

УДК 669-1:51-74:519.257

DOI: 10.30838/P.CMM.2415.200418.166.25

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ СТАЛЕЙ СПЕЦІАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

КОСТИН В. А.¹, д.т.н, пров.н.с.ГРИГОРЕНКО Г. М.² акад., д.т.н., проф.,ЗУБЕР Т. О.³, м.н.с.

¹ відділ № 22 «Фізико-хімічних методів дослідження матеріалів», ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03150, Київ-150, Україна, тел. +38 (0442) 05-25-73, e-mail: valerykkos@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-2677-4667

² відділ № 22 «Фізико-хімічних методів дослідження матеріалів», ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03150, Київ-150, Україна, тел. +38 (0442) 00-61-30, e-mail: office_22@ukr.net, ORCID ID:

³ відділ № 22 «Фізико-хімічних методів дослідження матеріалів», ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, 03150, Київ-150, Україна, тел. +38 (0442) 05-20-04, e-mail: tetjana.zuber@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0789-1128

Анотація. Мета. Побудова термкінетичних діаграм розпаду аустеніту та встановлення впливу швидкості охолодження зразків-імітаторів металу ЗТВ на структуру та властивості високоміцних сталей Quardian 500 та Armstal 500 в залежності від вмісту вуглецю. **Методика.** В якості матеріалу для даного дослідження були вибрані високоміцні конструкційні сталі Quardian 500 та Armstal 500 з вмістом вуглецю 0,26 й 0,29% відповідно. Досліджували вплив кінетики розпаду аустеніту на структуру, фазовий склад, твердість даних сталей після проведення імітації ТЦЗ на установці Gleeble 3800 зразків-імітаторів, охолоджених в інтервалі температур 600...500°C з заданими швидкостями $W_{6/5} = 1, 3, 5, 7, 10, 20, 30$ °C/с. На основі отриманих даних побудовані термкінетичні діаграми розпаду аустеніту й встановлено вплив швидкості охолодження зразків-імітаторів металу ЗТВ на структуру та характеристики міцності високоміцних сталей. **Результати.** Проведений комплекс досліджень показав, що для високоміцної сталі Quardian 500 з вмістом вуглецю 0,26% охолодження в діапазоні швидкостей $W_{6/5}$ від 20°C/с до 30 °C/с приводить до формування в зоні перегріву мартенситної структури з твердістю 4850...4890 МПа, в той час, як для сталі Armstal 500 з більшим вмістом вуглецю – 0,29%, в діапазоні швидкостей охолодження ($W_{6/5}$) 7...30 °C/с перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ зразків-імітаторів відбувається з формуванням мартенситної структури з вищим рівнем твердості 5160...5390 МПа, що забезпечує підвищення статичної міцності. **Наукова новизна.** Для сталей Quardian 500 і Armstal 500 встановлені закономірності впливу вмісту вуглецю на структуроутворення в металі ЗТВ сталей та оцінена схильність до крихкого руйнування. **Практичне значення.** Дослідження особливостей кінетики розпаду аустеніту, структури та властивостей металу ЗТВ зварних з'єднань цих сталей дало змогу встановити найбільш оптимальні режими зварювання, які забезпечують найбільш сприятливі структуру та фазовий склад для отримання необхідного високого комплексу механічних властивостей зварних з'єднань високоміцних сталей.

Ключові слова: високоміцна сталь, термічний цикл зварювання мікроструктура, ферит, сорбіт, тростит, бейніт, мартенсит, швидкість охолодження, діаграма розпаду аустеніту.

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИИ МЕТАЛЛА ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ СПЕЦИАЛЬНОГО НАЗНАЧЕНИЯ

КОСТИН В. А.¹, д.т.н, вед.н.с.ГРИГОРЕНКО Г. М.² акад., д.т.н., проф.,ЗУБЕР Т. О.³, м.н.с.

