

УДК 669-1:51-74:519.257

## СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ МЕТАЛУ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ БРОНЬОВИХ СТАЛЕЙ

В. А. КОСТИН, Г. М. ГРИГОРЕНКО, В. Д. ПОЗНЯКОВ, Т. О. ЗУБЕР

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

Побудовано термодинамічні діаграми розпаду аустеніту та встановлено вплив швидкості охолодження зразків-імітаторів металу зони термічного впливу (ЗТВ) на структуру і тривкість високоміцних сталей. Встановлено закономірності впливу вуглецю на структуроутворення в металі ЗТВ сталей Quardian 500 і Armstal 500. Виявлено, що в сталі Quardian 500 з 0,26% вуглецю в зоні перегріву формується переважно мартенситна структура з твердістю 4850...4890 МПа за швидкості охолодження від 20 до 30°C/s, а в сталі Armstal 500 з 0,29% вуглецю перетворення переохолодженого аустеніту в ЗТВ зразків-імітаторів відбувається вже за швидкостей охолодження 7...30°C/s з формуванням мартенситної структури з твердістю 5160...5390 МПа, що поліпшує статичну міцність виробів.

**Ключові слова:** спеціальні сталі Quardian 500 та Armstal 500, фазові перетворення, мікроструктура, мартенсит, бейніт.

**Вступ.** Відомо, що механічні властивості металу зони термічного впливу (ЗТВ) зварних з'єднань (ЗЗ) визначає його структура. На її формування впливає не тільки хімічний склад та початковий стан сталі, але і режим нагріву та охолодження під час дугового зварювання, який суттєво відрізняється від умов звичайної термічної обробки [1, 2]. На сьогодні під час виготовлення зварних конструкцій легко броньованої техніки застосовують сталі високих міцності і твердості ( $HB \geq 4400$  МПа) системи легування Cr–Ni–Mn–Mo–V, в яких понад 0,25% вуглецю. Поліпшуються ці показники після гартування і низького відпустку. Новітні броньові сталі повинні володіти високою міцністю, опором удару, підвищеною в'язкістю руйнування, бути надійними, здатними до відновлювання та ремонту, добре зварюватись, опиратися впливу нових типів боеприпасів (бронебійних, кумулятивних, вакуумних тощо) за відносно невеликої маси матеріалу [3].

У світі створено достатню кількість броньових сталей з твердістю  $HB$  500, зокрема марок 71 (Україна), Armoх 500 (Швеція), Quardion 500 (Бельгія), Armstal 500 (Польща), Ramog 500 (Фінляндія), MARS 270 (Франція) тощо, які володіють не тільки високою твердістю, а й задовольняють інші вимоги щодо таких сталей, які забезпечують відповідним легуванням, а також термічним обробленням під час виготовлення прокату.

Структура, а отже, і механічні властивості сталей суттєво змінюються під час зварювання через нагрівання та охолодження металу зварювальною дугою. З урахуванням цього вивчали [4] вплив термічних циклів зварювання на фазово-структурні перетворення в металі ЗТВ ЗЗ вітчизняної сталі типу 30X2H2MФ з різним вмістом вуглецю (0,31 та 0,36%) шляхом побудови термодинамічних діаграм перетворення аустеніту.

Нижче побудовано такі діаграми розпаду аустеніту, визначено температури фазових перетворень та встановлено вплив термічного циклу зварювання, швидкостей охолодження на структуру та механічні властивості ЗЗ спеціальних сталей.

*Контактна особа:* В. А. КОСТИН, e-mail: valerykkos@gmail.com

**Матеріал та методика.** Досліджували сталі марок Quardian 500 та Armstal 500. Хімічний склад зразків визначали на атомно-емісійному спектрометрі з індуктивно зв'язаною плазмою ICAP 6500 DUO (TERMO FISHER SCIENTIFIC, США) (табл. 1 і 2).

