

# СТРУКТУРА ТА ТРИЩИНОСТІЙКІСТЬ СПЕЦІАЛЬНИХ СТАЛЕЙ З ВМІСТОМ ВУГЛЕЦЮ 0,25...0,31 % В УМОВАХ ІМІТАЦІЇ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ

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

ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Вивчено вплив термодформаційного циклу зварювання на структурно-фазові перетворення в металі зони термічного впливу броньової сталі типу 30X2H2MФ з різним вмістом вуглецю (0,25; 0,29 та 0,31 %). На наступному етапі вивчено структурні зміни модельних зразків-імітаторів з вмістом вуглецю 0,31 % при різних швидкостях охолодження (3,8; 12,5 та 21 °С/с) та характер їх руйнування після випробування на вигин. В результаті проведених досліджень встановлено, що структура, яка забезпечує оптимальний рівень міцності та в'язкості руйнування, формується при використанні низьких швидкостей охолодження (нижче 3,8 °С/с). Бібліогр. 13, табл. 3, рис. 6.

*Ключові слова:* спеціальна високоміцна сталь, термодформаційний цикл зварювання, термодинамічні діаграми перетворення, зона термічного впливу, мікроструктура, характер руйнування, тріщиностійкість

В середині минулого століття спеціальна броньова техніка виготовлялася переважно з сталей систем легування: Cr–Mn–Mo, Cr–Ni–Mn–V, Cr–Ni–Mn–Mo та ін., що містили 0,7...1,5 % Mn, 0,7...2,5 % Cr, 1,1...3,0 % Ni, 0,1...0,2 % V, 0,2...0,6 % Mo та вуглець 0,25...0,5 %, [1]. Подальший розвиток спеціальних сталей йшов шляхом оптимізації їх хімічного складу та використання спеціальних режимів термічної обробки, що дозволило збільшити твердість, межу міцності та знизити вміст вуглецю і сірки, зменшити ризики утворення холодних тріщин. Основною структурною складовою цих сталей є структура відпущеного мартенситу. Такі сталі є високоміцними сталями з  $\sigma_{0,2} \geq 1300$  МПа та  $\sigma_b \geq 1500$  МПа.

В даний час при виготовленні зварних вузлів і корпусів колісної броньової техніки широко застосовуються термозміцнені високоміцні сталі, леговані Cr, Ni, Mn, Mo з вмістом вуглецю від 0,25 до 0,50 %, які додатково мікролеговані V, Al, B. Залежно від призначення спеціальні сталі можуть мати середню  $\geq 2850$  МПа, підвищену  $\geq 3350$  МПа та високу  $\geq 3630$  МПа твердість, яку вони набувають після відповідної термічної обробки [2, 3].

Одна з основних вимог, що пред'являється до зварних з'єднань зі спеціальних сталей, полягає в тому, що твердість металу зони термічного впливу (ЗТВ) з'єднань повинна бути не нижче твердості основного металу. Оскільки після зварювання конструкції з зазначених сталей не гартуються, а піддаються низькотемпературному відпуску, то стає очевидним, що необхідні показники твердості металу ЗТВ повинні формуватися після зварювання.

Відомо [4, 5], що механічні властивості металу визначаються його структурним складом. Крім того, формування структури в металі ЗТВ зварних з'єднань залежить не тільки від хімічного складу сталей, а й від температурно-часових режимів охолодження – термічних циклів зварювання. При певних умовах, коли метал після нагрівання охолоджується з малою швидкістю, він може знеміцнюватися. А з підвищенням швидкості охолодження його твердість і статична міцність, як правило, збільшуються.

Однак зварні з'єднання високоміцних середньовуглецевих легованих сталей схильні до утворення холодних тріщин. Це пов'язано з формуванням в металі ЗТВ гартівних структур і залишкових напружень [6–9]. Для зменшення ризику утворення холодних тріщин у зварних з'єднаннях цих сталей використовують локальний попередній підігрів. З одного боку, це дозволяє управляти кінетикою фазових перетворень і формувати структури з підвищеною стійкістю до утворення холодних тріщин, а з іншого – створювати умови для активної десорбції водню з металу зварного з'єднання. Але у ряді випадків зварювання високоміцних спеціальних сталей з вмістом вуглецю більше 0,25 % С стає нерозв'язною проблемою для багатьох розробників конструкцій броньовий техніки.

Разом з тим, проблеми у розробці нових високоміцних сталей для броньованої техніки все ще залишаються актуальними. Так, останнім часом при виготовленні корпусів легкоброньованої техніки зі сталі типу 30X2H2MФ у ряді випадків спостерігаються наявні дефекти у зоні зварного з'єднання ще до їх використання [10]. Це вказує на те, що проблема отримання якіс-

них зварних з'єднань може бути пов'язана не тільки з технологічними особливостями зварювання броньових сталей, але і з якістю самої сталі – однорідністю її структури, хімічного складу, наявністю дефектів.

Для з'ясування можливих обставин появи неякісних зварних з'єднань корпусів броньової техніки для української армії потрібно досконально визначити структурний стан сталі, що використовується при виробництві, у стані постачання та можливі структурно-фазові зміни, які відбуваються під час зварювання цієї сталі. Необхідно також врахувати достатньо широкий діапазон вмісту вуглецю (від 0,25 до 0,35 %) , що притаманний цій сталі.

Також вагомим чинником, що обумовлює надійність технічних засобів з броньових сталей, є стійкість проти крихкого руйнування, що зазвичай оцінюється за критеріями механіки руйнування.

Тому основною метою роботи було оцінка впливу термодформаційних циклів зварювання (ТДЦЗ) на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ броньової сталі, визначення її хімічної та структурної неоднорідності та встановлення взаємозв'язку між структурою, що формується, та схильністю до крихкого руйнування (тріщиностійкістю) цієї сталі з різним вмістом вуглецю.

