

происходит по механизму адсорбции загрязнителя на ПАВ. Однако и ПАВ в общем случае являются загрязнителями для природных и сточных вод, в практике водоснабжения не применяются, а также довольно сложно определяются с точки зрения аналитического контроля;

- адсорбция на поверхности золя выделяемого загрязнителя из воды. Золи участвуют в броуновском движении и не образуют плотную пространственную структуру, что может приводить только к мостичному механизму модификации или не приводит к таковой;

- введение в объем обрабатываемой воды флокулянтов. Механизм разделения на мембране происходит по законам фильтрации высокомолекулярных соединений. Также необходимо выделить то, что флокулянты можно разделить на три группы анионные, катионные и антионкогенные. Вследствие своих свойств взаимодействие флокулянта происходит одновременно с поверхностью мембраны и загрязнениями в воде. С точки зрения взаимодействия флокулянта с загрязнениями и поверхностью мембран, можно сказать, что флокулянт работает по принципу адсорбции, как на поверхности мембраны, так и с загрязнениями воды, формируя прочный динамический слой.

- добавление в раствор химических реагентов, таких как коагулянты, которые переводят загрязнения воды в нерастворимые соединения с образованием осадка. Данный способ широко применяется при обработке воды и стоков. При этом можно контролировать скорость реакции в зависимости от дозы и времени контакта, что позволяет максимально приблизиться к условиям закупорки неэффективных пор и снизить влияние механизма мостичного перекрытия.

Их вышеизложенного можно сделать вывод, что наиболее предпочтительно использовать стандартные реагенты, применяемые для процессов подготовки питьевой, технической и сточной воды. К которым в частности относятся коагулянты и флокулянты.

Важными критериями при выборе мембранообразующей добавки является:

- сохранение транспортных свойств мембраны;
- придание таких свойств мембране, которые позволили предохранить от разрушения, при помощи динамического слоя, как биологическими так и химическими воздействия;
- нанесенная добавка должна быть стабильна в процессе эксплуатации, т.е. не разрушаться или легко восстанавливаться;
- добавка должна легко удаляться для восстановления первоначальных фильтрующих свойств;
- добавка должна быть безопасна с точки зрения экологии и не отдаваться в очищенную воду.

Для описания процесса образования динамического слоя необходимо рассмотреть

явление концентрационной поляризации и гелеобразования на поверхности мембраны.

Разделение растворенного вещества и растворителя происходит на мембранной поверхности, где растворитель проходит через мембрану, а растворенное вещество отсекается и вызывает местную концентрацию, что создает эффект, который, получил название концентрационная поляризации.

К поверхностным явлениям относится не только концентрационная, но и гелевая поляризация, а также осадкообразование на поверхности. Процессы поляризационной и гелевой концентрации явления относятся к факторам, снижающим проницаемость мембран, а соответственно сокращающих ее производительность. Таким образом, профиль концентрации устанавливается в пограничном разделяющем слое, соответствующий определенным гидродинамическим условиям.

Мембранное разделение состоит из нескольких этапов:

- транспорт потока веществ к поверхности мембраны;
- внедрение разделяемых веществ в мембрану;
- перенос через мембрану растворителя и концентрирование растворенного вещества на поверхности мембраны.

Цель

Таким образом, необходимо рассмотреть лежащие в основе мембранного разделения процессы проницания и диффузии, осложненные поверхностными явлениями.

Баланс масс при нанесении мембранообразующей добавки

На поверхности мембраны образуется слой с высокой концентрацией разделяемого вещества. Повышение концентрации в примембранной области происходит до тех пор, пока концентрация не достигнет критической, когда за счет молекулярной или конвективной диффузии вещество не будет возвращаться в объем раствора – это явление связано с законом Фика.

Объемный поток сквозь мембрану можно записать в виде следующего дифференциального уравнения [3,4]:

$$Jc = D \frac{dc}{dy} + Jc_p \quad (3)$$

где J – теоритическая удельная проницаемость мембраны;

D – диффузионный коэффициент растворенного вещества в растворителе, обусловленный осмотической силой;

c – концентрация растворенного вещества в примембранной зоне;

c_p – концентрация растворенного вещества, прошедшего сквозь мембрану

Для формирования динамического слоя принимаем, что концентрация растворенных веществ в поступающем потоке постоянная $c_1 = \text{const}$

Концентрация растворенного вещества в примембранной зоне $c = \text{const}$

Распределение фильтрующих отверстий равномерно по длине фильтрующего канала и формирование эффективных фильтрующих отверстий происходит по механизму закупорки пор [1,5,6]

Изменение давления по длине канала $\frac{\partial P}{\partial y}$ и изменение концентрации растворенного вещества $\frac{\partial c}{\partial y}$ позволяет предположить, что $D \frac{\partial c}{\partial y} = \text{const}$.

Идеальным случаем является тот при котором мембранообразующая добавка закупоривает неэффективные поры и не проходит сквозь мембрану $c_p = 0$, то есть отсекается на 100 %.

Соответственно, баланс масс можно будет записать в следующем виде

$$c_p J = D \frac{\partial c}{\partial y} \quad (4)$$

При этом $c_p = c_0$ т.е. концентрации мембранообразующей добавки в исходном растворе.

$$c_p J - D \frac{\partial c}{\partial y} = 0 \quad (5)$$

Проницаемость мембраны можно определить, используя уравнение Пуазейля:

$$J = \frac{\varepsilon \cdot r^2 \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \quad (6)$$

где Δl – толщина эффективного слоя мембраны;
 ε – пористость мембраны.

Если произвести дифференциальное преобразование по функции времени, что позволит определять производительность системы в момент времени:

$$\frac{dJ}{dt} = \frac{d}{dt} \left(\frac{\varepsilon \cdot r^2 \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \right) \quad (7)$$

Дальнейшие преобразования будут иметь следующий вид:

$$\frac{dJ}{dt} = \frac{\varepsilon \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \frac{d(r^2)}{dt} \quad (8)$$

$$\frac{dJ}{dt} = \frac{\varepsilon \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \cdot 2 \cdot r \cdot \frac{dr}{dt} \quad (9)$$

При поровом механизме осадкообразования происходит уменьшение радиуса поры, а, следовательно:

$$r = r_0 - \delta \cdot t \quad (10)$$

где δ – скорость осадкообразования в поре;

Подставив данное выражение в формулу (9), получаем:

$$\frac{dJ}{dt} = \frac{\varepsilon \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \cdot 2 \cdot (r_0 - \delta \cdot t) \cdot \frac{d(r_0 - \delta \cdot t)}{dt} \quad (11)$$

а, следовательно:

$$\frac{dJ}{dt} = \frac{\varepsilon \cdot \Delta P}{8 \cdot \mu \cdot \Delta l} \cdot 2 \cdot (r_0 - \delta \cdot t) \cdot (-\delta) \quad (12)$$

Дальнейшие преобразования позволяют получить следующий вид:

$$dJ = \frac{\varepsilon \cdot \Delta P}{4 \cdot \mu \cdot \Delta l} \cdot (r_0 - \delta \cdot t) \cdot (-\delta) dt \quad (13)$$

При нанесении мембранообразующей добавки принимаем следующие условия: градиент давления $\Delta P = \text{const}$ во время всего процесса; толщина эффективного порового слоя постоянна; пористость не изменяется, т.е. не происходит полная закупорка эффективных пор ввиду того, что механизм процесса выбран поровый, вязкость в примембранной зоне и подаваемой жидкости также постоянна, другие физические условия неизменны.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Мулдер М., Введение в мембранную технологию: Пер. с англ., М.: Мир, 1999. 513 с., ил.
2. Свитцов А.А., Введение в мембранные технологии. М.: ДеЛиПринт, 2007. 208 с.
3. Дытнерский Ю.И., Брыков В.П., Каграманов Г.Г., Мембранное разделение газов. М.: Химия, 1991. 344 с.
4. Дытнерский Ю.И., Баромембранные процессы. Теория и расчет. М.: Химия, 1986. 272 с.
5. Запольский А.К., Мишкова-Клименко Н.А., Астрелин И.М., Брик М.Т., Гвоздяк П.И., Князьков Т.В. Фізико-хімічні основи очищення стічних вод: Підручник / Підред. А.К. Запольського. – К., Лібра, 2000. – 552 с.
6. Кочаров Р. Г. Теоретические основы обратного осмоса. Учебное пособие – М: РХТУ им. Д. И. Менделеева, 2007, - 143