**Таблиця 1. Хімічний склад броньових сталей**

Сталі	mass, %										$P_{st}$ , %
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Ti	S	P	
Quardian 500	0,26	0,21	0,78	0,42	0,74	0,27	0,001	0,004	0,006	0,012	0,48
Armstal 500	0,29	0,24	0,89	0,74	1,03	0,23	0,06	0,037	0,005	0,009	0,50

**Примітка.** Вміст бору у сталях 0,001...0,002.

**Таблиця 2. Механічні властивості броньових сталей**

Сталі	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_B$	$\delta_5$	$\Psi$	KCU+20	KCU-40	HB, MPa
	MPa		%		J/cm <sup>2</sup>		
Quardian 500	1450	1250	≥10	≥16	–	20	350...450
Armstal 500	1620	1516	≥8	≥18	–	24	470...540

Щоб визначити оптимальні режими, моделювали термічний цикл зварювання (ТЦЗ) та виконали дилатометричні дослідження термодформаційного стану металу шва сталі Gleeble 3800 [5]. Для встановлення впливу кінетики розпаду аустеніту на структуру та властивості сталей імітували ТЦЗ зразків, охолоджених зі заданими швидкостями 1...30°C/s, та побудували термокінетичні діаграми перетворення аустеніту. Використовували циліндричні зразки діаметром 6,0 mm і завдовжки 76 mm, виготовлені з пластин завтовшки 20 mm, які нагрівали до 1000°C зі швидкістю 20°C/s і витримували за цієї температури 5 min, далі охолоджували з фіксованими швидкостями 1; 3; 5; 10; 20 та 30°C/s. Характер зміни структури зразків-імітаторів вивчали на ділянці максимального нагріву (ділянці грубого зерна) металу ЗТВ, застосовуючи методи металографічного та дюрOMETричного аналізів. Для металографічних досліджень використовували світловий мікроскоп НЕОРНОТ-32 (Японія), який модернізували цифровим пристроєм OLYMPUS (Японія) за збільшень до ×1000 разів. Твердість за Віккерсом вимірювали приладом М-400 фірми "Лесо" за навантаження 1 kg.

**Результати та їх обговорення.** Виявили (табл. 1), що у випробовуваних сталях вміст вуглецю перевищує 0,25% (0,26 та 0,29%), що суттєво впливає на утворення гартівних структур у металі ЗТВ та, як наслідок, може призводити до зародження холодних тріщин. Сталі різняться, в першу чергу, вмістом хрому (0,42 і 0,74 %) та ванадію (0,001, 0,06%), які розширюють  $\alpha$ -область, а також нікелю (0,74 та 1,03%), який розширює  $\gamma$ -область, тобто розташуванням температур  $A_{c3}$  і  $A_{c4}$  на термокінетичних діаграмах перетворення переохолодженого аустеніту. Алюміній (0,033 та 0,019%), нікель, кремній (0,21 та 0,24%), мідь (0,023 та 0,09%) як некарбідотвірні елементи принципово не змінюють вигляд С-подібної кривої (ізотермічного перетворення аустеніту), лише зміщують температуру перетворення і підвищують тривкість аустеніту, зміщуючи лінії на діаграмі вправо. А титан (0,037 та 0,004%), хром, ванадій та молібден (0,27 та 0,23%) змінюють кінетику ізотермічного перетворення. За різних температур вони неоднаково впливають на швидкість розпаду аустеніту, сприяючи чіткому розмежуванню перлітного і бейнітного перетворення з появою області підвищеної тривкості аустеніту між ними. Вміст вуглецю та основних легувальних елементів знаходиться в достатньо жорстких межах, щоб вплинути на структуру та механічні властивості металу ЗТВ зварних з'єднань високоміцних спеціальних сталей [6].