**Матеріали та методики досліджень.** На першому етапі роботи досліджували структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ броньової

сталі типу 30X2H2MФ з різним вмістом вуглецю (табл. 1) при імітації ТДЦЗ з використанням комплексу «Gleeble 3800» [11, 12]. Відповідно до методу, застосовували циліндричні зразки сталі діаметром 6,0 мм та довжиною 80 мм, які нагрівали в вакуумі до температури 1250 °С. Цикли імітації вибирали згідно з встановленими параметрами термічного циклу у ЗТВ зварних з'єднань товщиною 20 мм при механізованому зварюванні в середовищі захисних газів. У відповідності до цього швидкості нагрівання зразків на комплексі «Gleeble 3800» складала приблизно 210 °С/с в інтервалі температур 20...1200 °С, швидкість охолодження  $w_{6/5} = 2,5...30$  °С/с в інтервалі температур 600...500 °С. При вивченні кінетики розпаду аустеніту температуру початку і кінця перетворення визначали по дотичній до дилатометричної кривої, а співвідношення фаз, що утворилися в результаті перетворення, методом випадкової січної [13].

На другому етапі дослідження вивчали структурні зміни та характер руйнування броньової сталі з вмістом вуглецю 0,31 % в залежності від швидкості охолодження ( $w_{6/5} = 3,8, 12,5$  та  $21$  °С/с) з використанням комплексу методів досліджень: світлової металографії (Versamet-2, Neophot-32) та аналітичної растрової мікроскопії (SEM-515, фірми «PHILIPS», Нідерланди). Зображення реєстрували за допомогою цифрової камери «Olympus».

Таблиця 1. Хімічний склад броньової сталі з різним вмістом вуглецю, мас. %

Матеріал	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P
Броньова сталь	0,25	1,24	0,71	1,68	2,20	0,24	<0,02	0,18	0,032	0,019	0,007	0,01
	0,29	0,78	0,73	1,68	2,0	0,30	<0,02	0,18	0,036	0,016	0,009	0,012
	0,31	93,3	1,16	0,74	1,16	2,26	0,3	0,2	0,04	0,024	0,01	0,016

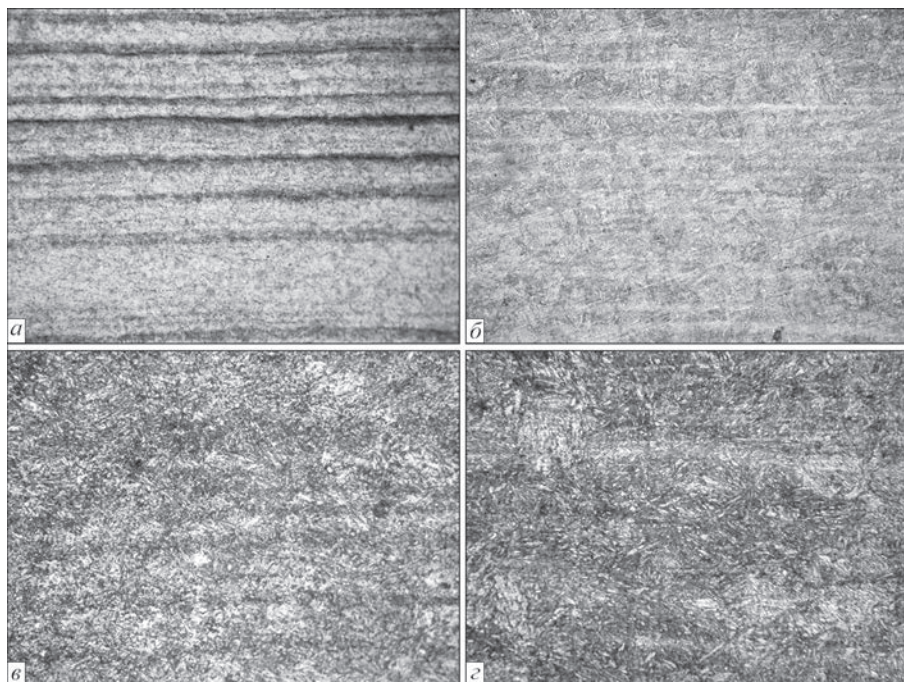


Рис. 1. Структура основного металу броньової сталі з різним вмістом вуглецю, % C: а – 0,25; б – 0,29; в, г – 0,31 (×200, при друку зменшено в 2 рази)

Мікротвердість структурних складових та інтегральну мікротвердість металу ЗТВ вимірювали на мікротвердомірі М-400 фірми «Леко» при навантаженні відповідно 100 г ( $HV_{0,1}$ ) та 1 кг ( $HV_1$ ) за ГОСТ 2999–75.

**Результати експериментів та їх аналіз.** Для основного металу броньової сталі з вмістом вуглецю 0,25 % в стані поставки без термообробки (ТО) характерна текстура прокату, структура представлена переважно бейнітом верхнім (рис. 1, а). Інтегральна твердість металу становить  $HV_1 = 2830...2960$  МПа.

Під дією ТДЦЗ структура металу змінюється. Узагальнені результати досліджень впливу швидкості охолодження на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ зварних з'єднань броньової сталі з вмістом вуглецю 0,25 % представлені на рис. 2, а у вигляді термкінетичної діаграми перетворення переохолодженого аустеніту. Як показали проведені дослідження, в діапазоні швидкостей охолодження  $w_{6/5} = 2,5...30$  °C/c перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,25 % відбувається виключно в мартенситній області. Температура початку мартенситного перетворення складає 360 °C, за-

кінчення – 150 °C (рис. 2). Також слід зазначити, що при збільшенні швидкості охолодження розміри пакетів мартенситу зменшуються від 34 до 12,5 мкм, а інтегральна твердість  $HV_1$  зростає від 3680 до 5070 МПа.

