

# ВПЛИВ ТЕРМІЧНИХ ЦИКЛІВ ЗВАРЮВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ТВЕРДІСТЬ МЕТАЛУ ДІЛЯНКИ ПЕРЕГРІВУ ЗТВ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ СЕРЕДНЬОВУГЛЕЦЕВИХ ЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТВЕРДОСТІ

В.Д. Позняков, О.В. Коренєв

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [pozniakovvd@ukr.net](mailto:pozniakovvd@ukr.net)

Під час зварювання в зоні термічного впливу зварних з'єднань середньовуглецевих легованих сталей утворюються дві характерні ділянки з загартованим (високотемпературна ділянка) і відпущеним (низькотемпературна ділянка) металом. Оскільки метал високотемпературної ділянки ЗТВ нагрівається вище температури  $A_{c1}$  (приблизно 730 °С), то в ньому вихідна структура перетворюється на аустеніт, який при охолодженні розпадається з утворенням інших структур, від феритної до мартенситної. Відповідно з цим змінюються і механічні властивості металу. Утворення тієї чи іншої структури в металі, що охолоджується, залежить від хімічного складу матеріалу та ступеня його переохолодження. В даній роботі наведено дані щодо впливу термічних циклів зварювання на структуру та механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей. Бібліогр. 13, табл. 4, рис. 2.

*Ключові слова:* середньовуглецеві леговані сталі, висока твердість, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості, зварні з'єднання

**Вступ.** При виготовленні металевих конструкцій спеціальних машин та окремих, особливо навантажених вузлів гірничо-збагачувальної техніки у світі широко застосовують термозміцнені середньовуглецеві леговані сталі високої твердості ( $HV$  — понад 5000 МПа) та міцності ( $\sigma_B$  — більше ніж 1400 МПа). Високу твердість і міцність, в поєднанні з необхідними в'язкими властивостями, такі сталі набувають за рахунок легування марганцем, кремнієм, хромом, молібденом, нікелем, мікролегування бором, титаном, алюмінієм, ванадієм тощо, а також внаслідок термічного оброблення, яке полягає в гартуванні сталі та подальшому її низькотемпературному відпуску [1–8].

Більшість виробів, в яких застосовуються сталі високої твердості, є зварними. Окремі деталі та вузли в таких виробках з'єднуються між собою з застосуванням дугових процесів зварювання. Даний процес передбачає нагрів сталевого прокату до температур, які на окремих ділянках ЗТВ перевищують температуру  $A_{c1}$  (приблизно 730 °С), а в зоні, що безпосередньо контактує зі швом, досягає 1300 °С (високотемпературні ділянки зони термічного впливу зварних з'єднань).

Слід зазначити, що до високотемпературної ділянки ЗТВ входять ділянки перегріву (температура коливається в межах 1100...1500 °С), нормалізації (температура коливається в межах 930...1100 °С) та частково неповної перекристалізації (температура коливається в межах 720...930 °С). При нагріві в металі цих ділянок первинна структура перетворюється на аустеніт. При охолодженні аустеніт

розпадається з утворенням інших структурних складових. Тип структури, яка при цьому утворюється, залежить від хімічного складу сталей та ступеня переохолодження металу. Відповідно до цього змінюються і механічні властивості (твердість, міцність, пластичність, ударна в'язкість) металу з новоутвореними структурами [9–11]. Враховуючи це, мета даної роботи полягає у висвітленні результатів лабораторних досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на структуру і механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей.

**Методи досліджень.** Дослідження виконувалися стосовно середньовуглецевих легованих сталей, граничні вимоги до концентрації легуючих елементів та хімічний склад яких наведено в табл. 1.

Вплив термічних циклів зварювання на структурні перетворення металу ділянки перегріву ЗТВ вивчали з застосуванням модельних зразків, які нагрівали та охолоджували у відповідності до характерних для дугових процесів зварювання термічних циклів.

Запис термічного циклу зварювання проводили з використанням термопари хромель-алюмель діаметром 0,5 мм.