Встановили, що температури фазових перетворень у дослідних сталях значно відрізняються (рис. 1). Температура розпаду аустеніту в сталі Quardian 500 максимальна за швидкості охолодження  $1^\circ\text{C/s}$  та становить  $620^\circ\text{C}$ , тоді як у сталі Armstal 500 за цієї ж швидкості вона майже на  $100^\circ\text{C}$  нижча.

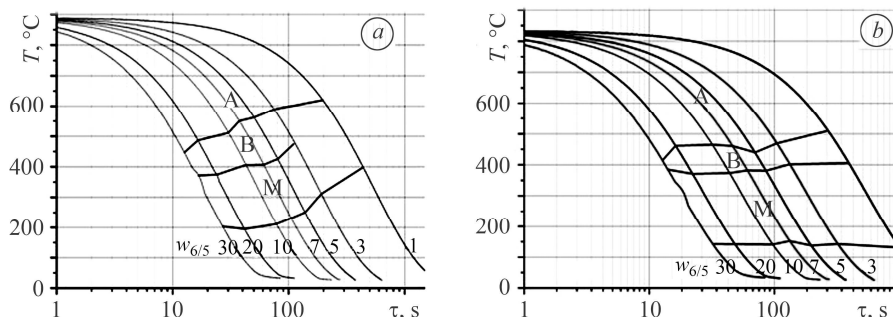


Рис. 1. Термокінетичні діаграми перетворення аустеніту в сталях Quardian 500 (a) та Armstal 500 (b): А – аустеніт; В – бейніт; М – мартенсит;  $w$  – швидкість охолодження ( $^\circ\text{C/s}$ ) у діапазоні температур  $800\dots 900^\circ\text{C}$ .

Fig. 1. Thermo-kinetic diagrams for the conversion of austenite to Quardian 500 (a) and Armstal 500 (b) steels: A – austenite; B – bainite; M – martensite;  $w$  – cooling rate ( $^\circ\text{C/s}$ )  $800\dots 900^\circ\text{C}$  in the range.

Мінімальна температура розпаду аустеніту для сталі Quardian 500 становить  $200^\circ\text{C}$ , тоді як для сталі Armstal 500 дорівнює  $150^\circ\text{C}$  та майже не залежить від швидкості охолодження (рис. 1b). Тобто у сталі Armstal 500 у металі ЗТВ під час зварювання повинен формуватися значно схильніший до гартування складник. Структура вихідного металу (ВМ) сталей суттєво різниться: сталь Quardian 500 містить суміш голчастого фериту ( $HV1\ 2210\dots 2280\ \text{MPa}$ ) та сорбіту ( $HV1\ 2560\dots 3090\ \text{MPa}$ ) зі слідами вальцювання, а Armstal 500 – суміш сорбіту ( $HV1\ 2990\dots 3190\ \text{MPa}$ ) та трооститу ( $HV1\ 3480\dots 4010\ \text{MPa}$ ) (рис. 2).

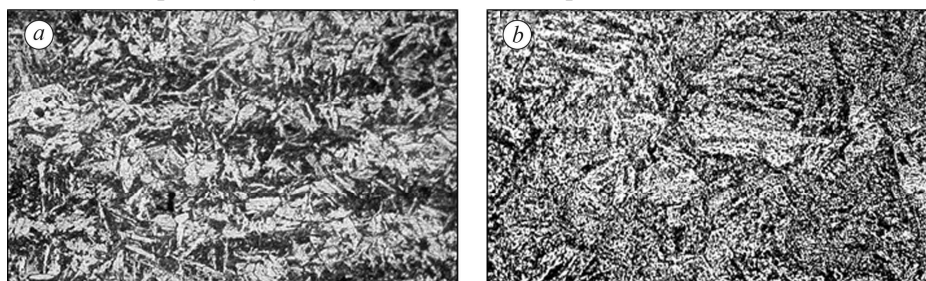


Рис. 2. Мікроструктура вихідного металу: a – сталь Quardian 500; b – Armstal 500;  $\times 100$ .