¹ Отдел физико-химических методов исследований материалов, Институт электросварки им. Е.О.Патона, ул. Боженко, 11, 03680, Киев-150, Украина, тел. +38 (068) 434-34-22, e-mail: valerykkos@gmail.com, orcid ID:0000-0002-2677-4667

² Отдел физико-химических методов исследований материалов, Институт электросварки им. Е.О.Патона, ул. Боженко, 11, 03680, Киев-150, Украина, тел. +38 (0442) 00-61-30, e-mail: office_22@ukr.net, ORCID ID:

³ Отдел физико-химических методов исследований материалов, Институт электросварки им. Е.О.Патона, ул. Боженко, 11, 03680, Киев-150, Украина, тел. +38 (0442) 05-20-04, e-mail: tetjana.zuber@gmail.com, ORCID ID: 0000-0003-0789-1128

Аннотация. Цель. Построение термокинетических диаграмм распада аустенита и установление влияния скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ на структуру и свойства высокопрочных сталей Quardian 500 и Armstal 500 в зависимости от содержания углерода. **Методика.** В качестве материала для настоящего исследования были выбраны высокопрочные конструкционные стали Quardian 500 и Armstal 500 с содержанием углерода 0,26 и 0,29% соответственно. Исследованному влиянию кинетики распада аустенита на структуру, фазовый состав, твердость данных сталей после проведения имитации ТЦС на установке Gleeble 3800 образцов-имитаторов, охлажденных в интервале температур 600...500°C с заданными скоростями $W_{6/5} = 1, 3, 5, 7, 10, 20, 30$ °C/с. На основании полученных данных построены термокинетические диаграммы распада аустенита и установлено влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла ЗТВ на структуру и прочностные свойства высокопрочных сталей. **Результаты.** Проведенный комплекс исследований показал, что для высокопрочной стали Quardian 500 с содержанием углерода 0,26% охлаждение в диапазоне скоростей $W_{6/5}$ от 20 °C / с до 30 °C / с приводит к образованию в зоне перегрева преимущественно мартенситной структуры с твердостью 4850...4980 МПа, в то время, как для стали Armstal 500 с большим содержанием углерода - 0,29%, в диапазоне скоростей охлаждения ($W_{6/5}$) 7...30 °C/с преобразования переохлажденного аустенита в металле ЗТВ образцов-имитаторов происходит с образованием мартенситной структуры с более высоким уровнем твердости 5160...5390 МПа, что обеспечивает повышение статической прочности. **Научная новизна.** Для сталей Quardian 500 и Armstal 500 установлены закономерности влияния содержания углерода на структурообразование в металле ЗТВ сталей и оценить склонность к хрупкому разрушению. **Практическая значимость.** Исследование особенностей кинетики распада аустенита, структуры и свойств металла ЗТВ сварных соединений этих сталей позволило установить наиболее оптимальные режимы сварки, обеспечивающих наиболее благоприятного структуру и фазовый состав для получения необходимого высокого комплекса механических свойств сварных соединений высокопрочных сталей.

Ключевые слова: высокопрочная сталь, термический цикл сварки, микроструктура, феррит, сорбит, троостит, бейнит, мартенсит, скорость охлаждения, диаграмма распада аустенита

PECULIARITIES OF STRUCTURAL TRANSFORMATION IN THE HEAT EFFECTED ZONE OF WELDED JOINTS OF SPECIAL HIGH-STRENGTH STEELS

KOSTIN V. A.¹ Dr. Sc. (Tech.)

GRIGORENKO G.M.², Academ., Dr. Sc. (Tech.)

ZUBER T.A.³, JR. Sc. (Tech.)

Annotation. Purpose. The construction of thermokinetic diagrams of austenite decomposition and the establishment of the influence of the rate of cooling of specimens-imitators of HAZ metal on the structure and properties of high-strength steels Quardian 500 and Armstal 500, depending on the carbon content. **Methodology.** As a material for this study, high-strength structural steels Quardian 500 and Armstal 500 with a carbon content of 0.26 and 0.29%, respectively, have been selected. The effect of the kinetics of the decay of austenite on the structure, phase composition, hardness of these steels after simulation of the TWC on the Gleeble installation of 3800 imitation samples cooled in the temperature range 600 ... 500 °C with a given velocity $W_6 / 5 = 1, 3, 5, 7, 10, 20, 30$ °C / c. On the basis of the obtained data, the built-in thermokinetic diagrams of austenite decomposition are established and the influence of the cooling rate of samples of the HAZ metal imitators on the structure and strength properties of high-strength steels is established. **Findings.** The conducted complex of studies showed that for high-strength Quardian 500 steel with a carbon content of 0.26%, cooling in the $W_{6/5}$ range from 20 °C / c to 30 °C/c leads to the formation in the over-heating zone of a predominantly martensitic structure and an increase in hardness from 4850 to 4980 MPa. At that time, as for steel Armstal 500 with a heavier carbon content - 0.29%, cooling in the $W_{6/5}$ range from 7 °C / c to 30 °C/c leads to the formation in the over-heating zone of a predominantly martensitic structure and an increase in hardness from 5160 to 5390 MPa, which provides an increase in static strength. **Originality.** For Quardian 500 and Armstal 500 steels, the regularities of the influence of carbon content on the structure formation in the HAZ metal steel have been established and the propensity to brittle failure has been estimated. **Practical value.** Investigation of the kinetics of the decay of the austenite, the structure and properties of the HAZ metal of welded joints of these steels made it possible to establish the most optimal welding regimes that provide the most favorable structure and phase composition for obtaining the required high complex of mechanical properties of welded joints of high-strength structural steels.