Для імітації термічних циклів зварювання використовували дослідницький комплекс «Gleeble 3800», оснащений швидкодіючим дилатометром, що дозволяло виявляти температурний інтервал в якому починаються та закінчуються структурно-фазові перетворення в металі.

В.Д. Позняков — <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, О.В. Коренєв — <https://orcid.org/0009-0007-3533-1247>

Таблиця 1. Вимоги до хімічного складу сталей, що досліджувалися, та масова частка в них легуючих елементів, мас. %

Маркування сталі		C	Si	Mn	Cr	Ni
1	Вимоги	0,29...0,36	1,2...1,5	0,60...1,00	1,50...2,00	2,00...2,40
	Факт	0,32	1,2	0,70	1,80	2,20
2	Вимоги	≤0,32	≤0,4	≤1,20	≤1,00	≤1,80
	Факт	0,23	0,25	0,84	0,50	0,97

Закінчення табл. 1

Маркування сталі		Mo	B	V	Ti	S	P
1	Вимоги	0,45...0,55	–	0,18...0,25	0,005...0,025	≤0,003	≤0,012
	Факт	0,50	–	0,20	0,024	0,008	0,011
2	Вимоги	≤0,70	≤0,005	–	–	≤0,010	≤0,015
	Факт	0,33	0,002	–	–	0,004	0,013

Досліджували жорстко закріплені зразки, що безперервно нагрівали та охолоджували подібно до термічних циклів, які є характерними для дугових процесів зварювання. Нагрівали зразки струмом, який проходить через зразок зі швидкістю 210 °C/с (час нагріву 6 с) до температури 1250 °C. Інтенсивність охолодження зразків регулювали таким чином, щоб в діапазоні температур 600...500 °C швидкість охолодження ( $W_{6/5}$ ) змінювалася в межах від 2,5 до 30,0 °C/с. Більш детально зазначена методика та вимоги для модельних зразків висвітлені в роботі [12]. Остаточна ідентифікація кінцевої структури, що утворилася внаслідок дії на метал термічного циклу, виявлялася на підставі металографічних досліджень. Співвідношення фаз, які утворилися в результаті перетворень, встановлювали методом відрізків.

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

Мікротвердість ( $HV$ ), міцність ( $\sigma_{0,2}$  і  $\sigma_b$ ), пластичність ( $\delta_5$ ) та ударну в'язкість ( $KCU_{20}$ ) металу ЗТВ оцінювали за результатами випробувань стандартних зразків, виготовлених із модельних, що нагрівали струмом, який проходить через зразок. Зразки безперервно нагрівали та охолоджували у відповідності до термічних циклів дугових процесів зварювання. Нагрів модельних зразків розмірами 12×12×120 мм, з яких виготовляли стандартні зразки для випробувань на розтяг та ударну в'язкість, виконували на устаткуванні МРС-75. Швид-

кість охолодження зразків регулювали за рахунок їх обдуву повітрям з різною інтенсивністю.

**Результати досліджень та їх обговорення.** Металографічними дослідженнями встановлено, що структура основного металу сталі 1 ідентифікована як мартенсит, який має мікротвердість  $HV_{0,1} = 4680...5020$  МПа (рис. 1, а).

Перетворення переохолодженого аустеніту в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі марки 1, незалежно від швидкості його охолодження, відбувається виключно в мартенситній області. Швидкість охолодження металу впливає на параметри структури. Із збільшенням швидкості охолодження вона стає більш дрібною. Про це свідчить той факт, що розміри пакетів мартенситу в металі на ділянці перегріву ЗТВ зменшуються приблизно від 40 мкм при  $W_{6/5} = 2,5$  °C/с до 12 мкм при  $W_{6/5} = 30$  °C/с. Впливає швидкість охолодження металу на ділянці перегріву ЗТВ й на його мікротвердість (табл. 2). Так, при  $W_{6/5} = 2,5$  °C/с вона знаходиться в межах 4510...4600 МПа, а при  $W_{6/5} = 30$  °C/с становить приблизно 5510 МПа.

Структура основного металу сталі 2 представляє собою суміш бейніту та мартенситу з яскраво вираженою текстурою прокату (рис. 2, а). Твердість основного металу становить  $HV_{0,1} = 4770$  МПа.