Дослідження броньової сталі з вмістом вуглецю 0,29 % (в стані після ТО) показали, що текстура прокату в металі виявляється не так різко, як в сталі без ТО. Структура металу більш однорідна, являє собою дисперсний мартенсит (рис. 1, б), інтегральна твердість металу становить  $HV_1 = 4420...4560$  МПа. Узагальнені результати досліджень впливу швидкості охолодження на структурно-фазові перетворення в металі ЗТВ зварних з'єднань сталі з вмістом вуглецю 0,29 % представлено на рис. 2, б у вигляді термкінетичної діаграми перетворення переохолодженого аустеніту.

В металі ЗТВ броньової сталі з вмістом вуглецю 0,29 % перетворення переохолодженого аустеніту в діапазоні швидкостей охолодження  $w_{6/5} = 2,5...30$  °C/c також відбувається в мартенситній області, як і в попередньому випадку. На відміну від сталі з вмістом вуглецю 0,25 %, в сталі з вмістом вуглецю 0,29 % температура початку мартенситного перетворення дещо нижче і скла-

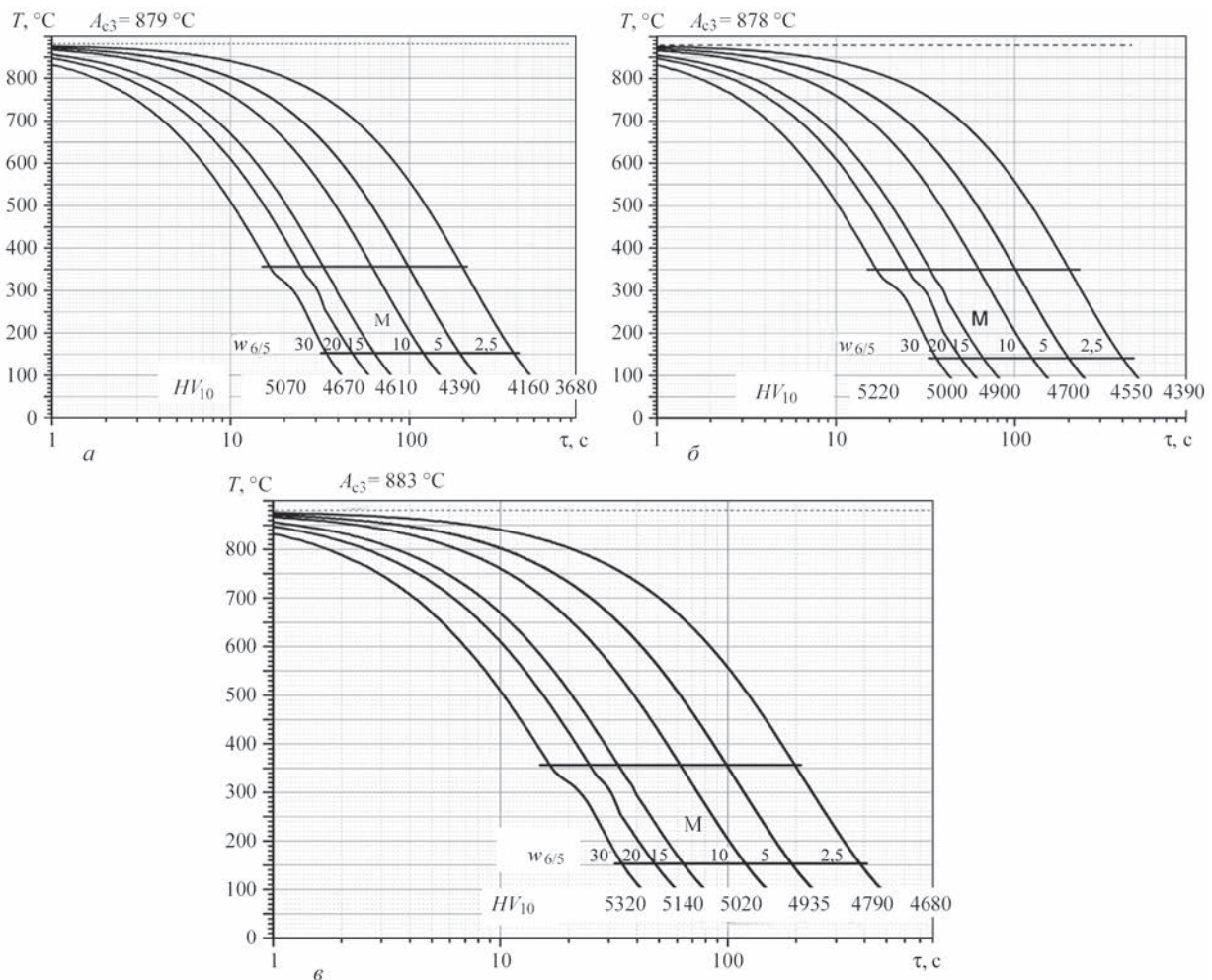


Рис. 2. Термкінетична діаграма перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ броньової сталі з вмістом вуглецю, %: а – 0,25; б – 0,29; в – 0,31

дає 350 °С, закінчення – 140 °С (рис. 2, а, б). При підвищенні швидкості охолодження розмір пакетів мартенситу зменшується в середньому від 35,6 до 12,5 мкм, інтегральне значення мікротвердості при цьому збільшується від 4390 до 5420 МПа.