Keywords: high-strength steel, thermal welding cycle, microstructure, ferrite, sorbite, troostite, bainite, martensite, cooling rate, decay diagram of austenite.

Вступ

Відомо, що механічні властивості металу ЗТВ зварних з'єднань визначаються його структурним станом. При цьому, на формування структури в ЗТВ впливає не тільки хімічний склад сталі і її початкове структурний стан, але і термічний режим нагріву і охолодження металу при дугового зварювання, який

суттєво відрізняється від умов звичайної термічної обробки [1, 2].

На даний час при виготовленні зварних конструкцій легкоброньованої техніки (ЛБТ) широко застосовуються броньові сталі високої міцності і твердості ($HB \geq 4400$ МПа). Дані сталі відносяться до класу високоміцних сталей системи легування Cr-Ni-Mn-Mo-V, в яких вміст вуглецю становить понад

0,29%. Високі показники міцності і твердості броньові сталі отримують в результаті гартування і низького відпуску.

Розробка та впровадження новітніх броньових сталей для сучасної бойової техніки повинна забезпечити цілий комплекс вимог та критеріїв що до спеціальних сталей [3]. А саме, вони повинні мати високу міцність, високий опір удару, підвищену в'язкість руйнування, надійність, здатність до відновлювання та ремонтно-спроможність, бути добре зварювальними, мати опір впливу нових типів боеприпасів (бронебійних, кумулятивних, вакуумних та ін.), мати відносно низьку масу матеріалу та інше.

Нажаль вітчизняні спеціальні сталі типу 71 не завжди забезпечують необхідний комплекс механічних властивостей. Тому актуальним стає питання їх заміни на сучасні закордонні спеціальні сталі з рівнем твердості HB 500.

Мета

Метою представленої роботи було побудувати термодинамічні діаграми розпаду аустеніту, визначити температури фазових перетворень та встановити вплив термічного циклу зварювання на структуру та механічні властивості зварних з'єднань високоміцних закордонних сталей *Quardian 500* и *Armstal 500*.

Матеріал

В якості матеріалу для даного дослідження було обрано високоміцні броньові сталі *Quardian 500* та *Armstal 500* з різним вмістом вуглецю. Хімічний склад досліджених сталей наведено в табл.1.

Методика та результати

Для зварних з'єднань цих сталей було проведено, близьке до реальних умов зварювання, моделювання термічного циклу зварювання (ТЦЗ) та проведені дилатометричні дослідження на установці Gleeble 3800 [4]. Характер зміни структури зразків, що імітували охолодження металу у ЗТВ (надалі зразки-імітатори) вивчали на ділянці перегріву (ділянці крупного зерна) металу ЗТВ цих сталей. Ця ділянка відповідає максимальному нагріву в процесі нагрівання/охолодження зразків під час зварювання. Зразки-імітатори металу ЗТВ, було досліджено методами металографічного та дюрOMETричного

аналізів за стандартними методиками. З метою визначення впливу кінетики розпаду аустеніту на структуру та властивості високоміцних сталей *Quardian 500* та *Armstal 500* було проведено імітацію ТЦЗ на установці Gleeble 3800 дослідних зразків, охолоджених в інтервалі температур 600...500°C із заданими швидкостями $W_{6/5}=1, 3, 5, 7, 10, 20, 30^\circ\text{C}/\text{c}$ та побудовано термодинамічні діаграми розпаду аустеніту цих сталей (рис.1).