Дослідженнями структури металу зразків сталі 2, які безперервно нагрівали та охолоджували по термічним циклам зварювання, встановлено наступне. При швидкості охолодження  $W_{6/5} = 1$  °C/с структура імітованого металу ЗТВ є бейнітно-мартенситною (Б–М) з мікротвердістю  $HV_{0,1} = 3210...3860$  МПа (бейнітної складової) та  $HV_{0,1}$  приблизно 4730 МПа (мартенситної складової) (рис. 2, б). Розмір пакетів мартенситу ( $D_n$ ) знаходиться в межах 120...240 мкм.

При більш високих швидкостях охолодження ( $W_{6/5} > 3$  °C/с) в металі на ділянці перегріву ЗТВ сталі 2 формується виключно мартенситна структура (рис. 2, в, г). Її мікротвердість по мірі

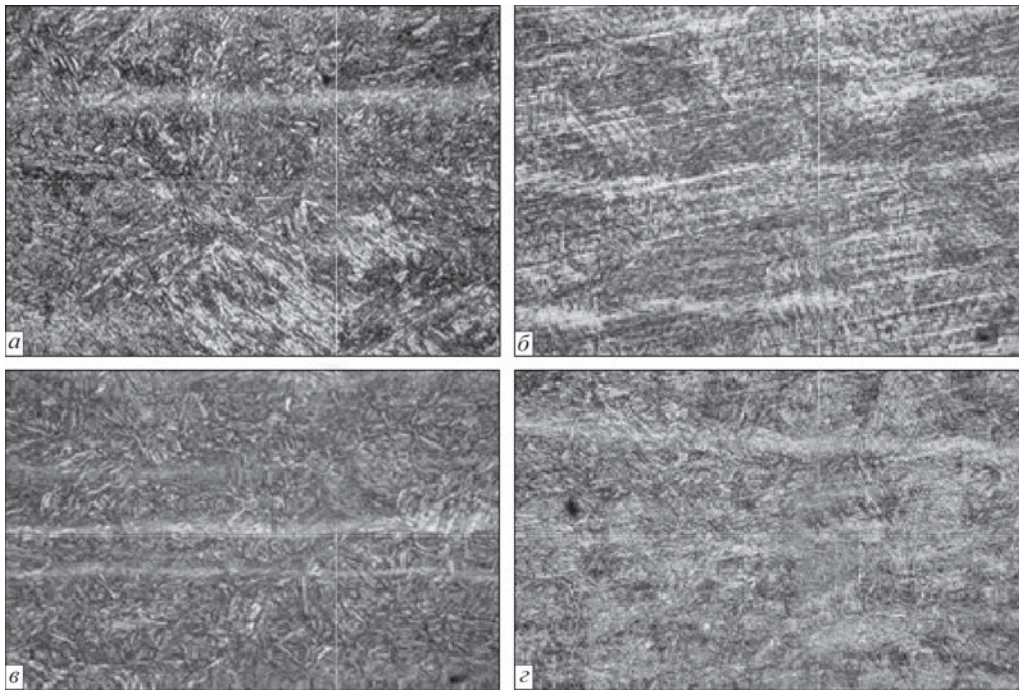


Рис. 1. Структура основного металу (а) та металу на ділянці перегріву ЗТВ (б, в, з) сталі 1: б — 2,5; в — 10,0; з — 30 °C/c

Таблиця 2. Мікротвердість основного металу та металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 1

$W_{6/5}$ , °C/c	Основний метал	2,5	5,0	10,0	15,0	30,0
Структура	М	М	М	М	М	М
$HV_{0,1}$ , МПа	4680...5020	4200...4950	5100...5150	5050...5350	5150... 5350	5150...5350

збільшення інтенсивності охолодження металу зростає від 5090 до 5490 МПа. При цьому також спостерігається подрібнення пакетів мартенситу. По мірі збільшення інтенсивності охолодження їх розміри зменшуються від  $D_n = 100...150$  мкм при  $W_{6/5} = 3$  °C/c до  $D_n = 50...70$  мкм при  $W_{6/5} = 20$  °C/c. Характерні для металу досліджених сталей та умов охолодження зразків значення мікротвердості наведено в табл. 3.

