

### Плавлення і кристалізація

by all known methods of casting (in sand molds, in a chill mold, under pressure), differing in cooling rates. This has a significant effect on the structure and properties of the alloy, not only in the as-cast, but also in the heat-treated state, which determines the relevance of scientific work in this direction.

The article presents the results of a study of the microstructure of the AM4.5Kd (VAL10) alloy with a change in its cooling rate during the curing process ( $V_{cool.}$ ) from  $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  to  $\geq 10^5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ . The alloy was melted, refined and, at a temperature of  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ , poured into molds with different heat sinks. It is shown that an increase in the cooling rate during the hardening process leads to a decrease in the size of structural components, in particular, aluminum ( $\text{Al}_\alpha$ ) solid solution crystals and to an increase in their microhardness. At a cooling rate of  $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , corresponding to solidification in a sandy form, primary  $\text{Al}_\alpha$  crystals are formed in the form of coarsened dendrites with an average size slightly larger than  $800\text{ }\mu\text{m}$ , along the boundaries of which a fine network of particles of  $\text{Al}_3\text{Ti}$ ,  $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$  phases and  $\text{Al}_\alpha + \text{CuAl}_2$  eutectics is formed. With an increase in the cooling rate, the branching of the dendrites and the volume fraction of the finely differentiated eutectic increase, the cooperative growth of phases in which is maintained throughout the entire range of cooling rates studied. The value of the dendritic parameter of the solid solution of aluminum regularly decreases with a practically unchanged shape factor of its crystals, which is almost up to  $V_{cool.} \approx 10^5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  is from 1.45 to 3.15. A similar dependence of the change in the macrograin size on the cooling rate was not found. Its anomalous growth was recorded at a cooling rate of  $\geq 120\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , at which the macrograin size is commensurate with the alloy cooled at a rate of  $0.4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ . In the work, such a discrepancy is explained from the standpoint of the theory of the nucleus and growth of crystals.

**Keywords:** cooling rate, microstructure, AM4.5Kd (VAL10), structure formation, macrograin size.

*Metalozn. obrobka met.* 2021, vol.28(101), 37-43  
<https://doi.org/10.15407/mom2021.04.037>

УДК 621.791: 621.791.92: 621.31

## Структурутворення сталей в умовах високих швидкостей нагріву при зварюванні

Артьомова С. В., начальник центральної заводської лабораторії,  
[artemova@ukrenergymachines.com](mailto:artemova@ukrenergymachines.com)

АТ «Українські енергетичні машини», Харків

*Досліджено процес структурутворення в зварних з'єднаннях сталей 15Х5М і 12Х1МФ, виконаних зварюванням «коротким циклом» (швидке нагрівання металу шва вище температури  $A_{c3}$  та короткий час перебування за цієї температури) в середовищі аргону і можливість регулювання фазово-структурних перетворень та якості зварних з'єднань. Показано, що при використанні вищевказаної технології, метал шва щільний, без дефектів, з мартенсито-феритною структурою. У біляшовній зоні (БШЗ) зварювального з'єднання при*  
Науково-технічний журнал "Металознавство та обробка металів" 1'2022 37

## Плавлення і кристалізація

високих швидкостях нагріву і при невеликій тривалості перебування металу вище критичних точок перетворення при нагріванні в сталях формується аустеніт з низьким ступенем гомогенності, в якому карбідна фаза зазнає часткового розчинення. В результаті цього розпад аустеніту при охолодженні, не зважаючи на високі швидкості охолодження, відбувається як в бейнітній, так і в мартенситній областях. У БШЗ сталі 12Х1МФ спостерігається переважно бейнітна структура, в сталі 15Х5М - бейніто-мартенситна. Під час контролю якості зварного з'єднання випробуваннями при ударному навантаженні метал із зазначеними структурами відчуває вигин або в'язке руйнування. Встановлено, що при таких технологічних параметрах: струм 800-900 А, тривалість процесу 0,3-0,5 сек формуються структури з високим ступенем опору крихким руйнуванням. Розроблена технологія впроваджена при ошипуванні труб і при виготовленні та ремонті охолоджувальних панелей, а також рекомендується для широкого промислового застосування.

**Ключові слова:** зварювання, гартування, термодинамічний цикл, аргон, бейніт, якість, застосування.

Основними труднощами при зварюванні сталей з наступним гартуванням є попередження виникнення тріщин у біляшовній зоні (БШЗ). Найчастіше для запобігання тріщиноутворення використовують різні види підігріву і засоби управління термодеоформаційним циклом зварювання тощо [1].