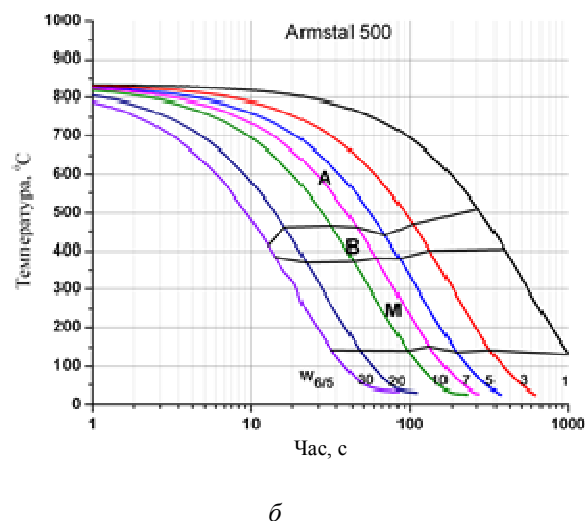
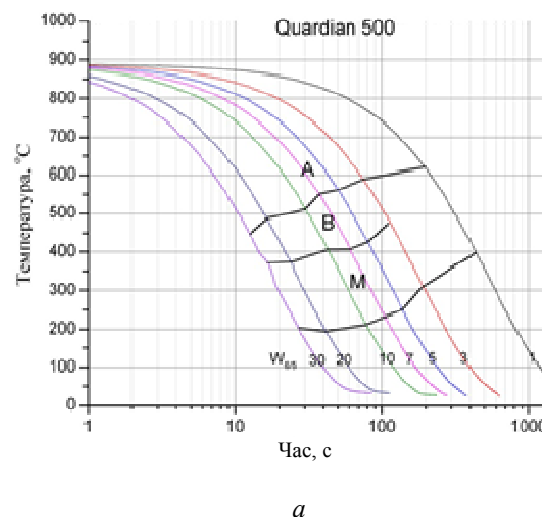


Рис.1 Термодинамічні діаграми розпаду аустеніту сталі *Quardian 500* (а) та *Armstal 500* (б) / The thermokinetic diagrams of the austenite transformation steels *Quardian 500* (a) and *Armstal 500* (b)

Таблиця 1

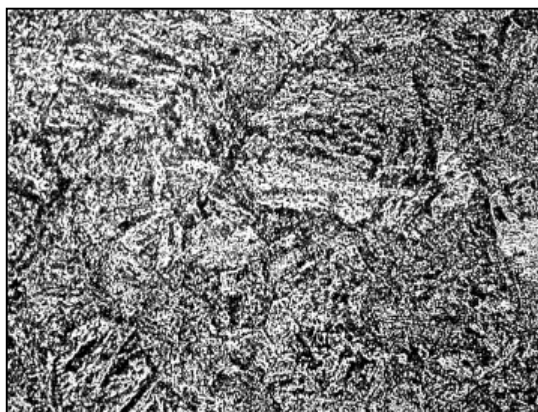
Хімічний склад дослідних броньових сталей/ The chemical composition of the research armor steels

Сталь	Масова частка елементів, %											
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Al	Ti	S	P
ARMSTAL 500	0,29	0,24	0,89	0,74	1,03	0,23	0,09	0,06	0,019	0,037	0,005	0,009
Польща	максимальний вміст елементів, %											
Технічні умови	0,32	0,50	1,20	0,90	1,10	0,30	-	-	присутні, але не регламентовано	-	-	0,003
Quardian 500	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,023	0,001	0,033	0,004	0,006	0,012
Бельгія	максимальний вміст елементів, %											
Технічні умови	0,30	0,80	1,60	1,0	1,0	0,50	-	-	-	-	0,010	0,025

Встановлено, що температури фазових перетворень у дослідних сталях значно відрізняються. А саме: максимальна температура розпаду аустеніту у сталі *Quardian 500* спостерігається при швидкості охолодження $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та складає 620°C , тоді як у сталі *Armstal 500* при цій швидкості охолодження температура складає лише 505°C , тобто майже на 100°C нижче. Мінімальна температура розпаду аустеніту для сталі *Quardian 500* складає 200°C , тоді як для сталі *Armstal 500* вона складає 150°C , та майже не залежить від швидкості охолодження (рис.1 б). Тобто у сталі марки *Armstal 500* у металі ЗТВ в процесі зварювання повинні формуватися значно більш гартівні структурні складові, ніж при зварюванні зразків сталі *Quardian 500* на однакових режимах. Про це також свідчить можливість формування феритних (голчастих) складових у зразках сталі *Quardian 500* при низькій швидкості охолодженні $1...3^{\circ}\text{C}/\text{с}$.