REFERENCES

1. Mulder M., Vvedeniye v membrannuiu tekhnolohiyu [Introduction to membrane technology]: Per. s anhl., М.: Мир, 1999. 513 s., yl.
2. Svyttsov A.A., Vvedeniye v membrannyye tekhnolohyy. [Introduction to membrane technology]: М.: DeLyprynt, 2007. 208 s.
3. Дытнерский Ю.И., Врыков В.П., Kahramanov H.H., Membrannoe razdeleniye hazov.[Membrane separation of gases] М.: Khymyia, 1991. 344 s.
4. Дытнерский Ю.И., Баромембранные protsessy. Teoryia y raschet. [Baromembrane processes . Teoriyai payment]М.: Khymyia, 1986. 272 s.
5. Zapolskiy A.K., Mishkova-Klymenko N.A., Astrelin I.M., Bryk M.T., Hvozdiak P.I., Kniazkovi T.V. Fyzyko-khimichni osnovy ochyshchennia stichnyk hvod: Pidruchnyk .[Junction of two physical - himichni based on purified water stichnih :]/ Pid red. A.K. Zapolskoho. – К., Libra, 2000. – 552 s.
6. Kocharov R. H. Teoreticheskiye osnovy obratnoho osmosa. Uchebnoe posobyе .[Theoretical basis of reverse osmosis] – М: RKhTUym. D. Y. Mendeleeva, 2007, - 143 s

Статья рекомендована к публикации в журнале «Д-ром техн. наук, В.И. Большаковым и д-ром техн. наук, Д.В. Лаухиным (Украина)

УДК 669.14.017:539.3:669.14.017.620.18:669.15-194:621.778

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ 25ХГНМА

ОЛЕЙНИК Я. В.¹, асп.,
ЕВСЮКОВ М. Ф.^{2*}, к.т.н., с.н.с.,
ЧМЕЛЕВА В. С.^{3*}, к.т.н., доц.,
ДЕМЕНТЬЕВА Ж. А.^{4*}, н.с.

¹Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_oliynyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Отдел термической обработки металла для машиностроения (ОТОМ), Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. академика Стародубова, 1, 49050, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Кафедра термической обработки металлов, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, 49600, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Отдел термической обработки металла для машиностроения (ОТОМ), Институт чёрной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины, пл. академика Стародубова, 1, 49050, г. Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Аннотация. *Цель.* Исследование закономерностей формирования микроструктуры в комплекснолегированной стали 25ХГНМА с содержанием 0,15 % молибдена при распаде аустенита в прокате в интервале скоростей охлаждения в различных средах после аустенитизации с построением термокинетической диаграммы. *Методика.* Исследование проводилось на прокате диаметром 18,5 мм, произведенном по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» (Российская Федерация). Кинетика превращения аустенита после отдельного нагрева в большом интервале скоростей охлаждения изучалась на дилатометрах АД-80 и МД-83 конструкции ИЧМ. Из проката в горячекатаном состоянии изготавливали дилатометрические образцы диаметром 3, 4 мм. Нагрев образцов в дилатометре осуществляли до 900 °С с последующей выдержкой в течение 5 мин. После этого образцы охлаждали по программе, в печах с различной тепловой инерцией, на воздухе, под вентилятором, и в масле. *Результаты.* Проведенный комплекс исследований показал, что низкоуглеродистая комплекснолегированная сталь 25ХГНМА, выпущенная по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» с содержанием молибдена на нижнем пределе равном 0,15 %, является сталью перлитного класса. Для термического упрочнения с целью получения бейнитной структуры прокат должен охлаждаться как после прокатки, так и после аустенитизации при скоростях выше 0,82 °С/с. *Научная новизна.* Исследована кинетика фазовых превращений в непрерывнолитой низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА, широко используемой в отечественной промышленной практике на машиностроительных предприятиях Украины. *Практическая значимость.* Данное исследование может быть востребованным для машиностроительных предприятий Украины, в частности при производстве круглозвенных сварных цепей для горно-шахтного оборудования.

Ключевые слова: термическая обработка; легированные стали; фазовые превращения

ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ МІКРОСТРУКТУРИ В КОМПЛЕКСНОЛЕГОВАНИЙ СТАЛІ 25ХГНМА

ОЛІЙНИК Я. В.¹, асп.,
ЄВСЮКОВ М. Ф.^{2*}, к.т.н., с.н.с.,
ЧМЕЛЬОВА В. С.^{3*}, к.т.н., доц.,
ДЕМЕНТЬЄВА Ж. А.^{4*}, н.с.

¹Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_oliynyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Відділ термічної обробки металу для машинобудування (ВТОМ), Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. академіка Стародубова, 1, 49050, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Кафедра термічної обробки металів, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, 49600, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Відділ термічної обробки металу для машинобудування (ВТОМ), Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, пл. академіка Стародубова, 1, 49050, м. Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Анотація. Мета. Дослідження закономірностей формування мікроструктури в комплекснолегованій сталі 25ХГНМА з вмістом 0,15 % молібдену при розпаді аустеніту в прокаті в інтервалі швидкостей охолодження в різних середовищах після аустенізації з побудовою термодинамічної діаграми. **Методика.** Дослідження проводилося на прокаті діаметром 18,5 мм, виробленому по ТЗ 00187895 на ВАТ «ОЕМК» (Російська Федерація). Кінетика перетворення аустеніту після окремого нагріву у великому інтервалі швидкостей охолодження вивчалася на дилатометрах АД-80 та МД-83 конструкції ІЧМ. З прокату в гарячекатаному стані виготовлялися дилатометричні зразки діаметром 3, 4 мм. Нагрівання зразків у дилатометрі здійснювали до 900 °С з подальшою витримкою протягом 5 хв. Після цього зразки охолоджували за програмою, в печах з різною тепловою інерцією, на повітрі, під вентилятором, і в маслі. **Результати.** Проведений комплекс досліджень показав, що низьковуглецева комплекснолегована сталь 25ХГНМА, вироблена по ТЗ 00187895 на ВАТ «ОЕМК» з вмістом молібдену на нижній межі рівному 0,15 %, є сталлю перлітного класу. Для термічного зміцнення з метою отримання бейнітної структури прокат повинен охолоджуватися як після прокатки, так і після аустенізації при швидкостях вище 0,82 °С/с. **Наукова новизна.** Досліджено кінетику фазових перетворень в безперервнолітій низьковуглецевої комплекснолегованої сталі 25ХГНМА, яка широко використовується у вітчизняній промисловій практиці на машинобудівних підприємствах України. **Практична значимість.** Дане дослідження може бути затребуваним для машинобудівних підприємств України, зокрема при виробництві круглоланкових зварних ланцюгів для гірничо-шахтного устаткування.

Ключові слова: термічна обробка; леговані сталі; фазові перетворення

MICROSTRUCTURE FORMATION REGULARITY IN COMPLEX-ALLOYED STEEL 25HGNMA

OLIINYK I. V.¹, *graduate student,*

EVSYUKOV M. F.^{2*}, *Candidate of Engineering Sciences, Senior Research Officer,*

CHMELEVA V. S.^{3*}, *Candidate of Engineering Sciences, Associate Professor,*

DEMENT'EVA ZH. A.^{4*}, *Research Officer.*

¹Department of metal heat treatment, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin ave., 4, Dnipropetrovsk, 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: yaroslav_olivnyk@ukrpost.net, ORCID ID: 0000-0003-2594-0616

^{2*}Department of metal heat treatment for mechanical engineering, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, sq. academician Starodubov, 1, Dnipropetrovsk, 49050, Ukraine, tel. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

^{3*}Department of metal heat treatment, National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin ave., 4, Dnipropetrovsk, 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 46-24-53, e-mail: kaf.tom@metal.nmetau.edu.ua

^{4*}Department of metal heat treatment for mechanical engineering, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, sq. academician Starodubov, 1, Dnipropetrovsk, 49050, Ukraine, tel. +38 (056) 776-53-15, e-mail: office@isi.gov.ua

Abstract. Purpose. Investigation of the microstructure formation in complex-alloyed steel 25HGNMA, containing 0.15 % molybdenum, during decomposition of austenite in the wire rod in the range of cooling rates in different environments after austenitizing with thermokinetic diagrams construction. **Methodology.** The research was conducted on the wire rod diameter of 18,5 mm, manufactured with TC 00187895 by JSC "Oskol Electric Steel Works" (Russian Federation). Kinetics of austenite transformation after heating in a separate large range of cooling rates was studied with a dilatometer AD-80 and MD-83, designed by ISI. Were produced hot-rod samples with a diameters from 3 to 4 mm. Heating the samples in the dilatometer was performed to 900 °C, with the following staying during 5 min. Then samples were cooled under the program in furnaces with different thermal inertia, with air, under the fan, and with oil. **Findings.** Research efforts revealed that low-carbon alloy steel complex 25HGNMA, produced with TC 00187895 by JSC "Oskol Electric Steel Works" with a content of molybdenum equal to the lower limit of 0,15 %, is a pearlitic steel. For thermal hardening to obtain a wire rod bainite structure should be cooled after the rolling or after austenitizing at speeds higher than 0,82 °C/sec. **Originality.** Studied the kinetics of phase transformations in the complex of continuous low-carbon alloy steel 25HGM, widely used in domestic industrial practice in the machine-building enterprises of Ukraine. **Practical value.** This research may be claimed for the machine-building enterprises of Ukraine, in particular in the manufacture of welded round link chains for mining equipment.