Результати досліджень щодо впливу швидкості охолодження ділянки перегріву ЗТВ на механічні властивості металу наведено в табл. 4. Вони свідчать, що незважаючи на те, що досліджені сталі містять у своєму складі різну кількість легуючих елементів, у сталі 1 їх концентрація вища, за рахунок термічного оброблення вони набувають майже однакової твердості, приблизно  $HV$  4850...4860 МПа. Незважаючи на це, міцність та пластичність цих сталей дещо різняться. Вищі дані показники у сталі 1. Стосовно ударної в'язкості сталей можна за-

значити, що сталь 2 буде мати кращу здатність опиратися динамічним навантаженням.

Як зазначалося вище, структурні зміни, що відбуваються в металі під впливом термічних циклів зварювання, викликають й певні зміни механічних властивостей металу перегріву ЗТВ зварних з'єднань сталей, що досліджувалися.

Щодо показників міцності металу, то, незважаючи на відмінності в абсолютних величинах показників  $\sigma_{0,2}$  і  $\sigma_b$ , вищі вони у сталі 1, для обох сталей спостерігається однакова тенденція щодо впливу на ці показники умов охолодження металу. При швидкості охолодження  $W_{6/5} \leq 5,0$  °C/c міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу, зменшується на 15...20 %. В діапазоні швидкостей охолодження  $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$  °C/c ця різниця стає значно меншою та при  $W_{6/5} \geq 20,0$  °C/c досягає показників міцності основного металу.

Незважаючи на те, що міцність металу ЗТВ сталей, що досліджували, у сталі 2 менше, її пластичні

Таблиця 3. Мікротвердість основного металу і металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 2

$W_{6/5}$ , °C/c	Основний метал	1	3	5	10	20
Структура	М	Б+М	М	М	М	М
$HV_{0,1}$ , МПа	4700...4900	2950..3850 (Б) 4150..4550 (М)	4200... 4950	5100... 5150	5150... 5350	5150... 5350