а ($\times 100$)



б ($\times 100$)

Рис.2 Мікроструктура вихідного металу високоміцних сталей: а – *Quardian 500*; б – *Armstal 500* / Microstructure of the base metal of high strength steels: а – *Quardian 500*; б – *Armstal 500*

З метою підтвердження результатів структурного моделювання на Gleeble 3800 було досліджено мікроструктуру спеціальних сталей.

Структура вихідного металу (ВМ) високоміцної сталі *Quardian500* складається з суміші структур голчастого фериту та сорбіту зі слідами прокату (рис.2а). Мікротвердість (HV1) голчастого фериту(Фг) становить $2210...2280$ МПа, а сорбіту $2560...3090$ МПа. В той час, як структура ВМ сталі *Armstal 500* становить суміш структур сорбіту й троститу (рис.2б) з мікротвердістю окремих структурних складових становить сорбіту $2990...3190$, троститу $3480...4010$ МПа.

Загальна твердість основного металу (HV10) сталі *Quardian 500* та *Armstal 500* становить $2600...2720$ та $2970...4210$ МПа відповідно. Неметалеві включення в сталі *Quardian 500* зустрічаються в вигляді точкових оксидів, карбонітридів та силікатів неправильної форми, а також у вигляді рядків складних включень.

Встановлено, що забрудненість основного металу карбонітридами та оксидами (бал зерна менше 1), а силікатами 2-3 балу. В сталі *Armstal 500* спостерігаються одиночні сульфідні, оксиди точкові, карбонітриди та включення складного вмісту. Забрудненість карбонітридами та оксидами відповідає 1 балу згідно з ДСТУ.

В структурі зразка-імітатора сталі *Quardian 500*, охолодженого зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис.3а), спостерігається структура сорбіту ($2070...2280$ МПа) з окремими зернами мартенситу з твердістю $3480...3660$ МПа, а також зі структурою голчастого фериту, що складає основну фазу ($1810...1850$ МПа).

Слід зазначити, що феритні голки Фг ($2010...2210$ МПа) гальмуються границями мартенситних зерен. Мікротвердість таких ділянок структури дорівнює $2600...2810$ МПа. В структурі зразка сталі *Armstal 500*, охолодженого зі швидкістю $1^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис.3б), спостерігається переважно бейнітна (Б) структура ($3600...4420$ МПа) з окремими ділянками мартенситу ($5140...5420$ МПа). Загальна твердість імітованого металу дорівнює $3630...5240$ МПа.

При швидкостях охолодження 3 та $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в зразках-імітаторах сталі *Quardian 500* формується бейніто-мартенситна (Б-М) структура (рис. 3в). Мікротвердість структурних складових (HV1) становить: бейніту $3240...3800$ і $3510...3970$ МПа, мартенситу — $4010...4500$ і $4280...4580$ МПа відповідно для зразків, охолоджених зі швидкістю 3 і $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Слід зауважити, що при збільшенні швидкості охолодження, кількість мартенситної складової зростає, що позначається на загальній твердості зразків-імітаторів. Вона дорівнює $3250...3800$ та $3790...4210$ МПа для зразків, охолоджених зі швидкістю 3 і $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ відповідно. При швидкості охолодження $3^{\circ}\text{C}/\text{с}$ зразків сталі *Armstal 500* формується крупноголчаста мартенситна структура зі слідами грубих пластин бейніту (4880 МПа). Структура складається з ділянок мартенситу світлого ($5720...6420$ МПа) та темного травлення ($4920...5700$ МПа). Загальна твердість металу зразка становить 5420 МПа.