У роботі розглядається проблема запобігання утворенню структур, що призводять до крихкості металу в біляшовній зоні при зварюванні сталей 15Х5М і 12Х1МФ з гартуванням без підігріву. Підхід до вирішення зазначеної проблеми полягає у забезпеченні високого ступеня неоднорідності аустеніту, наявності в ньому недорозчиненої карбідної фази при охолодженні в критичному температурному інтервалі перетворень. Такий фазово-структурний стан може бути досягнутий шляхом застосування високих швидкостей нагріву та відносно малою тривалістю перебування металу вище температури  $A_{c3}$  [2]. Це дозволяє регулювати температурно-часові умови процесу аустенітного перетворення і дає можливість отримання структур, які мають достатній ступінь опору крихкому руйнуванню.

Досліджено зварні з'єднання (рис. 1), у вигляді труби  $\varnothing 152$  мм з товщиною стінки 8 мм зі сталі 15Х5М і привареними шипами зі сталі 12Х1МФ діаметром 12 мм і висотою 30 мм.

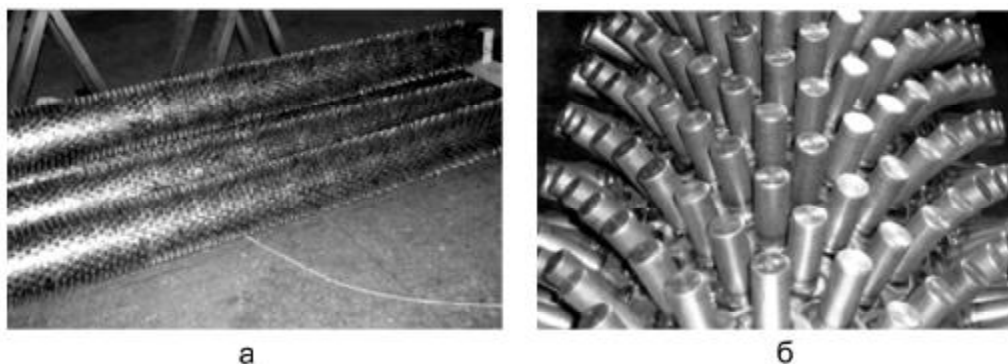


Рис. 1. Зовнішній вигляд ошипованих труб (а) та фрагмент наварених на трубу шипів (б).

Fig. 1. Appearance of studded pipe (a) and fragment of spikes welded to the pipe (b).

Зварювання виконували дугоконтактним напівавтоматичним способом «коротким циклом» [3] на інвенторній установці ПУШ-1050. Матеріал труби та шипа перед зварюванням піддавали подвійній нормалізації 1000-1030 °С і 970-1000 °С з наступним відпуском при 720-750 °С протягом 1 години.

Вивчався вплив режимів на якість з'єднань при зварюванні струмами 700-1000 А з кроком 100 А та напрузі на дузі 24-26 В. Полярність зворотня. Час приварки шипа фіксувався таймером установки і дорівнював 0,2 - 0,5 с залежно від варіанта експерименту при швидкості охолодження ~ 650 °С/с. Захисним газом був аргон. Швидкість нагріву металу в зоні плавлення  $\geq 2000$  °С/с. Зварювання проводилося без підігріву. Контроль якості приварювання шипів здійснювався шляхом динамічного впливу (удару) на приварений шип масою 0,3 кг [4].

Металографічні дослідження структури сталей проводили за допомогою оптичної мікроскопії на мікроскопі ММО-1600. Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3 при навантаженні 50 г. Структуру виявляли хімічним травленням шліфів 4 % і 8 % спиртовим розчином азотної кислоти.

Усереднений хімічний склад металу шва, %, мас.: С = 0,12; Cr = 2,6; Ni = 0,14; Mo = 0,27; Mn = 0,36; Si = 0,37; S = 0,005; P = 0,018; Cu = 0,20, V = 0,16.

При зварюванні на струмах 800-900 А з тривалістю процесу 0,3-0,5 с метал шва монолітний, бездефектний. Зміна величини струму в досліджуваних межах позначається на розмірах зон зварного з'єднання. Зварювання на струмах  $> 900$  А призводить до виплесків рідкого металу, утворення підрізів, нерівномірності формування галтелі навколо шипа. Для вивчення мікроструктури, вимірювання мікротвердості (рис. 2 а) виготовляли мікрошліфи шляхом розрізання зварного з'єднання по осі шипа. У процесі хімічної обробки зразків структура біляшовної зони із боку сталі 15Х5М не виявилася. По всій довжині, що прилягає до металу шва, залишалася біла смуга розміром 0,3-0,4 мм (рис. 2 б).