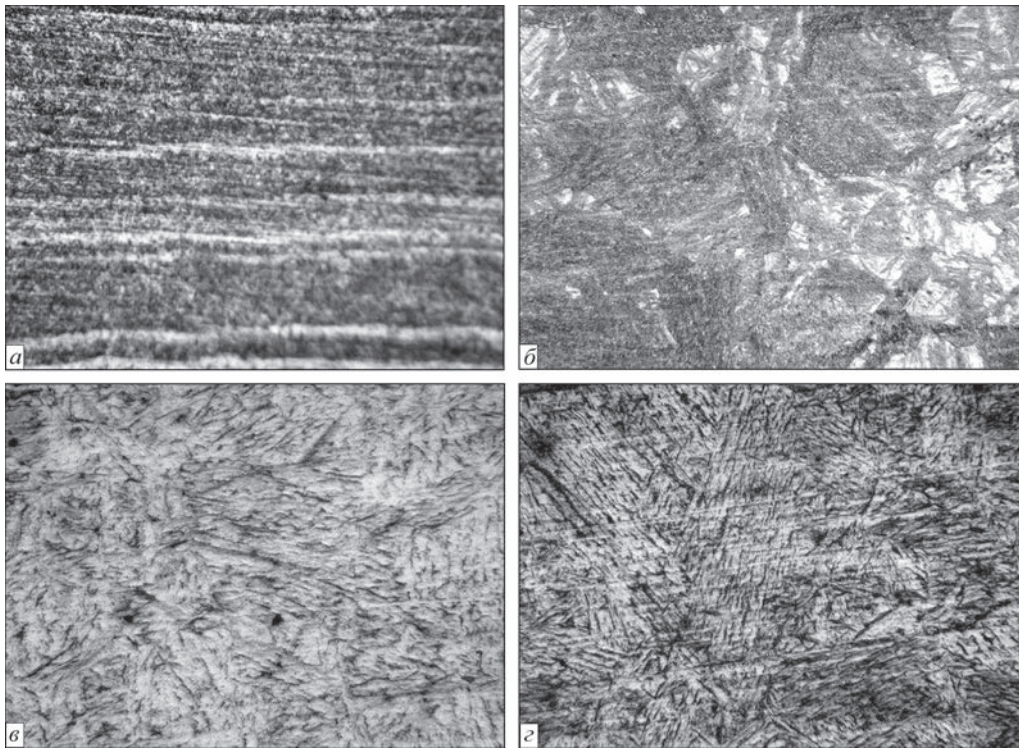


Рис. 2. Структура основного металу (а) та металу на ділянці перегріву ЗТВ сталі 1, що охолоджувався зі швидкостями: б — 1,0; в — 10,0; г — 30 °C/c

Таблиця 4. Механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ середньовуглецевих легованих сталей, що досліджували

Маркування сталі	$W_{6/5^2}$ , °C/c	$HV$	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_b$	$\delta_5$	$\varphi$	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>
		МПа			%		
1	0	5400	1460	1780	11,1	58,6	80,0
	5	4370	1262	1490	12,7	55,0	62,1
	10	4920	1395	1615	12,1	53,6	58,0
	15	5200	1445	1705	11,2	48,3	54,6
	20	5500	1502	1805	10,6	47,3	48,7
	30	5710	1607	1896	10,4	46,8	44,3
2	0	5100	1432	1670	7,6	55,0	127,0
	5	4200	1158	1327	8,5	45,0	72,0
	10	4930	1409	1637	7,2	28,8	56,0
	20	5150	1435	1692	7,0	25,9	52,0

властивості ( $\delta_5$ ), незалежно від швидкості охолодження металу, гірші ніж сталі 1. Ймовірно це пов'язано з різними умовами термічного оброблення сталей. Враховуючи те, що концентрація легуючих елементів в сталі 2 менша ніж у сталі 1, вірогідно, для забезпечення такої сталі високої твердості режими її термічного оброблення були більш жорсткими.

Що стосується показників ударної в'язкості сталі, у вихідному стані вона суттєво, майже в 1,5 рази, вища ніж легованої сталі 2. Але в результаті високотемпературного нагріву по термічному циклу зварювання значення  $KCU$  металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження по мірі підвищення інтенсивності охолодження металу.

## Висновки

Результати досліджень щодо впливу термічних циклів зварювання на механічні властивості металу ділянки перегріву ЗТВ зварних з'єднань різних за хімічним складом середньовуглецевих легованих сталей високої твердості ( $HV$  500) показали наступне.

1. Внаслідок термічного оброблення середньовуглецевих легованих сталей високої твердості ( $HV$  500) по характерному для дугових процесів зварювання режимах, в металі на ділянці перегріву ЗТВ формується мартенситна структура, дисперсність якої збільшується по мірі зростання швидкості охолодження металу.

2. Висока твердість металу, яку він набуває за рахунок термічного оброблення сталі в процесі виготовлення прокату, може зменшуватися в результаті його нагріву по характерним для дугового зварювання термічним циклам. Найбільш суттєво це проявляється для металу, що охолоджувався з швидкостями  $W_{6/5} \leq 5,0$  °C/с. Чим менша концентрація легуючих та мікролегуючих елементів в сталі, тим нижчі показники твердості металу.

3. При швидкості охолодження  $W_{6/5} \leq 5,0$  °C/с міцність металу ЗТВ по відношенню до основного металу зменшується на 15...20 %. В діапазоні швидкостей охолодження  $10,0 \leq W_{6/5} \leq 15,0$  °C/с ця різниця стає значно меншою та при  $W_{6/5} \geq 20,0$  °C/с досягає показників міцності основного металу.

4. Ударна в'язкість менш легованої сталі майже в 1,5 рази вища ніж у сталі, яка містить більш високу концентрацію легуючих та мікролегуючих елементів. Але в результаті високотемпературного нагріву по термічному циклу зварювання значення *KCU* металу на ділянці перегріву ЗТВ майже вирівнюються та мають тенденцію до монотонного зниження по мірі підвищення інтенсивності охолодження металу.