Результати проведених досліджень показують, що на відміну від сталі, вміст вуглецю в якій складає 0,25 %, в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,29 % мартенситна структура підвищеної твердості і міцності формується при швидкості охолодження  $w_{6/5} \geq 15$  °С/с.

Дослідженнями броньової сталі з вмістом вуглецю 0,31 % в стані поставки (без ТО) показано, що формується структура переважно верхнього бейніту при невеликій кількості нижнього бейніту (рис. 1, е). Після ТО (гартування та низькотемпературний відпуск) структура сталі змінюється і складається з мартенситу та нижнього бейніту (рис. 1, з).

Таким чином, в розглянутому діапазоні швидкостей охолодження перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ сталі з вмістом вуглецю 0,31 % відбуваються виключно в мартенситній області. Незалежно від швидкості охолодження зразків мартенситне перетворення починається при температурі 360 °С, а закінчуються при температурі 150 °С (рис. 2, в). З підвищенням швидкості охолодження розмір пакетів мартенситу зменшується, як і в попередніх випадках, в середньому від 34 до 12,5 мкм.

З метою детального вивчення структурно-фазових змін у зразках-імітаторах броньової сталі в залежності від швидкості охолодження ( $w_{6/5} = 3,8; 12,5$  та  $21$  °С/с) були проведені дослідження сталі з 0,31 % С методами світлової та скануючої елек-

тронної мікроскопії. При металографічних дослідженнях були вивчені структури: бейніту, мартенситу, їх параметри – розмір пакетів ( $D_n$ ), об’ємна частка структур ( $V_q, \%$ ), що формуються в металі ділянки перегріву ЗТВ, а також відповідні зміни мікротвердості (табл. 2).

Встановлено, що при збільшенні швидкості охолодження від  $w_{6/5} = 3,8$  до  $12,5$  °С/с та  $w_{6/5} = 21$  °С/с збільшується об’ємна частка мартенситу при зменшенні частки бейнітної складової, подібні структури (в 2 рази зменшується розмір пакетів) та збільшені (в середньому на 13 %) мікротвердості (табл. 2, рис. 3).

Для оцінки тріщиностійкості металу ЗТВ зразків броньової сталі при різних швидкостях охолодження  $w_{6/5}$  були проведені дослідження впливу структурних факторів на характер руйнування в умовах випробувань при зовнішньому навантаженні на трьохточковий вигин. Механічними випробуваннями показано, що найбільший показник в’язкості руйнування – критичний коефіцієнт інтенсивності напружень  $K_{Ic} = 110$  МПа·м<sup>1/2</sup> металу отримано при швидкості охолодження  $w_{6/5} = 3,8$  °С/с (табл. 3). При збільшенні швидкості охолодження до  $w_{6/5} = 12,5$  та  $21$  °С/с значення  $K_{Ic}$  знижується. Такі зміни показника в’язкості руйнування пов’язані з впливом швидкостей охолодження на структурно-фазові зміни в металі досліджуваних зразків, а саме зменшенням кількості нижнього бейніту та збільшенням кількості мартенситної складової.

Після механічних випробувань було проведено детальний фрактографічний аналіз структури зламів зразків з урахуванням типів руйнування та параметрів елементів мікрорельєфу поверхні

Таблиця 2. Структурні параметри: розмір пакетів ( $D_n$ ); об’ємна частка ( $V_q, \%$ ); мікротвердість ( $HV$ ) структурних складових в металі ЗТВ зразків броньової сталі (0,31 % С) при різних швидкостях охолодження ( $w_{6/5}$ )

Параметр	Швидкість охолодження $w_{6/5}, \text{°C/c}$		
	3,8	12,5	21
$V_q, \%$ *	88...90 % М 10...12 % Б <sub>н</sub>	93...95 % М 5...7 % Б <sub>н</sub>	95...98 % М 3...5 % Б <sub>н</sub>
$D_n, \text{мкм}$	35...80	20...70	15...50
$HV, \text{МПа}$	4420 (Б <sub>н</sub> ) 4980...5600 (М)	4880 (Б <sub>н</sub> ) 5030...6060 (М)	4800 (Б <sub>н</sub> ) 5360...6810 (М)

\*Об’ємну частку структурних складових визначено методом трансмісійної електронної мікроскопії (цей матеріал увійде у наступну публікацію).

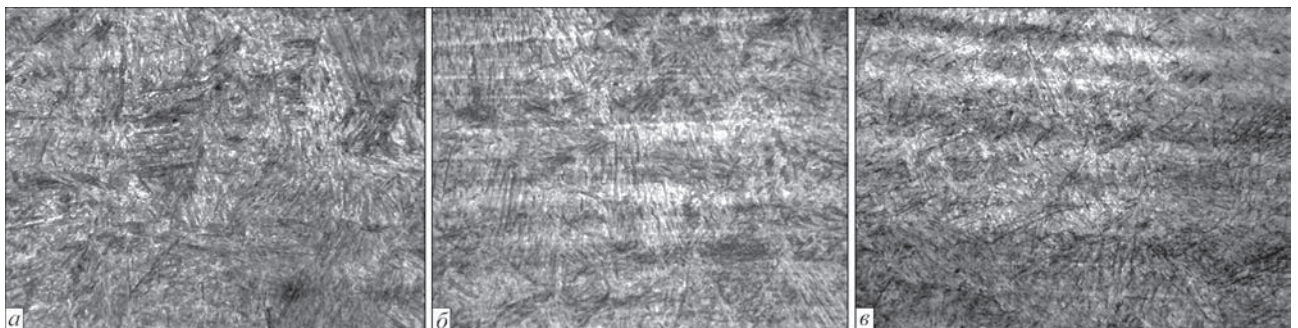


Рис. 3. Мікроструктура ( $\times 500$ ) металу ЗТВ модельних зразків броньової сталі, охолоджених при різних швидкостях  $w_{6/5}, \text{°C/c}$ : а – 3,8; б – 12,5; в – 21

**Таблиця 3. Результати випробувань на в'язкість руйнування броньової сталі (0,31 % С) при різних швидкостях охолодження ( $w_{6/5}$ )**

Критичний коефіцієнт інтенсивності напружень	Швидкість охолодження $w_{6/5}, \text{ }^\circ\text{C/c}$		
	3,8	12,5	21
$K_{Ic}, \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	110	85	70

руйнування за характерними зонами зламів: зона втомної тріщини (біля надрізу); зона магістрального руйнування; зона долому (рис. 4–6).