Fig. 2. Microstructure of the initial metal: a – Quardian 500; b – Armstal 500 steels;  $\times 100$ .

Тому загальна твердість ВМ обох сталей теж відрізняється. Зокрема, ВМ сталі Armstal 500 (з більшим вмістом вуглецю) має вищу твердість ( $2970\dots 4210$  проти  $2600\dots 2720\ \text{MPa}$ ) для сталі Quardian 500. Неметалеві включення в обох сталях – це точкові оксиди та карбонітриди. Різниця лиш у тому, що в сталі Quardian 500 зустрічаються силікати неправильної форми, а в сталі Armstal 500 – поодинокі сульфідні.

Щоб підтвердити результати моделювання перетворення металу шва сталі Gleeble 3800, досліджували мікроструктуру сталей. У структурі зразка-імітатора сталі Quardian 500, охолодженого зі швидкістю  $1^\circ\text{C/s}$ , виявили сорбіт твердістю  $2070\dots 2280\ \text{MPa}$  з окремими зернами мартенситу твердістю  $3480\dots 3660\ \text{MPa}$ , а також ділянки з голчастим феритом ( $1810\dots 1850\ \text{MPa}$ ) (рис. 3a). А в зразку сталі Armstal 500, охолодженого з такою ж швидкістю (рис. 3b), – переважно бейніт ( $3600\dots 4420\ \text{MPa}$ ) з окремими ділянками мартенситу ( $5140\dots 5420\ \text{MPa}$ ).

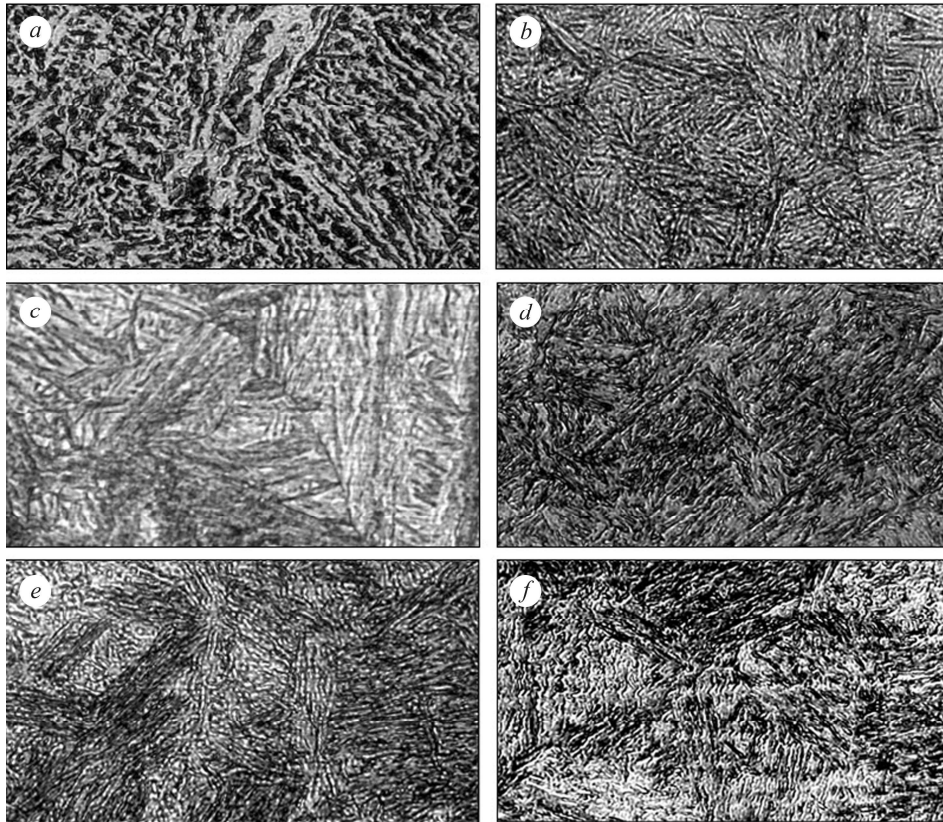


Рис. 3. Мікроструктура металу ЗТВ сталей Guardian 500 (a, c, e) та Armstal 500 (b, d, f) за швидкостей охолодження: a, b – 1°C/s; c, d – 5; e, f – 20°C/s.  $\times 500$ .