#### Список літератури/References

1. Tekin, Özdemir (2020) Mechanical & microstructural analysis of armor steel welded joints. *Inter. J. of Engineering Research and Development UMAGD*, 12(1), 166–175.
2. Łukasz Konat ID, Beata Białobrzeska, Białek P. (2017) *Effect of welding process on microstructural and mechanical characteristics of Hardox 600 steel*. DOI: <http://dx.doi.org/10.3390/met7090349>
3. Gaivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Zavdoveyev, A.V. et al. (2023) Prevention of cold cracking in armour steel welding. *The Paton Welding J.*, 5, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2023.05.01>
4. Oskwarek, M. (2006) Structural features and susceptibility to cracking of welded joints of Hardox 400 and Hardox 500 steels. In: *Proc. of the IV Students' Sci. Conf. on Human-Civilisation-Future, Wroclaw, Poland, 22–24 May 2006*, Vol. 2, 115–120.
5. Cabrilo, A., Geric, K. (2016) Weldability of high hardness armor steel. *Advanced Materials Research*, 1138, 79–84.
6. Kuzmikova, L. (2013) An investigation of the weldability of high hardness armor steel. *Wollongong Australia*, 17–234.
7. Shchudro, A., Laukhin, D., Pozniakov, V. (2020) Analysis of the effects of welding conditions on the formation of the structure of welded joints of low-carbon low-alloy steels. *Key Eng. Materials. Switzerland*, 844, 146–154. DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>
8. Maksimov, S.Yu., Prilipko, O.O., Berdnikova, O.M. et al. (2021) Controlling the parameters of the metal crystal lattice of the welded joints made underwater. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 43(5), 713–723 [in Ukrainian]. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.05.0713>
9. Pozniakov, V.D., Gaivoronskyi, A.A., Kostin, V.A. (2017) Features of austenite transformation and mechanical properties of the metal in the zone of thermal influence of 71 grade steel joints during arc welding. *Mehanika ta Mashynobuduvannya*, 1, 254–260.
10. Zavdoveev, A., Poznyakov, V., Baudin, T. et al. (2021) Effect of nutritional values on the processing properties and microstructure of HSLA rod processed by different technologies. *Materials Today Communications*, 28, 102598.
11. Özdemir, T. (2020) Mechanical & Microstructural analysis of armor steel welded joints. *Inter. J. of Eng. Research and Development*, 12(1), 166–175.
12. Grigorenko, G.M., Kostin, V.A. Orlovsky, V.Yu. (2008) Current capabilities of simulation of austenite transformation in low-alloyed steel welds. *The Paton Welding J.*, 3, 31–34.

## INFLUENCE OF THERMAL WELDING CYCLES ON THE STRUCTURE AND HARDNESS OF METAL IN THE HAZ OVERHEATING SECTION IN WELDED JOINTS ON HIGH HARDNESS MEDIUM-CARBON ALLOY STEELS

V.D. Poznyakov, O.V. Korenev

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [pozniakovvd@ukr.net](mailto:pozniakovvd@ukr.net)

During welding, two characteristic areas with hardened (high-temperature section) and tempered (low-temperature section) metal are formed in the heat-affected zone of welded joints of medium-carbon alloy steels. Since the metal of the high-temperature area of the HAZ is heated above  $A_{c1}$  temperature (approximately 730 °C), the initial structure in it is transformed into austenite, which upon cooling decomposes with the formation of other structures, from ferritic to martensitic. Accordingly, the mechanical properties of the metal also change. The formation of a particular structure in the cooled metal depends on the chemical composition of the material and the degree of its overcooling. This paper presents data on the influence of thermal welding cycles on the structure and mechanical properties of the metal of the HAZ overheating section in welded joints of medium-carbon alloy steels of different chemical composition. 13 Ref., 4 Tabl., 2 Fig.

*Keywords: medium-carbon alloy steels, high hardness, thermal welding cycle, metal structure, mechanical properties, welded joints*

Отримано 05.05.2025

Отримано у переглянутому вигляді 08.05.2025

Прийнято 05.06.2025