Фрактографічними дослідженнями зразка, отриманого при швидкості охолодження  $w_{6/5} = 3,8 \text{ }^\circ\text{C/c}$ , встановлено, що в зоні втомної тріщини рівномірний тип квазікрихкого руйнування з розміром фасеток квазісколу  $d_{\phi} = 2...7 \text{ мкм}$  та локальними ділянками в'язкої складової ( $d_{я} = 2...5 \text{ мкм}$ ), рис. 4, *a, б*. При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно ( $V_{ч} = 90 \%$ ) в'язкий з розміром ямок  $d_{я} = 2...4 \text{ мкм}$  (рис. 4, *в, г*). Для зони магістральної тріщини характерна присутність одиничних вторинних тріщин довжиною  $L_{тр} = 10...15 \text{ мкм}$  (рис. 4, *д*). В зоні долому також в'язкий тип руйнування з розміром ямок  $d_{я} = 2...7 \text{ мкм}$  (рис. 4, *е*).

При збільшенні швидкості охолодження зразка до  $w_{6/5} = 12,5 \text{ }^\circ\text{C/c}$  встановлено, що в зоні втомної тріщини квазікрихке руйнування з розміром фасеток квазісколу  $d_{\phi} = 3...10 \text{ мкм}$  та локальни-

ми ділянками в'язкої складової ( $d_{я} = 2...5 \text{ мкм}$ ), рис. 5, *a, б*. При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно в'язкий ( $V_{ч} = 75...80 \%$ ) з розміром ямок  $d_{я} = 2...6 \text{ мкм}$  (рис. 5, *в, г, д*), вторинні тріщини відсутні. В зоні долому – в'язкий тип руйнування з розміром ямок  $d_{я} = 2...8 \text{ мкм}$  (рис. 5, *е*).

При  $w_{6/5} = 21 \text{ }^\circ\text{C/c}$  в зоні втомної тріщини рівномірний тип квазікрихкого руйнування з розміром фасеток квазісколу  $d_{\phi} = 3...15 \text{ мкм}$  та вторинними тріщинами довжиною  $L_{тр} = 10...15 \text{ мкм}$ , їх об'ємна частка складає  $V_{ч} = 2 \%$  (рис. 6, *a–в*). При переході у зону магістральної тріщини характер руйнування переважно в'язкий ( $V_{ч} = 70 \%$ ) з розміром ямок  $d_{я} = 2...6 \text{ мкм}$  (рис. 6, *г, д*). В зоні магістральної тріщини характерна присутність одиничних вторинних тріщин довжиною  $L_{тр} = 8...15 \text{ мкм}$  (рис. 6, *д*). В зоні долому також в'язкий тип руйнування з розміром ямок  $d_{я} = 2...8 \text{ мкм}$  (рис. 6, *е*).

Таким чином, встановлено, що при  $w_{6/5} = 3,8...21 \text{ }^\circ\text{C/c}$  в зоні втомної тріщини характер руйнування квазікрихкий. Але в зоні магістрального розвитку тріщини при збільшенні швидкості охолодження характер руйнування змінюється: зменшується об'ємна частка в'язкого руйнування (від  $V_{ч} = 90$  до  $70 \%$ ). На ділянках квазікрихкого руйнування ( $V_{ч} = 10...30 \%$ ) збільшується розмір