Мікроструктура основного металу сталі 12Х1МФ представлена зернами фериту та перліту 6-7 балу переважно нерівноосної форми; сталі 15Х5М - ферито-карбідною сумішшю. Карбідна фаза рівномірно розподілена як по тілу зерна розміром переважно 5-го бала, так і по межах. У БШЗ сталі 12Х1МФ спостерігається зменшення кількості зерен фериту. Частина вуглецю переходить в цементит, за рахунок чого збільшується кількість зерен.

Мікроструктура шва мартенсито-феритна (85-90 % мартенситу), величина голок мартенситу – 5-6 балів (ДСТУ 9074:2021). Кордони зерен обрамленні феритною оторочкою відманштеттової будови. Поблизу межі сплаву відзначаються голки мартенситу величиною 7-8 балів.

В БШЗ з боку сталі шипа смуги, що не травиться, не виявлено, незважаючи на близькість досліджуваних сталей за хімічним складом. Одним з факторів, що пояснює це, є відмінність в інтенсивності тепловідведення, яка залежить від різниці мас зварюваних об'єктів. За цикл зварювання шип встигає прогрітися і структура, що утворилася, містить незначну кількість

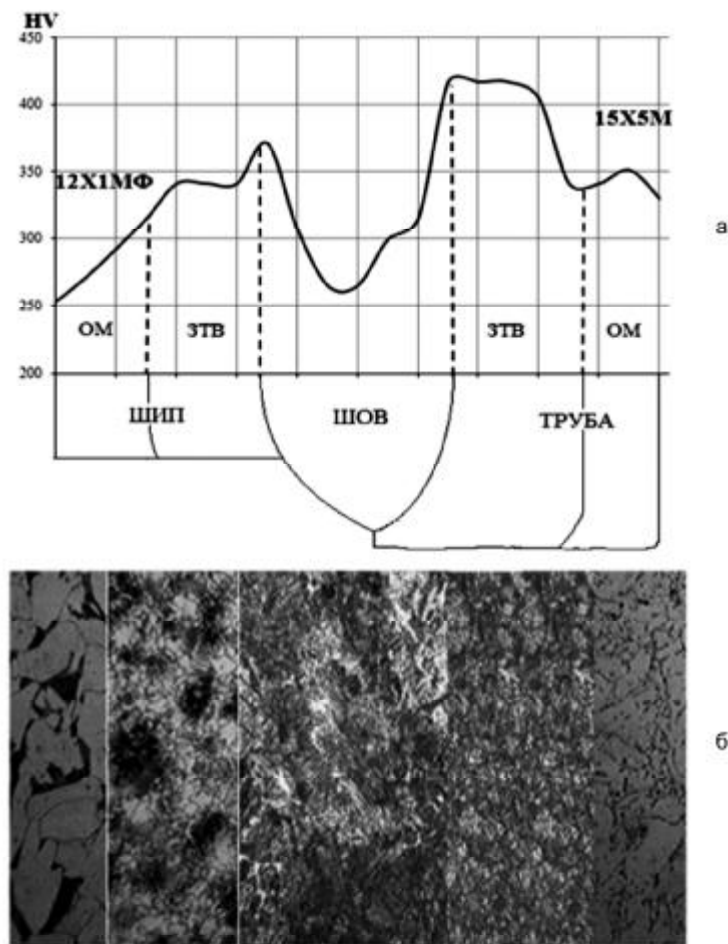


Рис. 2. Розподіл мікротвердості (а) і мікроструктури (б) зварного з'єднання сталей 15X5M – 12X1MF.  $\times 400$ .

Fig. 2. Distribution of microhardness (a) and microstructure (b) of the welded joints of steels 15X5M – 12X1MF.  $\times 400$ .

голчастої фази. Мікротвердість цієї зони досягає 350-370 HV, що характерно для бейнітних і бейнітно-мартенситних структур.

Після додаткового травлення встановлено, що світла смуга біляшовної зони з боку сталі 15X5M має структуру ферито-карбідної суміші з чітко вираженою голчастістю (рис. 2 б).