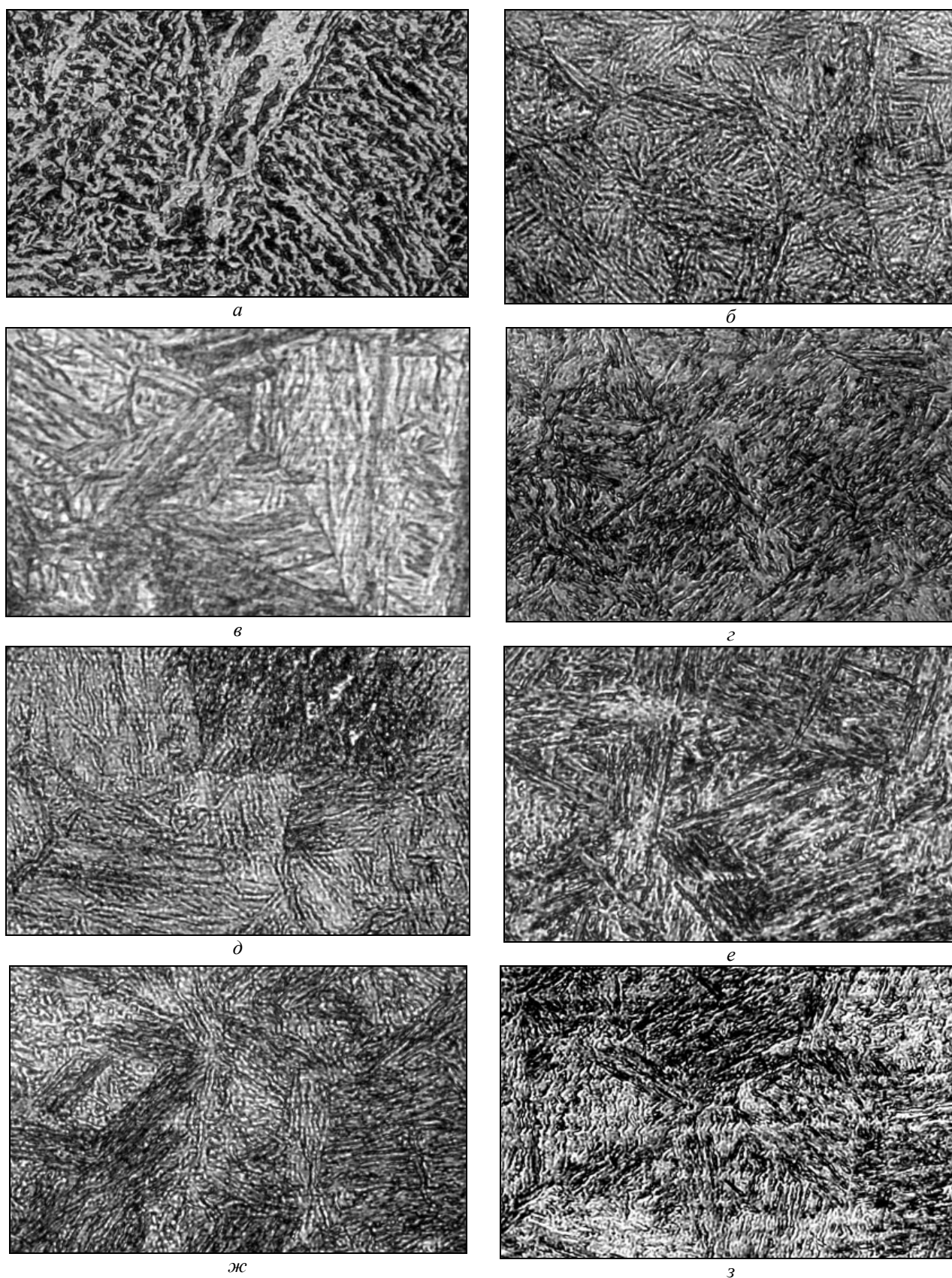


Рис.3 Мікроструктура металу ЗТВ сталі Guardian500 (а,в,д,ж) та Armstal500 (б,г,е,з) при охолодженні зі швидкостями / Microstructure of metal HAZ steel Guardian500 (a, в, д, ж) and Armstal500 (б, г, е, з) at cooling rate ($W_{6/5}$): а,б – 1 °C/с; в,г – 5 °C/с; д,е – 10°C/с; ж,з – 20°C/с. x500

Структура зразка сталі *Armstal 500*, який охолоджено зі швидкістю $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$, складається з бейнітних пакетів різної орієнтації та голчатого мартенситу з дещо меншими розмірами голок (рис.3г).

В структурі маємо меншу смугастість с різним ступенем протравлення, порівняно зі зразком охолодженим зі швидкістю $W_{6/5}=1^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Твердість мартенситу світлого травлення становить $4550\ldots5420\text{МПа}$, а темного - $5480\ldots6270\text{МПа}$. Загальна твердість дорівнює $5080\ldots5590\text{МПа}$. Різний колір травлення мартенситної складової структури можливо пов'язано з різним вмістом вуглецю у цих ділянках.