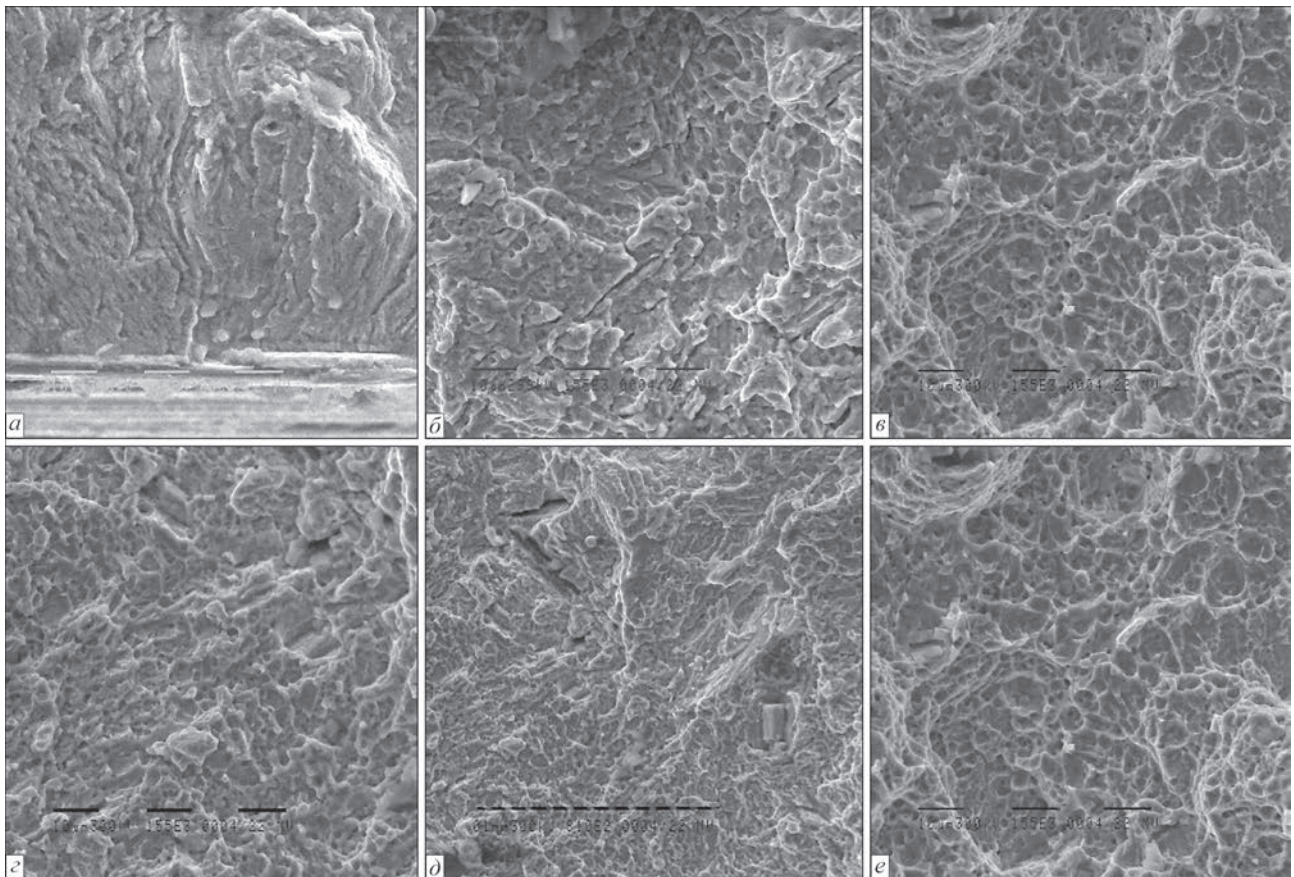


Рис. 4. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ( $w_{6/5} = 3,8 \text{ }^\circ\text{C/c}$ ): *a, б* – в зоні втомної тріщини; *в, г, д* – в зоні магістрального розвитку тріщини; *е* – в зоні долому (*a–г* –  $\times 1550$ ; *д* –  $\times 810$ )

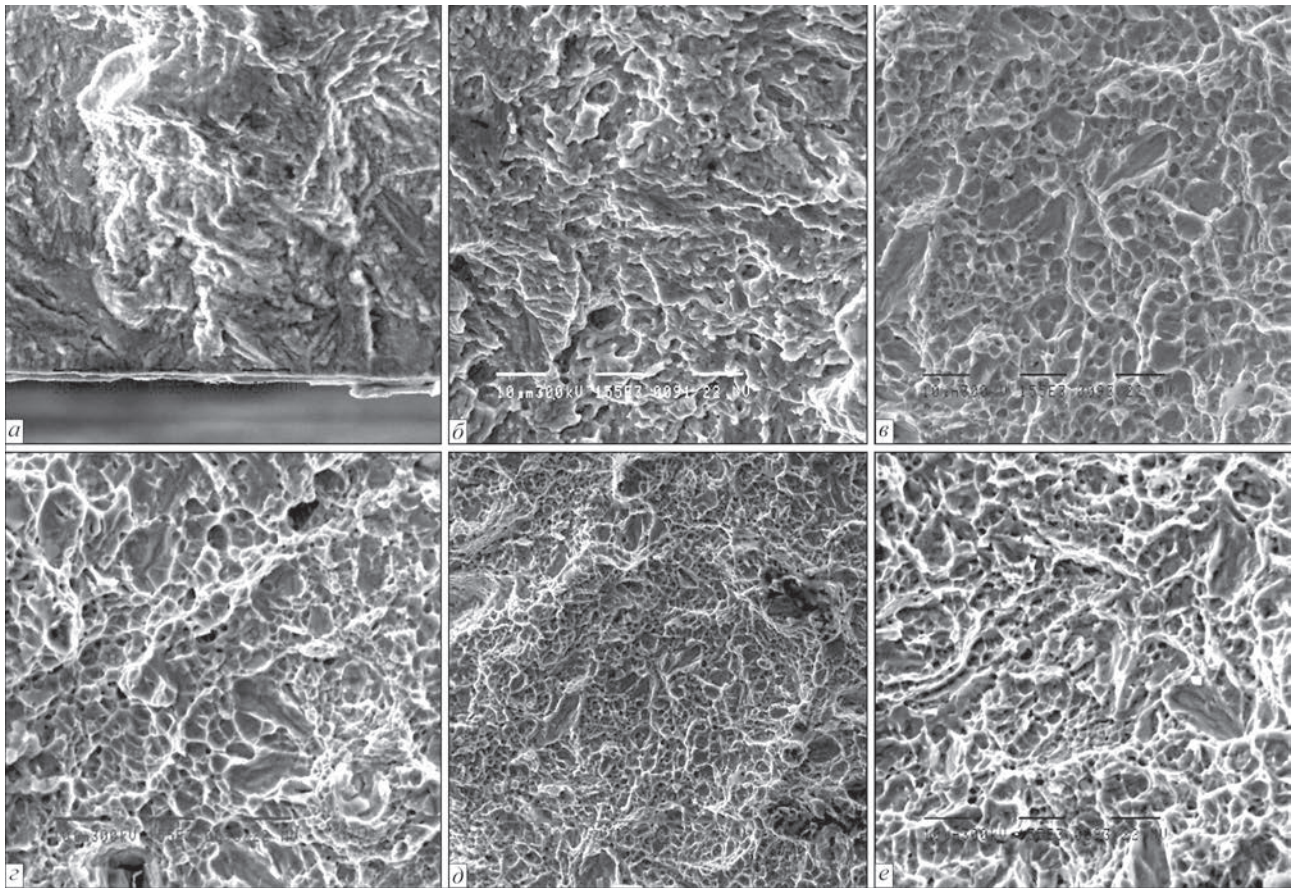


Рис. 5. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ( $w_{6/5} = 12 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ): *a, б* – в зоні втомної тріщини; *в, г, д* – в зоні магистрального розвитку тріщини; *е* – в зоні долому (*a–г, е* –  $\times 1550$ ; *д* –  $\times 810$ )