Keywords: heat treatment; alloyed steel; phase transformations

Введение

В мировой производственной практике для изготовления высокопрочных сварных цепей используют стали, содержащие Mn, Cr, Ni, Mo в различных сочетаниях. Изучение влияния легирующих элементов на структуру и свойства цепей изучено в работах [5], [6], [7]. Наиболее широкое распространение для изготовления ответственных деталей в машиностроении получили стали легированные одновременно хромом и молибденом

[1]. Хромомолибденовые стали имеют высокие гарантированные механические свойства прочности, пластичности и вязкости и достаточно высокую прокаливаемость [8]. Особенности влияния молибдена, как и других карбидообразующих элементов, проявляются в его различном влиянии на закономерности формирования структуры при распаде аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита с одной стороны и при распаде на бейнит и мартенсит по сдвиговому механизму. Подробнее морфология образования

бейнита в сталях описана в работе [13]. Эффект влияния при этом зависит от содержания углерода и частично от таких легирующих элементов как никель и марганец. На практике используются, в основном, две группы конструкционных сталей, легированных молибденом. В первой группе сталей для повышения конструкционной прочности используются низкоуглеродистые хромоникелевые стали с содержанием молибдена от 0,2 % и до 0,3 %. К этой группе сталей относятся такие стали как 20ХМ, 30ХМ, 23ХГНМ и другие. При этом максимальный эффект влияния молибдена проявляется в конструкционных сталях хромоникелевомолибденовой композиции. В этой группе сталей распад аустенита на бейнит реализуется только в интервале скоростей охлаждения по смешанной кинетике. Во второй группе сталей с целью обеспечения большей прокаливаемости используются хромоникелевомолибденовые стали с содержанием молибдена до 0,5 %. Отличительной особенностью данной группы сталей является получение однородной структуры и свойств в изделиях крупных сечений за счет значительного повышения устойчивости аустенита при температурах выше 550-600 °С. Однако на кинетику бейнитного превращения повышенное содержание молибдена практически не оказывает [12]. В этом случае в стали при охлаждении в большом интервале скоростей охлаждения формируется однородная бейнитная структура с высоким комплексом прочностных и пластических свойств.

Однако, сведения по влиянию молибдена в количестве 0,15-0,20 % в конструкционной комплекснолегированной стали 25ХГНМА на кинетику распада аустенита в различных средах в литературе отсутствуют. При этом наибольший интерес представляют температурно-временные параметры промежуточного превращения – превращения по II ступени.

Цель

Исследование закономерностей формирования микроструктуры в комплекснолегированной стали 25ХГНМА с содержанием 0,15 % молибдена при распаде аустенита в прокате в интервале скоростей охлаждения в различных средах после аустенитизации с построением термокинетической диаграммы. Данная марка стали используется при производстве высокопрочных сварных цепей для горно-шахтного оборудования. В работе [9] были проведены исследования по изучению микроструктуры и механических свойств стали 23MnNiMoCr5-4, которая имеет наиболее близкий к исследуемой стали химический состав. Схожие исследования, также, были представлены в работах [10], [11].

Материал

Исследование проводилось на прокате диаметром 18,5 мм стали 25ХГНМА, выпущенной по ТС

00187895 на ОАО «ОЭМК», следующего химического состава: 0,24 % С, 0,12 % Si, 0,94 % Mn, 0,015 % P, 0,008 % S, 0,65 % Cr, 0,54 % Ni, 0,152 % Mo, 0,005 % Ti, 0,032 % Al, 0,049 % Cu. При этом марочное содержание молибдена по ТС 00187895 колеблется в пределах от 0,15 % и до 0,28 %. Содержание молибдена в исследуемой стали находится на нижнем пределе и равно 0,152 %.

Методика и результаты

Исследования исходного металла в поперечном сечении проката показали, что микроструктура горячекатаного металла состоит, в основном, из феррита и перлита и небольшого количества бейнита. Феррит и перлит имеют зернистую форму с изрезанными краями. При этом хорошо видна граница между ферритными зёрнами. На отдельных участках продукты распада имеют строение похожее на дендриты. Бейнит присутствует, в основном, в виде участков различной формы и размеров. Кроме этого в отдельных местах наблюдается участки зернистого бейнита. Бейнитные участки протравливаются очень слабо и видны как светлые участки, в основном, в ликвационных участках, обогащенных легирующими элементами. На шлифах в продольном направлении ферритные и перлитные зёрна вытянуты и имеют слоистое строение, обусловленное химической неоднородностью.

Анализ термокинетической диаграммы (рис. 1) и микроструктурные исследования образцов показали следующие результаты. При охлаждении стали после нагрева при 900 °С со скоростью охлаждения 56 °С/с и выше переохлажденный аустенит начинает распадаться при температуре 385 °С по сдвиговому механизму с образованием мартенсита. При дальнейшем охлаждении до 260 °С распад аустенита заканчивается. Высокая температура конца распада аустенита обусловлена низким содержанием углерода в стали. Микроструктура образцов в поперечном сечении имеет слабо выраженное пакетное строение, характерное для низкоуглеродистых сталей.

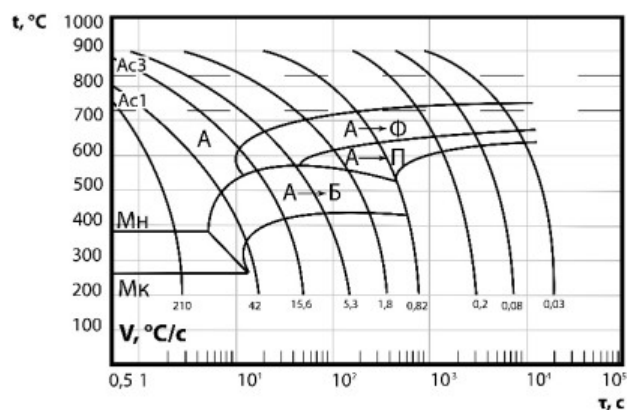


Рис. 1. Термокинетическая диаграмма стали 25ХГНМА / Thermokinetic chart of steel 25HGNMA

Бейнитная структура образуется в стали в интервале скоростей охлаждения от 24 °С/с до 56 °С/с.

Низкая устойчивость переохлажденного аустенита комплекснолегированной стали по данным А. П. Гуляева [2] обусловлена тем, что бейнитное превращение не сопровождается перераспределением легирующих элементов. Происходит перераспределение углерода, поэтому влияние легирующих элементов на скорость бейнитного превращения невелико. Малый интервал скоростей охлаждения при переходе распада аустенита с образованием мартенсита на образование бейнита обусловлен влиянием молибдена. Аналогичные результаты были получены другими исследователями. Так в работе [3] на стали 35ХГСМ граница раздела между образованием мартенсита и бейнита находится в узком интервале скоростей охлаждения. Аналогичные результаты были получены на стали 30Х2МТ в работе [3].

В интервале скоростей охлаждения от 0,82 °C/c и до 24 °C/c в стали формируется смешанная структура. При этом, в интервале скоростей охлаждения от 5,3 °C/c и до 24 °C/c образуется в стали микроструктура, состоящая, в основном, из бейнита и, частично, из феррита и перлита.

Максимальное содержание бейнита в стали, равное 50-60 %, образуется при охлаждении со скоростью 5,3 °C/c (рис. 2). Преимущественный распад аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита происходит при скоростях охлаждения ниже 1,8 °C/c. С уменьшением скорости охлаждения до 0,82 °C/c содержание бейнита понижается до 5-10 %. При этом температура начала распада остаточного аустенита на бейнит понижается до 520 °C. Аналогичные результаты были получены и на сталях 30ХМ и 20ХМ и на стали 23ХГНМ с содержанием молибдена 0,21-0,24 % Мо [3].