Fig. 3. Microstructure of HAZ metal of Guardian 500 (a, c, e) and Armstal 500 (b, d, f) steels with cooling rate: a, b – 1°C/s; c, d – 5; e, f – 20°C/s.  $\times 500$ .

За швидкостей охолодження 5°C/s і вище в зразках-імітаторах сталі Guardian 500 формується бейнітно-мартенситна структура (рис. 3b). Мікротвердість бейніту 3510...3970 МПа, а мартенситу 4280...4580 МПа. Слід зауважити, що зі збільшенням швидкості охолодження кількість мартенситу зростає, що проявляється у загальній твердості зразків (HV10 3790...4210 МПа). А зразок зі сталі Armstal 500, який охолоджували зі швидкістю 5°C/s (рис. 3d), складається з бейнітних пакетів (HV10 4550...5420 МПа) різної орієнтації та голчастого мартенситу (HV10 5480...6270 МПа). Загальна твердість 5080...5590 МПа.

За подальшого росту швидкості охолодження до 20°C/s і вище в зразку-імітаторі сталі Guardian 500 формується мартенситна структура з твердістю 4780...4970 МПа (рис. 3e), причому зі збільшенням швидкості до 30°C/s підвищується щільність упакування пакетів темнотравленого крупноголчастого (4640 МПа) та світлотравленого дрібноголчастого (5350 МПа) мартенситу. Загальна твердість структури 4800...4980 МПа. Водночас, як і в зразках-імітаторах зі сталі Armstal 500, зі зростанням швидкості охолодження до 20 °C/sec і вище (рис. 3f) утворюються щільніші рівномірні пакети мартенситу з твердістю 5080...5590 МПа. Через смугастість структури формуються ділянки світло- (5360...6130 МПа) та темнотравленого мартенситу (5600...5850 МПа) підвищеної твердості. Середня твердість зразків 4530...5510 МПа.

За допомогою прикладного пакета аналізу зображень Thixomet Pro визначили розподіл зерен за розміром у зварних зразках-імітаторах (рис. 4). Встановили, що майже за всіх швидкостей охолодження (крім 1°C/s) розмір структурних

складників у металі ЗТВ сталі Armstal 500 на 10...20% менший, ніж у сталі Quardian 500. Це сприяє поліпшенню механічних властивостей (твердості, міцності) металу ЗТВ сталі Armstal 500 (рис. 5) проти Quardian 500.