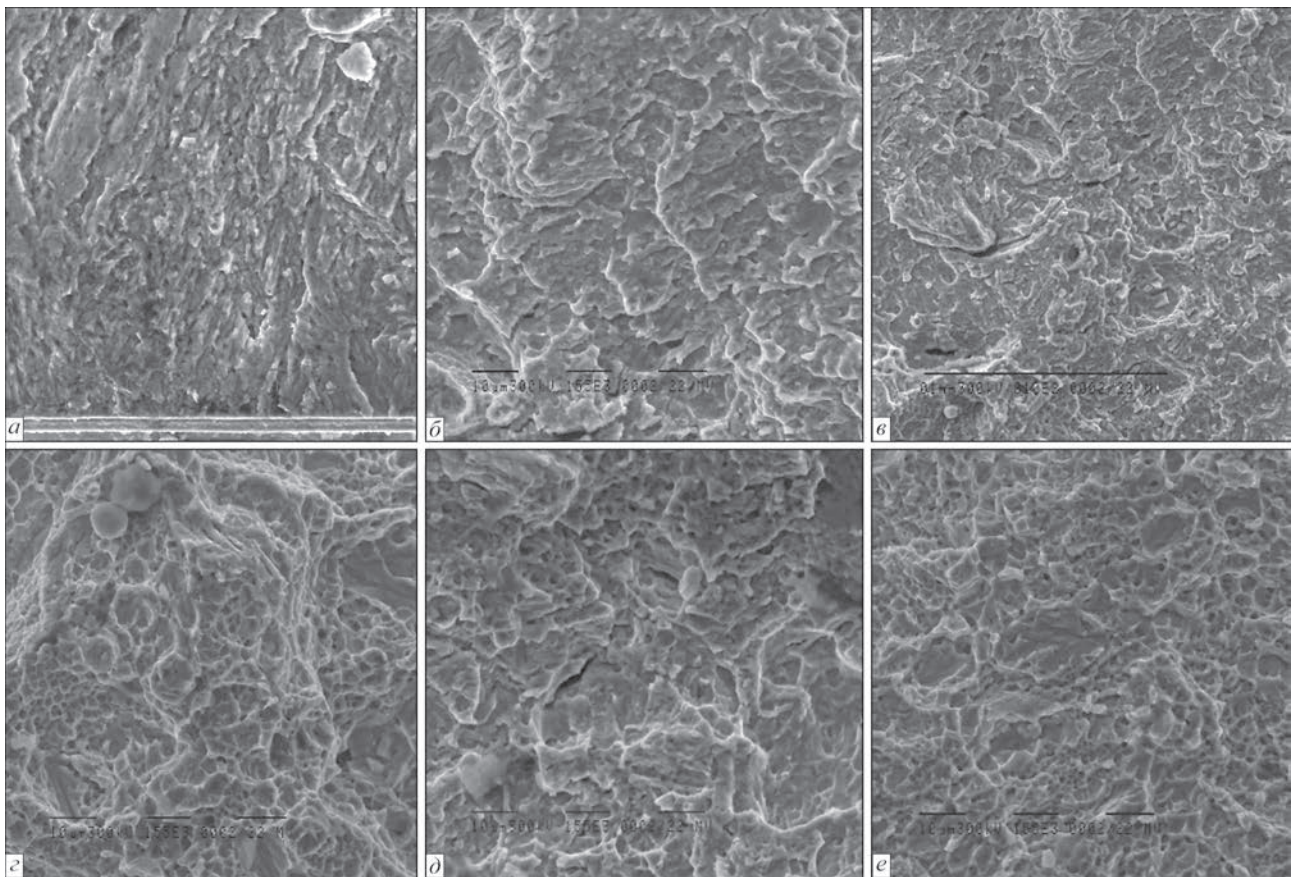


Рис. 6. Характер руйнування по зонам зламу броньової сталі ( $w_{6/5} = 21 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ): *a–в* – в зоні втомної тріщини; *г, д* – в зоні магистрального розвитку тріщини; *е* – в зоні долому (*a–б, г–е* –  $\times 1550$ ; *д* –  $\times 810$ )

фасеток квазісколу при наявності на поверхні руйнування вторинних тріщин.

В результаті, фрактографічними дослідженнями встановлено, що оптимальна структура броньової сталі типу 30X2H2MФ з точки зору фазового складу, мікротвердості та мінімальних параметрів елементів рельєфу поверхні руйнування, при максимальній об'ємній частці в'язкої складової досягається при охолодженні металу ЗТВ зі швидкістю  $w_{6/5} = 3,8$  °C. Це пов'язано зі збільшенням кількості нижнього бейніту та зменшенням кількості мартенситної складової.

### Висновки

Встановлено, що в умовах імітації термічних циклів зварювання ( $w_{6/5} = 2,5...30$  °C/c) броньової сталі типу 30X2H2MФ з вмістом вуглецю 0,25...0,31 % в середовищі захисних газів перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ відбувається виключно з утворенням бейнітно-мартенситної структури.