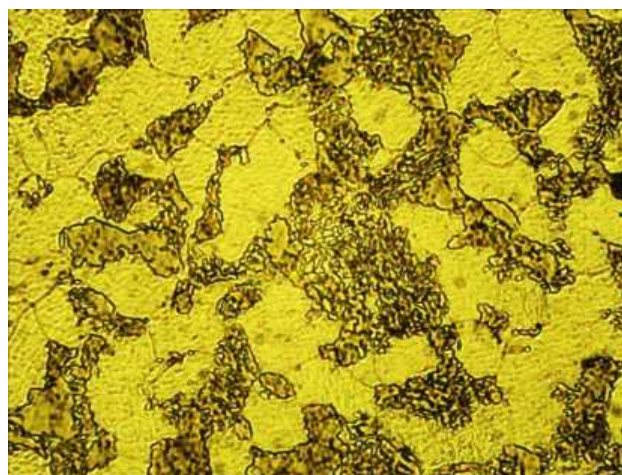


(x1000)

Рис. 2. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 5,3 °C/c / Microstructure of the steel 25HGMA after heating 900 °C and cooling with rate 5,3 °C/sec

При скорости охлаждения 0,82 °C/c наблюдается распад аустенита по смешанной кинетике (рис. 3). Переохлажденный аустенит начинает распадаться с

образованием феррита при температуре 720 °C. В процессе дальнейшего охлаждения до 630 °C образуется около 60 % феррита. В процессе дальнейшего охлаждения оставшийся аустенит распадается с образованием перлита. За счет низкой скорости превращения температура конца распада на перлит понижается до 520 °C. Температура конца распада переохлажденного аустенита с понижением скорости охлаждения от 1,8 °C/c до 0,82 °C/c понижается с 560 °C до 520 °C. Понижение температуры конца распада аустенита на перлит до температуры 520-530 °C было получено и в ранее выполненных работах на сталях таких как 30ХМ, 35ХГСМ, 20ХМ и стали 23ХГНМ [3].



(x1000)

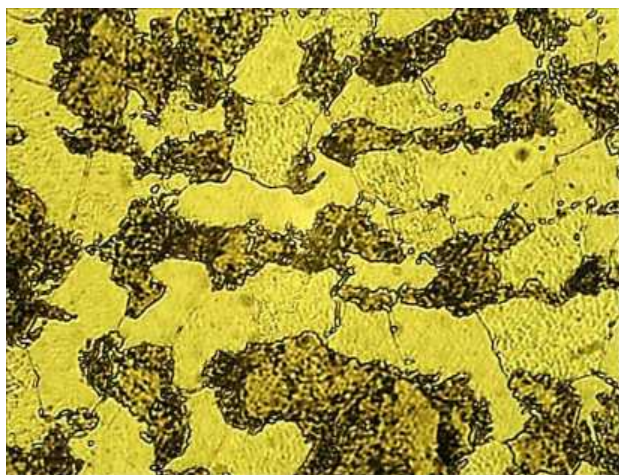
Рис. 3. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 0,82 °C/c / Microstructure of the steel 25HGMA after heating 900 °C and cooling with rate 0,82 °C/sec

Ниже температуры 520 °C остаточный аустенит распадается на бейнит. При этом температура конца распада в этом интервале скоростей охлаждения не изменяется и равна 430 °C. Таким образом, скорость охлаждения 0,82 °C/c является нижней критической скоростью охлаждения, разделяющей распад аустенита по смешанной кинетике и полный распад аустенита по диффузионной кинетике. Микроструктура стали после полного охлаждения состоит из зерен феррита с хорошо видимыми границами. Перлитная структура неоднородная по дисперсности за счет большого температурного интервала распада равного 630-520 °C. В этом случае по данным работы [4] межпластиночное расстояние в перлите уменьшается в 2-3 раза. Бейнитная структура присутствует в виде отдельных участков со слабо выраженным пакетным строением.

С понижением скорости охлаждения до 0,2 °C/c температурный интервал распада аустенита на феррит несколько повышается и равен 735-650 °C. При охлаждении ниже 650 °C оставшийся аустенит распадается по диффузионной кинетике с образованием эвтектоида в виде отдельных зерен перлита. При этом, температура конца распада аустенита с понижением скорости охлаждения от 0,82

°C/c и до 0,2 °C/c резко повышается до 610 °C. Микроструктура образца состоит, в основном, из вытянутых зерен феррита и перлита различной величины и направления и изрезанными границами. Соотношение феррита и перлита в поперечном сечении образца равно как 30-35 % феррита и 65-70 % перлита.

При понижении скорости охлаждения до 0,08 °C/c температурный интервал распада аустенита слабо повышается (рис. 4). В этом случае распад аустенита на феррит повышается до 740 °C, а температура начала распада на перлит повышается до 665 °C.



(x1000)

Рис. 4. Микроструктура стали 25ХГНМА после нагрева 900 °C и охлаждения со скоростью 0,08 °C/c / Microstructure of the steel 25HGNMA after heating 900 °C and cooling with rate 0,08 °C/sec

Оканчивается распад аустенита на перлит при температуре 630 °C. Общее содержание перлита составляет около 30-35 %. Микроструктурные исследования показали, что при охлаждении со скоростью 0,08 °C/c сохраняется большая разнотернистость феррита и перлита, однако средний балл зерна феррита и перлита увеличивается.

При минимально исследованной скорости охлаждения, равной 0,03 °C/c (120 °C/час) в интервале температур 745-680 °C также наблюдается большая разнотернистость феррита с изрезанными границами. В отдельных участках наблюдается выделение структурно свободного цементита в виде зерен различной величины. При дальнейшем охлаждении аустенит в интервале температур 689-640 °C распадается с образованием перлитных участков различной величины и направления. Вытянутость зерен феррита и перлита напоминает дендритное строение, обусловленное химической неоднородностью по легирующим элементам. Пластинчатый перлит характерный для углеродистых сталей при таких скоростях охлаждения не наблюдается. Микроструктурные исследования показали, что соотношение феррита и перлита по сравнению с предыдущей скоростью практически не изменилось.

При охлаждении проката как после горячей пластической деформации, так и после отдельного нагрева распад переохлажденного аустенита с образованием структурно свободного феррита позволяет определить температурно-временные условия образования отдельных структурных составляющих после различных скоростей охлаждения. Максимальная скорость охлаждения, когда образуются первые участки феррита в количестве до 5-10 % является скоростью 24 °C/c. С уменьшением скорости охлаждения до 1,8 °C/c степень распада на феррит увеличивается до 65-70 %. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения стали и до 0,03 °C/c степень распада аустенита происходит в температурном интервале 745-565 °C практически не меняется и равна 65-70 %.

При дальнейшем охлаждении в интервале температур от 680 °C и до 520 °C переохлажденный аустенит распадается с образованием эвтектоида в виде перлита различной дисперсности. Максимальная скорость охлаждения при которой образуются первые участки перлита равна 18 °C/c. С понижением скорости охлаждения до 0,8 °C/c степень распада переохлажденного аустенита на перлит увеличивается до 30-35 %. При дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 0,03 °C/c степень распада на перлит практически не меняется и равна 30-35 %.

При температурах ниже 560 °C механизм распада переохлажденного аустенита меняется на сдвиговый с образованием промежуточной структуры – бейнита. При этом температурно-временные условия начала выделения бейнита зависят от скорости охлаждения. Первые участки бейнитной структуры образуются при охлаждении со скоростью 56 °C/c в температурном интервале 400-380 °C. С уменьшением скорости охлаждения до 15,6 °C/c температурный интервал распада аустенита на бейнит резко повышается. Первые участки бейнита появляются уже при температуре 550 °C. При температуре 420 °C оканчивается распад аустенита. В интервале скоростей охлаждения от 15,6 и до 1,8 °C/c температурный интервал распада аустенита на бейнит практически не изменяется. Однако, при дальнейшем уменьшении скорости охлаждения до 0,82 °C/c температура начала выделения бейнита понижается до 520 °C. Температура конца распада аустенита на бейнит практически не изменилась и равна 430 °C.

При скоростях охлаждения выше 56 °C/c переохлажденный аустенит распадается по сдвиговому механизму с образованием мартенсита при температурах ниже 380 °C в пределах аустенитных зерен. Конец распада аустенита в интервале скоростей охлаждения от 56 °C/c и до 210 °C/c одинаков и равен 260 °C.

Результаты

Проведенный комплекс исследований показал, что низкоуглеродистая комплекснолегирующая сталь 25ХГНМА, выпущенная по ТС 00187895 на ОАО «ОЭМК» с содержанием молибдена на нижнем

пределе равном 0,15 %, является сталью перлитного класса. Для термического упрочнения с целью получения бейнитной структуры прокат должен охлаждаться как после прокатки, так и после аустенитизации при скоростях выше 0,82 °C/c.

Научная новизна и практическая ценность

Исследована кинетика фазовых превращений в непрерывнолитой низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА, широко используемой в отечественной промышленной практике на машиностроительных предприятиях Украины.