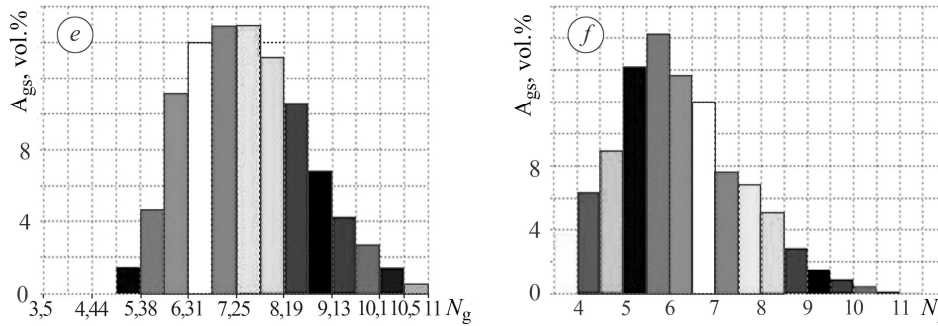
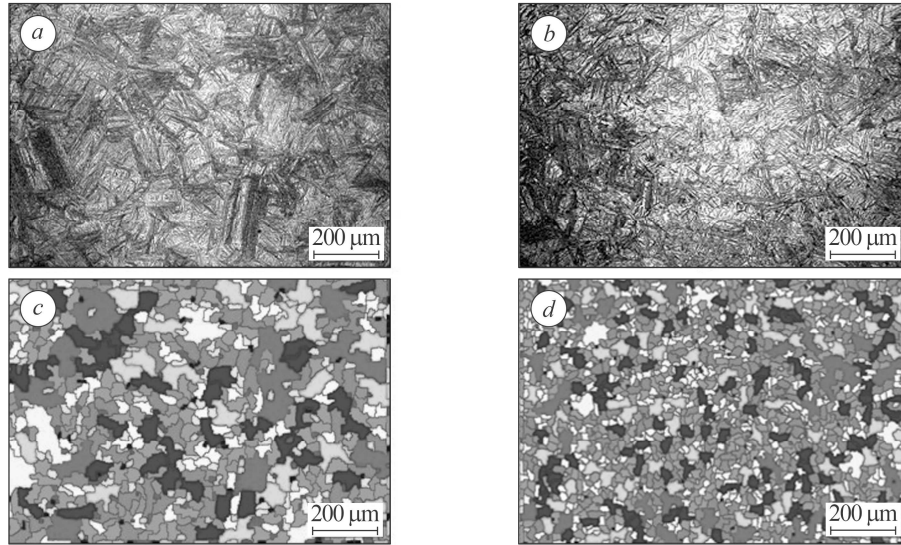


Рис. 4. Розподіл зерен у металі ЗТВ зразків зі сталей Quardian 500 (a, c, e) та Armstal 500 (b, d, f): a, b – мікροструктура; c, d – карта розподілу зерен; e, f – гістограма розподілу зерен за розміром.

Fig. 4. Grains distribution in the HAZ metal of Quardian 500 (a, c, e) and Armstal 500 steels (b, d, f): a, b – microstructure; c, d – grain size distribution map; e, f – size distribution histogram.

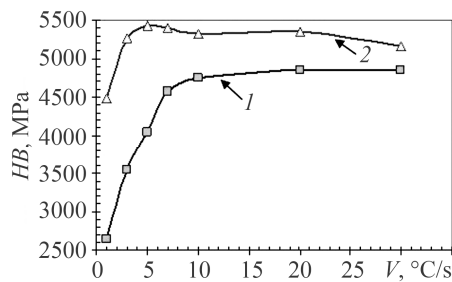


Рис. 5. Вплив швидкості охолодження на твердість металу ЗТВ сталей Quardian 500 (крива 1) та Armstal 500 (крива 2).

Fig. 5. Effect of the cooling rate on the HAZ metal hardness of the Quardian 500 (curve 1) and Armstal 500 steels (curve 2).

Виявили (рис. 5), що твердість сталі Armstal 500 зі збільшенням швидкості охолодження від 1 до 5°C/s зростає від 4480 до 5420 МПа і з подальшим її підвищенням до 30°C/s майже не змінюється (5420...5160 МПа), а для сталі Quardian 500 зі збільшенням швидкості охолодження від 1 до 30°C/s твердість металу ЗТВ на ділянці перегрівання поступово зростає (2650...4850 МПа), що сприяє підвищенню статичної міцності.

## ВИСНОВКИ

Встановлено, що швидкість охолодження впливає на структурні перетворення металу ЗТВ спеціальних сталей. Це пов'язано з тим, що зростання твердості металу ЗТВ залежить від зміни мікроструктури у напрямку  $\Phi \rightarrow B \rightarrow M$ , а зниження – від формування мартенситу відпалу. Для сталі Quardian 500, що містить вуглець, перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ зразків-імітаторів відбувається в мартенситній області за швидкостей охолодження вище  $20 \dots 30^\circ\text{C/s}$ , у той час як невелика кількість верхнього та нижнього бейніту (з твердістю  $3550 \dots 4640 \text{ MPa}$ ) утворюється за низьких швидкостей – до  $10^\circ\text{C/s}$ . Зі збільшенням вмісту вуглецю до  $0,29\%$  (сталь Armstal 500) аустеніт переохолоджується в металі ЗТВ зразків-імітаторів з формуванням мартенситної області в діапазоні швидкостей охолодження  $7 \dots 30^\circ\text{C/s}$  з підвищеною твердістю  $5160 \dots 5390 \text{ MPa}$ .