Підвищення швидкості охолодження (до  $w_{6/5} = 21$  °C/c) при зварюванні броньової сталі (0,31 % C) призводить до зниження коефіцієнта в'язкості руйнування від 110 до 70 МПа·м<sup>1/2</sup>, що обумовлено збільшенням мартенситної складової (до 97...98 %) при зростанні мікротвердості металу.

Оптимальна дрібнозерниста мартенсито-бейнітна структура металу броньової сталі (0,31 % C) з точки зору фазового складу, мікротвердості, мінімальної об'ємної частки квазікрихкого руйнування при механічних випробуваннях на в'язкість руйнування, формується при швидкості охолодження металу  $w_{6/5} = 3,8$  °C/c, що забезпечує тріщиностійкість металу.

### Список літератури/ References

1. Отрошенко В. (2005) Пусть крепчает броня, пусть совершенствуются танки. *Металл бюллетень. Украина*, **10**.  
Otroschenko, V. (2005) Let armour become stronger and tanks be improved. *Metall Bulletin, Ukraine*, **10** [in Russian].

2. Каширский Ю. В., Колосков М. М. (2000) Информационный банк по машиностроительным материалам и режимам обработки. *Тяжелое машиностроение*, **4**, 12–19.  
Kashirsky, Yu.V. (2000) Information bank on mechanical engineering materials and modes of treatment. *Tyazholoe Mashinostroenie*, **4**, 12–19 [in Russian].
3. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. (1985) *Специальные стали*. Москва, Металлургия.  
Goldshstein, M.I., Grachev, S.V., Veksler, Yu.G. (1985) *Special steels*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
4. Kuchuk-Yatsenko S.I., Grigorenko G.M., Novikova D.P et al. (2007) Effect of energy input on ductile properties of flash butt welded joints in steel X70. *The Paton Welding J.*, **6**, 2–6.
5. Гуляев А.П. (1960) *Термическая обработка стали*. Москва, Машгиз.  
Gulyaev, A.P. (1960) *Heat treatment of steel*. Moscow, Mashgiz [in Russian].
6. Seo J.S., Kim H.J., Ryoo H.S. (2008) Microstructure parameter controlling weld metal cold cracking. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, **27**, 199–202.
7. Стеренбоген Ю.А. (1986) Некоторые факторы, определяющие стойкость металла ЗТВ мартенситных сталей против образования холодных трещин. *Автоматическая сварка*, **6**, 5–8.  
Sterenbogen, Yu.A. (1986) Some factors determining resistance of HAZ metal of martensitic steels to cold crack formation. *Avtomatich. Svarka*, **6**, 5–8 [in Russian].
8. Skulsky V.Yu. (2009) Peculiarities of kinetics of delayed fracture of welded joints of hardening steels. *The Paton Welding J.*, **7**, 12–17.
9. Гайворонский А.А., Саржевский В.А., Гордонный В.Г. (1997). Свариваемость среднеуглеродистой легированной стали 38X2MЮА. *Автоматическая сварка*, **4**, 20–24.  
Gajvoronsky, A.A., Sarzhevsky, V.A., Gordunny, V.G. (1997) Weldability of medium-carbon alloyed steel 38Kh2MYuA. *Avtomatich. Svarka*, **4**, 20–24 [in Russian].
10. Костин В. А., Григоренко Г. М., Позняков В. Д. (2019) Особенности формирования структуры металла ЗТВ сварных соединений зарубежных специальных сталей. *Сварочное производство*, **12**, 50–56.  
Kostin, V.A., Grigorenko, G.M., Poznyakov, V.D. (2019) Peculiarities of HAZ metal structure formation of welded joints of foreign special steels. *Svarochn. Proizvodstvo*, **12**, 50–56 [in Russian].
11. Grigorenko, G.M., Kostin V.A., Orlovsky V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformations in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, **3**, 22–24.
12. Черепин В.Т. (1968) *Экспериментальная техника в физическом металловедении*. Киев, Техника.  
Cherepin, V.T. (1968) Experimental technique in physical materials science. Kiev, Tekhnika [in Russian].
13. Кример Б.И. Панченко Е.В., Шишко Л.А. и др. (1966) *Лабораторный практикум по металлографии и физическим свойствам металлов и сплавов*. Москва, Металлургия.  
Krimer, B.I., Panchenko, E.V., Shishko, L.A. et al. (1966) *Laboratory practical work on metallography and physical properties of metals and alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

## STRUCTURE AND CRACK RESISTANCE OF SPECIAL STEELS WITH 0.25...0.31 % CARBON UNDER THE CONDITIONS OF SIMULATION OF THERMAL CYCLES OF WELDING

O.M. Berdnikova, V.A. Kostin, V.D. Pozdnyakov, O.A. Gaivoronskii, T.O. Alekseenko, I.I. Akekseenko  
E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.  
E-mail: office@paton.kiev.ua

The impact of thermodeformational cycle of welding on structural-phase transformations in the HAZ metal of armour steel of 30Kh2NMF type with different carbon content (0.25; 0.29 and 0.31%) was studied. At the next stage, structural changes in model samples – simulators with 0.31 carbon at different cooling rates (3.8; 12.5 and 21 C/s) and nature of their fracture after bend testing were studied. As a result of the performed studies, it was established that the structure ensuring the optimum level of strength and fracture toughness, forms when low cooling rates are used (below 3.8 C/s). 13 Ref., 3 Tabl., 6 Fig.

*Keywords: special high-strength steel, thermodeformational welding cycle, thermokinetic transformation diagrams, heat-affected zone, microstructure, fracture mode, crack resistance*

Надійшла до редакції 24.02.2020