При збільшенні швидкості охолодження зразків сталі *Quardian500* від 7 до $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$, в зразках-імітаторах формується мартенситна структура з деякими ділянками бейніту (рис.3д). Причому, зі збільшенням швидкості охолодження (від $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$) так як і в попередніх зразках, спостерігається зменшення бейнітної складової. Твердість мартенситу при $W_{6/5}=7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ становить $4370\ldots4510\text{МПа}$, а Б – $3000\ldots3800\text{МПа}$. Загальна твердість зразків-імітаторів при швидкості охолодження 7 та $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ дорівнює $4260\ldots4870$ й $4630\ldots4900\text{МПа}$ відповідно.

При зростанні швидкості охолодження зразків сталі *Armstal500* до 7 та $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ утворюється структура різнонаправленого пакетного мартенситу з густою смугастістю (рис.3е). При зростанні швидкості охолодження (від $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$) дисперсність голок в мартенситних пакетах збільшується, а загальна твердість при цьому знижується від $5260\ldots5590\text{МПа}$ до $5260\ldots5360\text{МПа}$ відповідно. Твердість ділянок М темного та світлого травлення є вищою при швидкості охолодження ($W_{6/5}$) $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та становить $5140\ldots5420$ та $5600\ldots6060\text{МПа}$, на відміну за твердість аналогічних ділянок мартенситу при швидкості охолодження $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – $4640\ldots4980$ та $5230\ldots6060\text{МПа}$ відповідно.

При подальшому збільшенні швидкості охолодження до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в зразку-імітаторі сталі *Quardian500* спостерігається щільна мартенситна структура з твердістю $4780\ldots4970\text{МПа}$ (рис.3ж). Структура зразка-імітатора (при $W_{6/5}$ $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$), порівняно зі зразком-імітатором (при $W_{6/5}$ $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$), складається з ще більш щільно упакованих пакетів темно травленого (4640МПа) та світлотравленого мартенситу (5350МПа). Загальна твердість структури становить $4800\ldots4980\text{МПа}$. При подальшому зростанні швидкості охолодження зразків-імітаторів сталі *Armstal500* до $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис.3з) утворюється більш щільні рівномірні пакети мартенситної структури з твердістю $5080\ldots5590\text{МПа}$. Через смугастість структури маємо світло травлений ($5360\ldots6130\text{МПа}$) та темно травлений мартенсит ($5600\ldots5850\text{МПа}$). Порівняно зі зразком-імітатором охолодженого зі швидкістю $20^{\circ}\text{C}/\text{с}$, структура зразка-імітатора при $W_{6/5}$ $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$, складається з більш щільно упакованих пакетів мартенситу, направлених в різні

сторони ($5140\ldots5990\text{МПа}$) та слідами прокату. Загальна твердість - $4530\ldots5510\text{МПа}$.

Загальний характер зміни твердості металу ЗТВ дослідних сталей в залежності від зміни швидкості охолодження показано на рис.4.

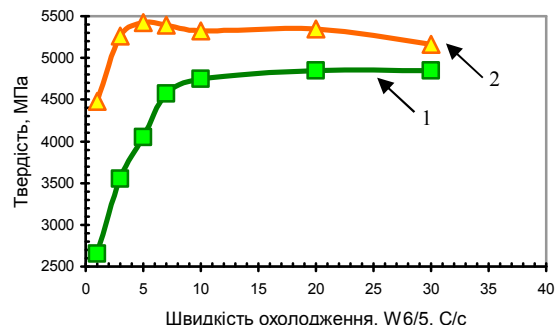


Рис.4 Залежність твердості металу ЗТВ зразків-імітаторів сталі *Quardian500* (1) та *Armstal 500* (2) від швидкості охолодження / The dependence of the hardness of the samples HAZ metal of steel *Quardian500* (1) and *Armstal 500* (2) from the cooling rate.

