crack-growth resistance of 65G steel / O. P. Ostash, V. V. Kulyk, V. D. Poznyakov, O. A. Gaivorons'kyi, V. V. Vira // Materials Science. – 2019. – **54**, № 6. – P. 776–782.)
4. Effect of the structure on the mechanical properties and cracking resistance of welded joints of low-alloyed high-strength steels / O. Berdnikova, V. Pozniakov, A. Bernatskyi, T. Alekseienco, V. Sydorets // Procedia Structural Integrity. – 2019. – **16**. – P. 89–96.
5. Balakrishnan M., Balasubramanian V., and Madhusudhan Reddy G. Microstructural analysis of ballistic tests on welded armor steel joints // Metallogr. Microstruct. Anal. – 2013. – **2**. – P. 125–139.
6. Особенности превращения аустенита и механические свойства металла в зоне термического влияния соединений броневой стали марки 71 при дуговой сварке / В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский, В. А. Костин, В. В. Дураченко, Ю. Н. Костин // Механіка та машинобудування. – 2017. – № 1. – С. 254–260.
7. Структурні перетворення металу зони термічного впливу зварних з'єднань високоміцних броньових сталей / В. А. Костін, Г. М. Григоренко, В. Д. Позняков, Т. О. Зубер // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2019. – **55**, № 6. – С. 78–83.
8. Saunders N. and Miodownik A. P. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide. – London: Pergamon Press, 1998. – 480 p.
9. Григоренко Г. М., Костин В. А., Орловский В. Ю. Современные возможности моделирования превращений аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автоматическая сварка. – 2008. – № 3. – С. 31–34.
10. Kirkaldy J. S. and Venugopalan D. Prediction of microstructure and hardenability in low alloy steels // Int. Conf. on Phase Transformations in Ferrous Alloys. – Philadelphia, 1983. – P. 125–148.
11. Buchmayr B. and Kirkaldy J. S. Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region // J. Heat Treating. – 1990. – **8**, № 2. – P. 127–136.
12. Leblond J.-B. and Devaux J. A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including effect of austenite grain size // Acta Met. – 1984. – **32**, № 1. – P. 137–146.

Одержано 15.11.2019