Выводы

1. Критические точки исследованной стали 25ХГНМА с 0,24 % С и 0,15 % Мо, определенные на образцах диаметром 4 мм при нагреве со скоростью 400 °C/час как среднее значение двух измерений, равны: Ас1 – 730 °C и Ас3 – 820-825 °C.
2. Комплекснолегированная сталь 25ХГНМА в виде прутка диаметром 18,5 мм исследовалась после отдельного нагрева 900 °C – 5 мин в интервале скоростей охлаждения от 210 °C/c и до 0,03 °C/c.
3. При охлаждении стали после отдельного нагрева 900 °C – 5 мин со скоростью охлаждения 56 °C/c и выше образуется структура по сдвиговому механизму с образованием мартенсита.
4. Бейнитная структура образуется в стали в интервале скоростей охлаждения от 56 °C/c до 24 °C/c.
5. В интервале скоростей охлаждения от 24 °C/c и до 0,82 °C/c в стали формируется смешанная структура. При этом, в интервале скоростей охлаждения от 24 °C/c и до 5,3 °C/c в стали образуется микроструктура, состоящая, в основном, из бейнита и, частично, из феррита и перлита. Максимальное содержание бейнита в стали, равное 50-60 %, образуется при охлаждении со скоростью 5,3 °C/c. Преимущественный распад аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита происходит при скоростях охлаждения ниже 1,8 °C/c. С уменьшением скорости охлаждения до 0,82 °C/c содержание бейнита понижается до 5-10 %.

6. Скорость 0,82 °C/c является верхней критической скоростью охлаждения, разделяющей интервалы скоростей охлаждения по смешанной кинетике и диффузионному механизму.

7. При всех скоростях охлаждения ниже 0,82 °C/c переохлажденный аустенит распадается только по диффузионному механизму с образованием феррита и перлита. Содержание феррита колеблется от 65 до 70 %, а перлита, соответственно, от 30 до 35 %. Продукты распада имеют форму выделений в связи с наличием ликвации легирующих элементов, похожую на дендритное строение стали после кристаллизации. Влияние тепла фазового превращения на температуру конца распада аустенита на перлит не выявлено.

8. Повышенная разнотерность в исходном прокате, по сравнению с прокатом охлажденным после отдельного нагрева, обусловлена различным механизмом формирования аустенитного зерна. В прокате аустенитное зерно формируется из деформированного крупного зерна при нагреве под прокатку путем динамической и статической рекристаллизации. Скорость протекания этих процессов зависит, в основном, от химической неоднородности аустенита, что и приводит к большой разнотерности аустенита и продуктов распада при охлаждении. В процессе отдельного нагрева аустенитное зерно формируется за счет полиморфного превращения исходной феррито-перлитной структуры и последующего роста в процессе выдержки при температуре нагрева.

9. Полученные результаты дают основание считать, что в низкоуглеродистой комплекснолегированной стали 25ХГНМА с 0,24 % С, легированной 0,15 % Мо, устойчивость аустенита при распаде на феррит и перлит не изменилась.

10. При повышении содержания молибдена в стали до верхнего марочного содержания, равного 0,28 % Мо, область распада аустенита по диффузионной кинетике с образованием феррита и перлита сместится в сторону малых скоростей охлаждения. В результате этого появится большой интервал скоростей охлаждения распада аустенита на бейнит.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Гудремон, Э. А. Специальные стали, Том 2 / Э. А. Гудремон. – Москва: Металлургия, 1966.
2. Гуляев, А. П. Металловедение, 5-е издание / А. П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1977. – 650 с.
3. Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – Москва: Металлургия, 1991.
4. Блантер, М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М. Е. Блантер. – Москва: Металлургиздат, 1962.
5. Поисковые работы по созданию круглозвенных сварных цепей класса «100». Отчет о НИР по теме № 67.07.26/053 / ВНИИПТУГЛЕМАШ. М., 1968.
6. Разработка оптимальных температурных режимов прокатки и охлаждения проката из легированных марок стали на стане 250/150 и последующей калибровки его без предварительного отжига с целью расширения сортамента и объемов производства на комбинате «Криворожсталь». Отчет о НИР. ИЧМ им. З. И. Некрасова НАН Украины. Днепропетровск, 2002.

7. Олейник, Я. В. Кинетика формирования бейнитной структуры в низкоуглеродистой комплекснолегированной стали при охлаждении, Стародубовские чтения 2015, Сборник научных трудов, 80 выпуск / Я. В. Олейник, М. Ф. Евсюков, В. С. Чмелева, Ж. А. Деметьева – Днепропетровск: ПГАСАб 2015. – 228 с.
8. Журавлев, В. Н. Машиностроительные стали. Справочник для конструкторов / В. Н. Журавлев, О. И. Николаева. - Москва-Свердловск: Mashgiz, 1962. – 82 с.
9. FengXiuMin. Study on Microstructure and Mechanical Properties of the 23MnNiCrMo54 Link-Chain Steel. PhD dissertation. Hebei University of Technology, 2004, Beichen. <http://www.dissertationtopic.net/doc/1230727>
10. FENG Xiu-min, WANG Bao-qi, GU Nan-ju, MA Xiao-li. Effect of Moderate Temperature Deformation on Microstructure of Link Chain Steel 23MnNiCrMo54. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, Year 2005, Issue 3, Page 42-46. http://caod.oriprobe.com/articles/8919493/Effect_of_Moderate_Temperature_Deformation_on_Microstructure_of_Link_C.htm
11. Henryk Kania, Piotr Liberski. The Structure and Growth Kinetics of Zinc Coatings on Link Chains Produced of the 23MnNiCrMo5-2 Steel. Solid State Phenomena (Volume 212), Technologies and Properties of Modern Utility Materials XXI, December 2013, Page 145-150. <http://www.scientific.net/SSP.212.145>
12. Металлография железа. Том 2: структура сталей (с атласом микрофотографий) / под ред. Ф. Н. Тавадзе. - М: Metallurgia, 1972.
13. Bhadeshia J. W. Bainite in Steel HKDH. Christian Metall. Trans Actions. – V.21A, 1990.

REFERENCES

1. Gudremon E. A. Spetsialniye stali, Tom 2 [Special Steels, Volume 2]. Moscow: Metallurgy, Publ., 1966.
2. Gulyaev A. P. Metallovedenie, 5-e izdanie [Metallography, 5th Edition]. Moscow: Metallurgy, Publ., 1977. 650 p.
3. Popova L. E., Popov A. A. Diagrammy prevrashcheniya austenita v stalyakh i beta-rastvora v splavakh titana: spravochnik termista [Diagrams of austenite transformation in steels and beta titanium alloys in solution: a handbook of thermistor]. Moscow, Metallurgy Publ., 1991.
4. Blanter M. R. Fazovyye prevrascheniya pri termicheskoy obrabotke stali [Phase transformations during heat treatment of steel]. Moscow: Metallurgizdat, Publ., 1962.
5. Poiskovye raboty po sozdaniyu kruglozvennykh svarnykh tsepey klassa «100». Otchet o NIR po teme № 67.07.26/053 [Exploration works on the creation of round welded chains class "100". Research report № 67.07.26/053]. Moscow: VNIPTUGLEMASH Publ., 1968.
6. Razrabotka optimal'nykh temperaturnykh rezhimov prokatki i okhlazhdeniya prokata iz legirovannykh marok stali na stane 250/150 i posleduyushchey kalibrovki ego bez predvaritel'nogo otzhiga s tsel'yu rasshireniya sortamenta i ob'emov proizvodstva na kombinatе «Krivorozhstal'». Otchet o NIR. [Development of optimal temperature conditions of rolling and cooling rolled alloyed steel on rolling 250/150 and its subsequent calibration without annealing in order to expand the assortment and production at the plant "Krivorozhstal'"]. Dnepropetrovsk, Institute of Steel and Iron NAS Ukraine, 2002.
7. Oliinyk I. V. The kinetics of bainite structure formation in low-carbon complex-alloyed steel during a cooling process, Starodubskiye chteniya 2015, Collection of scientific works. Dnipropetrovsk: PGASA, 2015. 228 p.
8. Zhuravlev V. N., Nikolaeva O. I. Mashinostroitel'nye stali. Spravochnik dlya konstruktorov [Machine steel. A Handbook for Designers]. Moscow-Sverdlovsk, Mashgiz Publ., 1962. 82 p.
9. FengXiuMin. Study on Microstructure and Mechanical Properties of the 23MnNiCrMo54 Link-Chain Steel. PhD dissertation. Hebei University of Technology, 2004, Beichen. <http://www.dissertationtopic.net/doc/1230727>
10. FENG Xiu-min, WANG Bao-qi, GU Nan-ju, MA Xiao-li. Effect of Moderate Temperature Deformation on Microstructure of Link Chain Steel 23MnNiCrMo54. JOURNAL OF IRON AND STEEL RESEARCH, Year 2005, Issue 3, Page 42-46. http://caod.oriprobe.com/articles/8919493/Effect_of_Moderate_Temperature_Deformation_on_Microstructure_of_Link_C.htm
11. Henryk Kania, Piotr Liberski. The Structure and Growth Kinetics of Zinc Coatings on Link Chains Produced of the 23MnNiCrMo5-2 Steel. Solid State Phenomena (Volume 212), Technologies and Properties of Modern Utility Materials XXI, December 2013, Page 145-150. <http://www.scientific.net/SSP.212.145>
12. Metallografiya zheleza. Tom 2: struktura staley (s atlasom mikrofotoGRAFIY) [Metallography of iron. Volume 2: steel structure (with atlas of micrographs)]. Edited by Tavadze F. N. Moscow: Metallurgy Publ., 1972.
13. Bhadeshia J. W. Bainite in Steel HKDH. Christian Metall. Trans Actions. – V.21A, 1990.