Металографічно встановлено, що розмір зони термічного впливу (ЗТВ) з боку сталі 15X5M знаходиться в межах 1,6-1,8 мм, а ширина зварного шва (ядра) не перевищує 1,6 мм. Приблизно такий самий розмір ЗТВ спостерігається з боку сталі 12X1MF. Максимальна мікротвердість ЗТВ сягає 420 HV (рис. 2 а), спостерігається з боку сталі 15X5M.

Аналіз отриманих результатів досліджень показує, що при коротких і жорстких режимах наварювання шипів зі сталі 12X1MF на мартенситну сталь 15X5M без підігріву, що характеризуються високими швидкостями нагріву і малою тривалістю перебування металу вище  $A_{c3}$ ,

процес гомогенізації аустеніту в біляшовній зоні не встигає завершуватися. Як доказ цього – незначне зростання зерна в БШЗ із боку сталі 15Х5М (зерно відповідає 4 балу). Короткий час (частки секунди) перебування металу в перегрітому стані не забезпечує повноту розчинення карбідів Сг та Мо у структурі сталей. Неоднорідність аустеніту, часткове розчинення карбідів знижують його стійкість при охолодженні. Відбувається зміщення процесу перетворення аустеніту в бейнітну область. Структура, що



Рис. 3. Вигин шипа при ударному навантаженні.

Fig. 3. Bending of a thorn at shock loading.

утворилася – верхній бейніт з незначною кількістю голчастої фази. Судячи з мікротвердості, зазначена фаза є мартенситом. При ударному навантаженні крихких руйнувань не виявлено – відбувається вигин шипа (рис. 3) або в'язке руйнування з частковим вириванням тіла труби.

Розроблена технологія пройшла промислову перевірку при ошипуванні труб на нафтопереробному підприємстві (рис. 1 а), а також при

виготовленні та ремонті охолоджувальних панелей на теплових електростанціях та рекомендована для широкого промислового використання.

Встановлено, що при наварюванні шипів на труби з мартенситної сталі 15Х5М без підігріву основним фактором отримання якісного зварного з'єднання є забезпечення термоциклічних умов, що дозволяють формувати в БШЗ структуру аустеніту з низьким ступенем гомогенності і частково розчиненою карбідною фазою, що зміщує процес у верхню бейнітну область. Бейнітно-мартенситна структура, що утворилася в БШЗ з боку мартенситної сталі, має більш високий ступінь опору крихким руйнуванням, ніж мартенсит.

## Література

1. Назарчук А.Т., Снисарь В.В., Демченко Э.Л. Получение равнопрочных сварных соединений закаливающихся сталей без подогрева и термической обработки // Автоматическая сварка. – 2003. – № 5. – С. 41.
2. Шоршоров М. Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. - М.: Наука, 1965. – 331 с.
3. Welding handbook // AWS. – 1991. – Vol. 2. – 995 p.
4. СТО ЦКТИ 10. 002 – 2007. <https://doi.org/10.1088/1475-7516/2007/10/002>
5. Palani P.K., Murugan N. Selection of parameters of pulsed current gas metal arc welding // J. of Materials Processing Technology. – 2006. – No. 172 (10). – P. 1–10. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.07.013>.
6. Zavdoveev A., Rogante M., Poznyakov V. et al. Development of the PC-GMAW welding technology for TMCP steel in accordance with welding thermal

- cycle, welding technique, structure and properties of welded joints // Reports in Mechanical Engineering. – 2020. – Vol. 1, No. 1. – P. 26–33. <https://doi.org/10.31181/rmc200101026z>.
7. Amin M. Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding. Ibid, May, 1983. – P. 272–377.
8. Ghosh P. K., Dorn Lutz., Devakumaran K., Hofmann F. Pulsed current gas metal arc welding under different shielding and pulse parameters. Part 2. Behaviour of metal transfer. ISIJ international. – 2009, Vol. 49, 2. – P. 261–269. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.261>.
9. Патон Б.Е., Потапьевский А.Г., Подола Н.В. Импульсно-дуговая сварка плавящимся электродом с программным регулированием процесса // Автоматическая сварка. 1964. – № 1. – P. 2–6.
10. Лашченко Г.И. Способы дуговой сварки стали плавящимся электродом. Киев: Экотехнология, 2006. – 384 с.
11. Одесский П. Д., Молодцов А. Ф., Морозов Ю. Д. Новые эффективные низколегированные стали для строительных металлических конструкций // Монтажные и специальные работы в строительстве. – 2011. – № 5. – P. 20–25. [https://doi.org/10.1016/0041-5553\(80\)90086-5](https://doi.org/10.1016/0041-5553(80)90086-5).