**РЕЗЮМЕ.** Построены термокинетические диаграммы распада аустенита и установлено влияние скорости охлаждения образцов-имитаторов металла зоны термического влияния (ЗТВ) на структуру и прочностные свойства высокопрочных сталей. Выявлены закономерности влияния содержания углерода на структурообразование в металле ЗТВ сталей Quardian 500 и Armstal 500. Обнаружено, что в стали Quardian 500 с  $0,26\%$  углерода в зоне перегрева формируется преимущественно мартенситная структура с твердостью  $485 \dots 4890 \text{ MPa}$  при скоростях охлаждения от  $20$  до  $30^\circ\text{C/s}$ , а в стали Armstal 500 с  $0,29\%$  углерода преобразование переохлажденного аустенита в ЗТВ образцов-имитаторов происходит уже при скоростях охлаждения  $7 \dots 30^\circ\text{C/s}$  с образованием мартенситной структуры с более высокой твердостью ( $5160 \dots 5390 \text{ MPa}$ ), что обеспечивает повышение статической прочности.

**Ключевые слова:** *специальные стали Quardian 500 и Armstal 500, фазовые превращения, микроструктура, мартенсит, бейнит.*

**SUMMARY.** The thermokinetic diagrams of austenite decomposition are built and the influence of the cooling rate of samples of the HAZ metal imitators on the structure and strength of high-strength Quardian 500 and Armstal 500 steels is established. For Quardian 500 and Armstal 500 steels, the regularities of the influence of carbon content on the structure formation in the HAZ metal of the steels are established and the tendency to brittle failure is estimated. It is found that in the Quardian 500 steel with carbon content of  $0.26\%$ , a predominantly martensitic structure with hardness of  $4850 \dots 4890 \text{ MPa}$ , is formed in the over-heating zone at cooling rates from  $20$  to  $30^\circ\text{C/s}$ , while in the Armstal 500 steel with carbon content of  $0.29\%$  transformation of austenitic in the HAZ of samples-imitators occurs at cooling rates from  $7 \dots 30^\circ\text{C/s}$  with formation of martensitic structure with a higher hardness ( $5160 \dots 5390 \text{ MPa}$ ), providing increase in static strength.

**Keywords:** *Quardian 500 and Armstal 500 special steels, phase transformations, microstructure, martensite, bainite.*

1. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Г. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1985. – 408 с.
2. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей. – К.: Наук. думка, 1978. – 272с.
3. ТУ У 27.1-14313056-001-2009. Листы стальные специального назначения из марок стали 71 и 92. Технические условия. – 25 с.
4. Kostin V. A., Poznyakov V. D., and Gajvoronsky A. A. Influence of arc welding conditions on kinetics of phase transformation in HAZ weldment of structural alloyed steels // Shipbuilding&Marine Infrastructure. – 2015. – № 1 (3). – P. 87–101.
5. 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.
6. Балицький О. І., Костюк І. Ф. Міцність зварних з'єднань Cr–Mn сталей з підвищеною концентрацією азоту у водневовмісних середовищах // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – 45, № 1. – С. 88–96.

(Balys'kyi O. I., Kostyuk I. F. Strength of welded joints of Cr–Mn steels with elevated content of nitrogen in hydrogen-containing media // Materials Science. – 2009. – 45, № 1. – P. 97–107.)

Одержано 07.02.2019