Статья рекомендована к публикации в д-ром.техн.наук, проф. С. И. Губенко (Украина); д-ром.техн.наук, проф. Г. В. Левченко (Украина)

УДК 669.1.017.3

К ВОПРОСУ О ДИСЛОКАЦИОННО-ДИФФУЗИОННОМ ГЕНЕЗИСЕ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОМ БУНТОВОМ ПРОКАТЕ

ПАРУСОВ Э. В.¹, *к.т.н., с.н.с.*,
ГУБЕНКО С. И.², *д.т.н., проф.*,
СЫЧКОВ А. Б.³, *д.т.н., доц.*,
ЧУЙКО И. Н.^{4*}, *к.т.н.*,
САГУРА Л. В.⁵, *к.т.н.*

¹ Отдел термической обработки металла для машиностроения, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, г. Днепропетровск, Украина, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

² Кафедра материаловедения, Национальная металлургическая академия Украины, пр. Гагарина, 4, г. Днепропетровск, Украина, 49600, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Кафедра литейного производства и материаловедения, Магнитогорский государственный технический университет им. Г. И. Носова, пр. Ленина, 38, г. Магнитогорск, Россия, 455000, тел. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absyckov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*} Отдел термической обработки металла для машиностроения, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, г. Днепропетровск, Украина, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: ichuyko@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ Отдел термической обработки металла для машиностроения, Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, г. Днепропетровск, Украина, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Цель. Представляет интерес провести исследования особенности перлитного превращения в бунтовом прокате из сталей 85 и 85P с целью установления влияния дислокационных перестроек в аустените на формирование структуры перлита пластинчатой морфологии. Необходимо проанализировать особенности этих дислокационных перестроек. Необходимо также выявить возможности реализации управляемого перлитного превращения, что позволит регулировать уровень прочностных и пластических характеристик металлопродукции с прокатного нагрева. Цель работы – установить особенности влияния дислокационной структуры горячедеформированного аустенита на протекание перлитного превращения в сталях 85 и 85P, определяющих дислокационно-диффузионный генезис пластинчатого перлита. *Методика.* Материалом для исследований служили промышленные партии горячедеформированного бунтового проката из сталей 85 и 85P. Методы исследований – металлографический (оптическая, растровая микроскопия) и рентгеноструктурный анализ. *Результаты.* Установлено, что дислокационные перестройки полигонизационного характера, происходящие в субструктуре горячедеформированного аустенита в результате термопластической деформации перед перлитным превращением, а также взаимодействие дислокаций с атомами внедрения оказывают влияние на его механизм и раскрывают возможности управления процессами структурообразования бунтового проката больших диаметров из сталей марок 85 и 85P. *Научная новизна.* Установлены особенности перлитного превращения в сталях 85 и 85P, определяющие дислокационно-диффузионный генезис пластинчатой морфологии перлита. *Практическая значимость.* Использование полученных результатов позволит разработать принципиально новые режимы высокотемпературной термомеханической обработки высокоуглеродистого бунтового проката широкого марочного сортамента и осуществить его энерго- и ресурсосберегающую переработку на метизном переделе.

Ключевые слова: перлитное превращение; дислокационно-диффузионная модель; цементит; феррит

ДО ПИТАННЯ ПРО ДИСЛОКАЦІЙНО-ДИФУЗІЙНИЙ ГЕНЕЗИС ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТУ В ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОМУ БУНТОВОМУ ПРОКАТІ

ПАРУСОВ Е. В.¹, *к.т.н., с.н.с.*,
ГУБЕНКО С. І.², *д.т.н., проф.*,
СИЧКОВ О. Б.³, *д.т.н., доц.*,
ЧУЙКО І. М.^{4*}, *к.т.н.*,
САГУРА Л. В.⁵, *к.т.н.*

¹ Відділ термічної обробки металу для машинобудування, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, м. Дніпропетровськ, Україна, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

² Кафедра матеріалознавства, Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, м. Дніпропетровськ, Україна, 49600, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Кафедра ливарного виробництва і матеріалознавства, Магнітогорський державний технічний університет ім. Г. І. Носова, пр. Леніна, 38, м. Магнітогорськ, Росія, 455000, тел. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absychkov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*} Відділ термічної обробки металу для машинобудування, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, м. Дніпропетровськ, Україна, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: ichuyko@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ Відділ термічної обробки металу для машинобудування, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, м. Дніпропетровськ, Україна, 49050, тел. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Мета. Цікавим є провести дослідження особливості перлітного перетворення в бунтову прокаті зі сталей 85 і 85P з метою встановлення впливу дислокаційних перебудов в аустеніті на формування структури перліту пластинчастої морфології. Необхідно проаналізувати особливості цих дислокаційних перебудов. Необхідно також виявити можливості реалізації керованого перлітного перетворення, що дозволить регулювати рівень міцності і пластичних характеристик металопродукції з прокатного нагріву. Мета роботи – встановити особливості впливу дислокаційної структури гарячедеформованого аустеніту на перебіг перлітного перетворення в сталях 85 і 85P, які визначають дислокаційно-дифузійний генезис пластинчастого перліту. *Методика.* Матеріалом для досліджень служили промислові партії гарячедеформованого бунтову прокату зі сталей 85 і 85P. Методи досліджень – металографічний (оптична, растрова мікроскопія) і рентгеноструктурний аналіз. *Результати.* Встановлено, що дислокаційні перебудови полігонізаційного характеру, які відбуваються в субструктурі гарячедеформованого аустеніту в результаті термопластичної деформації перед перлітним перетворенням, а також взаємодія дислокацій з атомами впровадження впливають на його механізм і розкривають можливості управління процесами структуроутворення бунтову прокату великих діаметрів зі сталі марок 85 і 85P. *Наукова новизна.* Встановлено особливості перлітного перетворення в сталях 85 і 85P, які визначають дислокаційно-дифузійний генезис пластинчастої морфології перліту. *Практична значимість.* Використання отриманих результатів дозволить розробити принципово нові режими високотемпературної термомеханічної обробки високовуглецевого бунтового прокату широкого марочного асортименту і здійснити його енерго- і ресурсозберігаючу переробку на метизному переобі.

Ключові слова: перлітне перетворення; дислокаційно-дифузійна модель; цементит; ферит

ON THE MATTER OF DISLOCATION-DIFFUSION GENESIS OF LAMELLAR PEARLITE IN HIGH-CARBON COIL-ROD MILL PRODUCTS

PARUSOV E. V.¹, *Cand. of Tech Sci., Senior Researcher*,
GUBENKO S. I.², *Doct. of Tech Sci., Professor*,
SYCHKOV A. B.³, *Doct. of Tech Sci., Assistant Professor*,
CHUIKO I. N.^{4*}, *Cand. of Tech Sci.*,
SAHURA L. V.⁵, *Cand. of Tech Sci.*

¹ Department metal heat treatment for mechanical engineering, Nekrasov Institute of Ferrous Metallurgy of National academy of sciences of Ukraine, Academic area Starodubova, 1, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49050, tel. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4290-6498

² Department of material science, National metallurgical academy of Ukraine, Gagarina avenue, 4, Dnipropetrovsk, Ukraine, 49600, tel. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³ Department of foundry and materials, Nosov Magnitogorsk State Technical University, Lenin Avenue, 38, Magnitogorsk, Russia, tel. +7 (919) 348-66-84, e-mail: absychkov@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-0886-1601

^{4*} Department metal heat treatment for mechanical engineering, Nekrasov Institute of Ferrous Metallurgy of National academy of sciences of Ukraine, Academic area Starodubova, 1, Dnipropetrovsk, Ukraine 49050, tel. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: ichuyko@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

⁵ Department metal heat treatment for mechanical engineering, Nekrasov Institute of Ferrous Metallurgy of National academy of sciences of Ukraine, Academic area Starodubova, 1, Dnipropetrovsk, Ukraine 49050, tel. +38 (0562) 33-71-63, e-mail: slv_metal@mail.ru, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Purpose. It is of scientific interest to carry out the research of particulars of pearlite transformation process in coil-rod mill products manufactured from steels of 85 and 85P grades in order to determine the influence of dislocation transformations in austenite to the forming of pearlite structure with lamellar morphology. The particular features of the dislocation transformations need to be analyzed. Moreover, it is necessary to reveal the capabilities to implement the controlled pearlite transformation in order to regulate the volumes of strength and plasticity of rolled metal goods from the rolling heat. The purpose of the study is to determine the particular influence of dislocation structure of hot-deformed austenite to the process of pearlite transforming in the steel of 85 and

85P grades establishing the dislocation-diffusion genesis of lamellar pearlite. *Methodology.* Industrial batches of hot-formed coil-rod mill products made of steel of 85 and 85P grades were the test material for the study. Research methods: metallography (optical, stereo-scanning microscopy) and X-ray crystal analysis. *Obtained Results.* It was determined that polygonizational dislocation transformations that occur in the sub-structure of hot-formed austenite as the result of thermoplastic deformation prior to the pearlite transformation, as well as interrelation of the dislocations with the interstitial atoms, affect its mechanism and ensure the capabilities of controlling of the structure forming processes in coil-rod rolled metal of large diameters made of steels of 85 and 85P grades. *Originality.* The particular features of pearlite transformation in steels of 85 and 85P grades which establish the dislocation-diffusion genesis of the lamellar morphology of pearlite. *Practical value.* Using of the outcomes obtained in the course of study will ensure the development of brand new modes of high-temperature thermo-mechanical treatment of high-carbon coil-rod mill products of wide grade assortment, and to fulfill its power- and resource-saving processing during the metal goods process stage.