## References

1. Nazarchuk A.T. Snisar V.V., Demchenko E.L., *Avtomaticheskaya svarka*, 2003, No. 5, pp. 41. [in Russian].
2. Shorshorov M. Kh. *Metallovedeniye svarki stali i splavov titana* (Metallurgical welding of steel and titanium alloys), Moscow: Nauka, 1965, 331 p. [in Russian].
3. *Welding handbook* // AWS (1991), vol. 2. p. 995. [in English].
4. *STO TsKTI* 10. 002 – 2007 [in Russian]. <https://doi.org/10.1088/1475-7516/2007/10/002>.
5. Palani P.K., Murugan N., *J. of Materials Processing Technology*, 2006, No. 172 (10), pp. 1–10 [in English]. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.07.013>.
6. Zavdoveev A., Rogante M., Poznyakov V. et al., *Reports in Mechanical Engineering*, 2020, Vol. 1, No. 1, pp. 26–33 [in English]. <https://doi.org/10.31181/rmc200101026z>.
7. Amin M. *Pulse current parameters for arc stability and controlled metal transfer in arc welding*. Ibid, May, 1983, pp. 272–377 [in English].
8. Ghosh P. K., Dorn Lutz., Devakumaran K., Hofmann F. *ISIJ international*, 2009, Vol. 49, 2, pp. 261–269 [in English]. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.49.261>.
9. Paton B.Ye., Potap'yevskiy A.G., Podola N.V., *Avtomaticheskaya svarka*, 1964, No. 1, pp. 2–6 [in Russian].
10. Lashchenko G.I. *Sposoby dugovoy svarki stali plavyashchimsya elektrodom* (Methods of arc welding steel consumable electrode), Kyiv: Ekotekhnologiya, 2006, 384 p. [in Russian].
11. Odesskiy P. D., Molodtsov A. F., Morozov Yu. D., *Montazhnyye i spetsial'nyye raboty v stroitel'stve*, 2011, No. 5, pp. 20–25. [in Russian]. [https://doi.org/10.1016/0041-5553\(80\)90086-5](https://doi.org/10.1016/0041-5553(80)90086-5).

Одержано 12.02.22

Artyomova S. V.

## Structure formation at high rates of heating during welding of steels

### Summary

This paper deals with structure formation in weld joints of quenching steels 15Cr5Mo and 12Cr1MoV as made by "short cycle" argon-shielded welding as well as with the possibility of control of transformation and quality for weld joints by the thermodynamic cycle of welding. It is demonstrated that where the developed technology is applied, the weld metal is sound, defect-free, of martensitic-ferritic structure. In the weld-affected zone of steels at high heating rates and with short time of metal exposure to temperatures exceeding critical transformation temperatures in heating, non-uniform austenite of low homogeneity is formed, in which the carbide phase containing alloy elements undergoes partial dissolution. As a result, the austenite breakdown in cooling (in spite of high rates) takes place in the bainitic range as well as in the martensitic range. In the weld-affected zone of steel 12Cr1MoV, the bainitic structure predominates while the weld-affected zone of steel 15Cr5Mo shows the bainitic-martensitic structure mainly. During weld joint inspection by shock loading testing, the metal having the above structure experiences bending or ductile fracture. The process parameters were determined, with which structures of high brittle fracture resistance are formed. The technology developed was implemented in tube studding for manufacture and repairs of cooling panels; it is recommended for common use in industrial applications.

**Keywords:** welding, quenching, thermodynamic cycle, argon, bainite, quality, application.

Журнал **МОН** внесено до Переліку наукових фахових видань України згідно з наказом Міністерства освіти і науки України №409 від 17.03.2020.

Повна назва журналу  
**"Науково-технічний журнал  
"Металознавство та обробка металів"**

Для регулярного одержання журналу потрібно перерахувати вартість  
заказаних номерів на розрахунковий рахунок Фізико-технологічного  
інституту металів та сплавів НАН України.

Вартість одного номера журналу - 50 грн., передплата на рік – 200 грн.  
Доступні також архівні номери журналу, починаючи з 1995 р.

**Розрахунковий рахунок для передплатників,  
спонсорів і рекламодавців:**

р/р UA828201720313251001201012215,  
банк ДКСУ в м. Києві код банку 820172

Отримувач - ФТІМС НАН України, код ЄДРПОУ 05417153,  
з посиланням на журнал "МОН"

Копію документа передплати та відомості про передплатника  
**просимо надсилати до редакції,**  
вказавши номер і дату платіжного документа.