Підсумовуючи отримані результати по впливу швидкості охолодження на твердість металу ЗТВ сталі *Quardian 500*, було показано, що при підвищенні швидкості охолодження вище $7^{\circ}\text{C}/\text{с}$ твердість металу ЗТВ на ділянці перегріву практично не змінюється. Для сталі *Armstal 500* зі збільшенням швидкості охолодження у діапазоні від 1 до $5^{\circ}\text{C}/\text{с}$ іде поступове зростання твердості металу ЗТВ на ділянці перегріву (при $W_{6/5}=5$ зафіксована найвища твердість 5420МПа), а при подальшому збільшенні швидкості охолодження від 5 до $30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ твердість металу ЗТВ на ділянці перегріву ЗТВ дещо знижується від 5420 до 5160МПа (при $W_{6/5}=30$).

За результатами балістичних випробувань зварних з'єднань сталей *Quardian 500* та *Armstal 500* було встановлено, що вони повністю забезпечують необхідний рівень міцності та кулестійкості (рис.5).



Рис. 5 Випробування листів бронесталі з корпусу БТР/ Test of sheets of armored vehicles from the armored personnel carrier

Висновки

Аналіз отриманих результатів щодо впливу швидкості охолодження на твердість металу ЗТВ спеціальних сталей показав, що зростання твердості обумовлено зміною мікроструктури у напрямку $\Phi \rightarrow B \rightarrow M$, а зниження — формування структури мартенситу відпалу.

Таким чином, результати дослідження високоміцних сталей спеціального призначення показали:

- Для сталі Quardian 500 з вмістом вуглецю 0,26% перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ зразків-імітаторів відбувається в мартенситній області при швидкостях охолодження $W_{6/5}$ від 20 °C/с до 30 °C/с з твердістю 4850...4890 МПа, в той час як

невелика кількість верхнього та нижнього бейніту утворюється при низьких швидкостях охолодження до 10 °C/с зі зростанням твердості 2650...4750 МПа.

- Збільшення вмісту вуглецю до 0,29% (сталь Armstal 500) приводить до того, що перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ зразків-імітаторів з формуванням мартенситної структури відбувається вже в діапазоні швидкостей охолодження $W_{6/5}$ 7...30 °C/с з вищим рівнем твердості 5160...5390 МПа, що забезпечує підвищення статичної міцності.

- За результатами балістичних випробувань зварних з'єднань сталей Quardian 500 та Armstal 500 було встановлено, що вони забезпечують достатню міцність та кулестійкість.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Специальные стали / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. // М.: Металлургия. – 1985. – 408 с. – Режим доступу: <http://www.zodchii.ws/books/info-1121.html>
2. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. – К.: Наукова думка, 1978. – 272с. – Режим доступу: <https://www.twirpx.com/file/1297668/>
3. ТУ У 27.1-14313056-001-2009. Листы стальные специального назначения из марок 71 и 92. Технические условия. – Режим доступу: ограниченный
4. Григоренко Г.М., Костин В.А., Орловский В.Ю. Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей // Автомат. сварка. – 2008. – №3. – С. 31-34. – Режим доступу: <https://patonpublishinghouse.com/rus/autorange/as/37/3>.

REFERENCE

1. Special'nye stali. [Special steels.] / Gol'dshtejn M.I., Grachev S.V., Veksler YU.G. // M.: Metallurgiya. – 1985. – 408 s. Available at: <http://www.zodchii.ws/books/info-1121.html> (in Russian).
2. Grabin V.F., Denisenko A.V. Metallovedenie svarki nizko- i srednelegirovannyh stalej. [Metallurgy of welding low- and medium-alloyed steels.] – K.: Naukova dumka, 1978. – 272s. Available at: <https://www.twirpx.com/file/1297668/> (in Russian).
3. TU U 27.1-14313056-001-2009. Listy stal'nye special'nogo naznacheniya iz marok 71 i 92. Tekhnicheskie usloviya. [Sheets steel special purpose from brands 71 and 92. Technical specifications.]. Available at: limited access. (in Russian).
4. Grigorenko G.M., Kostin V.A., Orlovskij V.YU. Sovremennye vozmozhnosti modelirovaniya prevrashcheniya austenita v svarynyh shvakh nizkolegirovannyh stalej. [Modern possibilities of modeling the transformation of austenite in welded seams of low-alloy steels.] // Avtomat. svarka. – 2008. – №3. – S. 31-34. Available at: <https://patonpublishinghouse.com/rus/autorange/as/37/3>. (in Russian).

Стаття рекомендована до публікації д-ром. техн. наук, проф. Д.В. Лаухіним (Україна), д-ром. техн. наук, проф. Г.Д. Сухомліним (Україна)