Key terms: pearlitic transformation; dislocation-diffusion model; cementite; ferrite

Перлитное превращение играет важную роль в формировании микроструктуры бунтового проката (катанки) из высокоуглеродистых марок сталей, в том числе и микролегированных бором, которые предназначены для изготовления высокопрочных метизных изделий: арматурная проволока для железобетонных конструкций, стальные арматурные канаты, металлокорда и др. Повышение степени дисперсности перлита способствует увеличению прочностных характеристик как горячекатаного проката, так и готовой метизной металлопродукции. Несмотря на достаточно большое количество теоретических и экспериментальных исследований особенностей механизма и кинетики перлитного превращения в сталях различных типов [4, 7, 12, 15, 17], все же остаются вопросы, связанные с особенностями протекания этого превращения в высокоуглеродистых сталях, изучение которых позволит обеспечить высокие конструкционную и эксплуатационную прочности, а также пластичность указанной металлопродукции.

Целью данной работы было изучение особенностей влияния дислокационной структуры горячедоформованного аустенита на протекание перлитного превращения в сталях 85 и 85P, определяющих дислокационно-диффузионный генезис пластинчатого перлита.

Материалами для исследований служили промышленные партии горячедоформованного бунтового проката диаметром 11,0 мм из стали марок 85 и 85P. Применяли методы исследования – металлографический (оптическая и растровая микроскопия) и рентгеноструктурный анализ. Используемые приборы: световой микроскоп Neophot 32, автоматический анализатор изображения IA-3001, электронные микроскопы EF-2, VEGA TS5130MM, дифрактометр рентгеновский ДРОН-7.

Результаты. Существующие теории образования перлита содержат физико-математические модели перлитного превращения в условиях локального равновесия, основанных на разности концентраций углерода диаграммы Fe-C, энергии активации диффузии, поверхностной энергии и других показателях [15]. Механизм образования перлита, предложенный И. Л. Миркиным, а в последующем развитый Р. Мейлом, был связан с определением цементита как ведущей фазы [17], в то же время

автор работы [12] считает, что ведущей фазой при перлитном превращении может выступать как феррит, так и цементит, а их зарождение происходит по границам аустенитных зерен. Механизм протекания перлитного превращения объясняется тем, что на фронте раздела аустенит-цементит при утолщении пластин цементита аустенит обедняется углеродом, вследствие чего происходит полиморфное превращение аустенита в феррит, а при последующем утолщении пластин феррита углерод оттесняется в аустенит и происходит образование новых пластин цементита. Следует отметить, что в работах Е. С. Девенпорта, Э. Бейна, С. С. Штейнберга, Ф. Вефера установлено, что при изотермическом распаде аустенита в сталях образование пластин феррита и цементита может полностью завершиться всего за ~ 5 секунд, что свидетельствует о скоротечности протекания процесса перлитного превращения [15]. На основании анализа существующих теорий роста перлита можно сделать вывод о том, что перлитное превращение в стали является диффузионным процессом перераспределения углерода в силу возникающей разницы концентраций, при котором происходит формирование пластин феррита и цементита как в продольном, так и поперечном фронтах.

Однако при анализе существующих теорий перлитного превращения не учитываются процессы, связанные с возникновением термических напряжений и протеканием термопластической деформации в металле, происходящей при его охлаждении до температур протекания этого превращения и возникновением впоследствии дислокационной субструктуры. В работе [16] сделана попытка показать влияние дислокационной структуры на изменение степени дисперсности перлита в процессе деформационно-изотермической обработки, в работе [5] указано, что ветвление цементита при изотермическом распаде аустенита, возможно, связано с дислокационной структурой аустенита перед фронтом распада. Дальнейшее развитие дислокационный механизм образования перлита так и не получил, за исключением научных положений, изложенных в работе [13]. В то же время в работах [4, 6, 11] обоснован механизм перлитного превращения в сталях, проходящий на базе

регулярных дислокационных построений, связанных с термопластической деформацией, возникающей в процессе охлаждения аустенита как в областях температур превышающих, так и совпадающих с перлитным превращением. Формирование перлитной колонии связано с наличием избытка дислокаций одного знака вследствие термопластической деформации аустенита из-за тепловых напряжений; перераспределением дислокаций, приводящим к образованию дислокационных стенок и разделению аустенитных зерен на субзерна-полигоны; упругим взаимодействием атомов углерода с дислокациями, находящимися в полигональных стенках [2, 8, 10, 13]. Описанный механизм формирования пластинчатого перлита по своей природе является дислокационным и устанавливает генетическую связь между субструктурой переохлажденного аустенита и морфологией перлита при температурах перлитного превращения. Расстояние между плоскими дислокационными стенками определяется температурой процесса полигонизации, снижение которой способствует уменьшению расстояния между ними. Кроме того, высказано предположение, что плотность дислокаций, вблизи которых образуются углеродные атмосферы Коттрелла, влияет на степень пересыщения твердого раствора (аустенита) углеродом. В то же время, согласно данным работы [9] количество углерода, связанного с дефектами кристаллического строения аустенита, весьма мало и не влияет на состав аустенита. Проведенный эксперимент позволяет утверждать, что изменения концентраций углерода в аустените с повышенной и пониженной плотностью дефектов все же являются достаточными для проявления различий в структурообразовании при его превращениях. Необходимо отметить, что при проведении описанного в работах [10, 13] эксперимента, было выявлено несоответствие ранее установленным научным положениям работы [1], согласно которой авторы считают, что в случае протекания перлитного превращения при малых степенях переохлаждения в микроструктуре стали образуется зернистый перлит.

Как известно, в процессе охлаждения металлопроката по его сечению возникает градиент температур, который обусловлен неодинаковой скоростью изменения температуры, что вызывает неравномерное тепловое сжатие последовательно расположенных объемов стали и приводит к образованию тепловых напряжений и деформации [14]. Важной особенностью данного вида термопластической деформации является ее необратимость при любых видах тепловой обработки. Следовательно, в стали при непрерывном охлаждении после горячей деформации, либо нагретой до температур аустенитизации и подвергнутой охлаждению ниже критической точки A_{c1} , происходят процессы термопластической деформации. При этом необходимо отметить, что с увеличением скорости охлаждения повышаются как величина тепловых напряжений, так и их градиенты

и, следовательно, возрастает уровень термопластической деформации, что может быть предопределяющим фактором, который формирует межпластиночное расстояние в перлите.

В литературе приведен достаточный экспериментальный материал, описывающий влияние термопластической деформации на формирование субструктуры аустенита. При этом следует учитывать влияние дефектов кристаллического строения, возникших в процессе горячей деформации [6]. Известно, что характер горячедеформированной субструктуры аустенита определяется соотношением скоростей горячего наклепа и динамического разупрочнения, определяемого температурой, скоростью и степенью деформации. В ходе деформации аустенита его субструктура постоянно изменяется и в ней есть признаки деформационного упрочнения и динамического разупрочнения – это как бы субструктура двух порядков. В ходе горячей деформации дислокационная структура стенок ячеек и разориентировка субзерен постоянно изменяются: наблюдается образование и их рост в результате миграции или «рассыпания» субграниц (динамическая полигонизация), что приводит к наличию внутри субзерен повышенного количества дислокаций. Перестройка дислокационной структуры внутри субзерен способствует их повороту относительно соседей, а это стимулирует миграцию субграниц. В случае протекания динамического возврата по механизму коалесценции субзерен возможно образование устойчивой полигональной субзеренной структуры, характеризующейся равновесной конфигурацией стыков субграниц. Для горячедеформированных сталей плотность дислокаций находится в интервале $\sim 10^8 \dots 10^9 \text{ см}^{-2}$ [6]. В горячедеформированных сталях 85 и 85Р, подвергнутых ускоренному охлаждению, эта величина по результатам рентгеноструктурного анализа составила $2,14 \times 10^{10}$ и $1,93 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ соответственно, что на 1...2 порядка выше и позволяет предположить о дополнительном вкладе термопластической деформации, происходящей в процессе охлаждения аустенита до начала перлитного превращения. Очевидно, градиенты термических напряжений, возникающие в процессе охлаждения стали после горячей деформации, вызывают локальные микропластические сдвиги и перераспределение дислокаций путем скольжения, поперечного скольжения и переползания [6]. При этом в результате полигонизационных процессов возникают не только дислокационные стенки, состоящие из дислокаций одного знака либо из сеток дислокаций разного знака [6], но, в случае наличия горячедеформированной субструктуры, происходит перераспределение дислокаций в стенках ячеек. Следует отметить, что подвижность дислокаций в процессе термопластической деформации определяется возможностью динамического их закрепления при горячей деформации атмосферами

Коттрелла (углеродными в сталях 85 и боронитридами, карбоборонитридными в сталях 85P). В то же время, указанные атмосферы могут возникать в процессе перестройки дислокационной субструктуры при термопластической деформации, что способствует стабилизации регулярных дислокационных построений.

На рис. 1 приведена микроструктура перлита в горячедеформированных сталях 85 (а) и 85P (б). Следует отметить, что перлит в сталях с бором отличается большей степенью дисперсности.

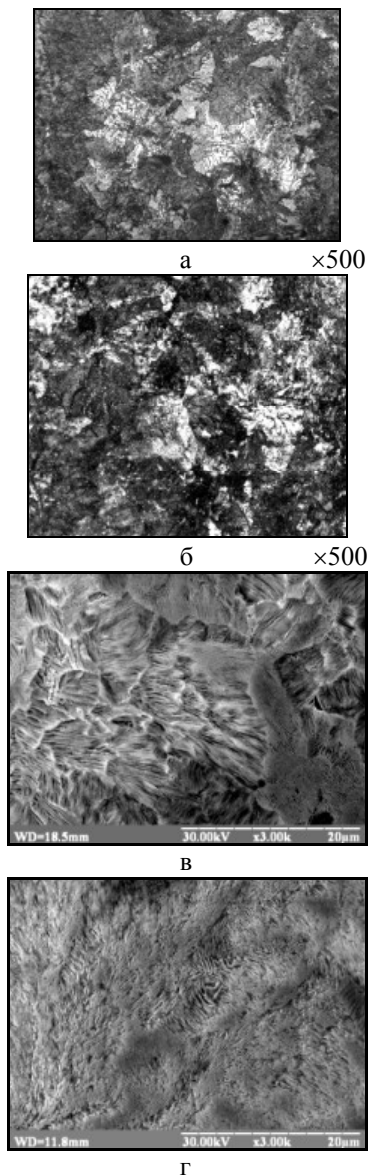


Рис. 1. Микроструктура перлита в горячедеформированных сталях 85 (а, в) и 85P (б, г) / Pearlite microstructure in the hot-rolled steels 85 (a, в) and 85P (б, г)

Детальный анализ микроструктуры стали 85P, охлажденной от температуры аустенитизации 970 °С до температуры $A_{c1} + 20$ °С, выдержанной на воздухе в течение 5 секунд с последующей закалкой, позволил выявить субколонии грубодисперсного

перлита (рис. 2). Это дает основание утверждать, что в верхней области субкритических температур (вблизи линии A_{c1}) перлитное превращение начинается с зарождения отдельных субзерен грубопластинчатого перлита, прилегающих к границе аустенитного зерна. Процесс перлитного превращения происходит последовательно, чем объясняется сравнительно большая продолжительность такого превращения в области верхних субкритических температур.

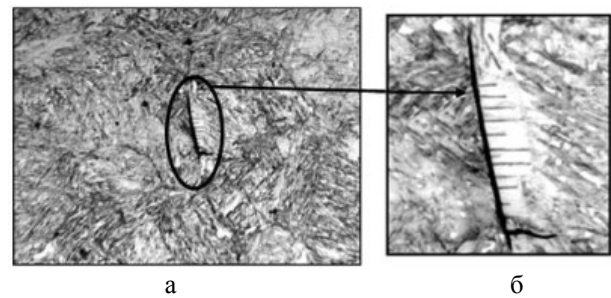


Рис. 2. Участки зарождающихся перлитных колоний в стали 85P: а – $\times 500$; б – $\times 1700$ / Incipient sites of the pearlite colonies in the steel 85P: а – $\times 500$; б – $\times 1700$

На основании обобщенных научных положений, а также проведенных исследований, связанных с особенностями структурообразования в сталях перлитного класса, представляется возможным предложить модель перлитного превращения, схема которой приведена на рис. 3. Суть предложенной модели заключается в следующем: в процессе непрерывного охлаждения происходит термопластическая деформация переохлажденного аустенита, в результате чего в субструктуре аустенита образуются полигональные стенки, сформированные дислокациями одного знака, разных знаков либо преобразованные в результате полигонизации стенки деформированной ячеистой структуры. При этом упругое взаимодействие дислокаций с атомами углерода, бора, азота (образование атмосфер Коттрелла) обеспечивает мгновенное образование плоских зародышей цементита и феррита, т. е. продольного фронта формирования перлитной колонии.

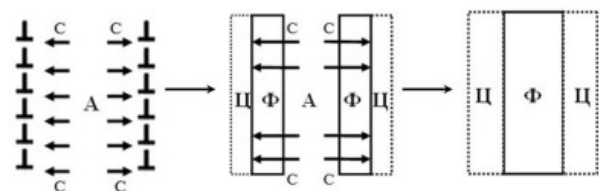


Рис. 3. Схема модели перлитного превращения: А – аустенит; Ф – феррит; Ц – цементит; С – углерод / Scheme of the pearlite transformation model: А – austenite; Ф – ferrite; Ц – cementite; С – carbon

При этом расстояния между предварительно сформированными дислокационными стенками определяют межпластиночное расстояние в колонии

перлита. Очевидно, важную стабилизирующую роль для дислокационных стенок играет взаимодействие дислокаций с атомами внедрения (углеродом, бором, азотом). Превращение аустенита в перлит происходит путем образования на зародышах пластин цементита зародышей феррита и последующим раздельным ростом этих фаз за счет аустенита, граничащего с близлежащими ферритными зародышами. Раздельное формирование цементитных и ферритных пластин происходит за счет диффузии углерода от аустенита к цементиту через ферритную пластину и объясняется тем, что коэффициент диффузии углерода в феррите на два порядка выше, чем в аустените [3], а разность концентраций углерода в пластине феррита на границе феррит/цементит и феррит/аустенит при поперечном росте перлита превышает разность концентраций этого элемента, возникающую между фазами цементит/аустенит и феррит/аустенит при продольном росте перлита. Предложенная модель по своей природе является дислокационно-диффузионной, она объединяет в себе все известные в настоящий момент научные положения и разъясняет причину скоротечности перлитного превращения при распаде гомогенного аустенита. Так, согласно предложенной модели образование продольного фронта роста колонии происходит практически мгновенно (за счет образования дислокационных построений), а поперечный фронт развития колонии обеспечивает дальнейший рост пластин феррита и цементита. Так как диффузия углерода проходит одновременно (в обе стороны) по направлениям к предварительно сформированным дислокационными стенками зародышам цементита, а максимальная скорость диффузии, скорость роста и зарождения центров кристаллизации при распаде аустенита соответствует интервалу температур 560...530 °С [2], то представляется возможным именно этими факторами объяснить скоротечность протекания перлитного превращения. Дополнительным подтверждением предложенного механизма превращения аустенита в перлит может быть работа [4], в которой механизм прохождения эвтектоидного превращения связан с перепадом концентраций углерода в переохлажденном

аустените. Вследствие возникающего перепада концентраций углерод переносится в аустените от феррита к цементиту. При совместном росте феррита и цементита, цементит изолирован от аустенита прослойкой феррита и эвтектоидный распад аустенита связан с диффузией углерода через ферритный слой. Такого же мнения в своих работах придерживался и Фишер [15], который предположил, что самым высоким коэффициентом диффузии обладает феррит, в связи с чем основной диффузионный поток атомов углерода протекает в α -фазе от фронта раздела аустенит/феррит к границе феррит/цементит.

Научная новизна и практическая значимость.

Получила дальнейшее развитие модель перлитного превращения в сталях 85 и 85P, определяющая дислокационно-диффузионный генезис пластинчатой морфологии перлита. Установлено, что дислокационные перестройки полигонизационного характера, происходящие в субструктуре горячедеформированного аустенита в результате термопластической деформации перед перлитным превращением, а также взаимодействие дислокаций с атомами внедрения оказывают влияние на его механизм и раскрывают возможности управления процессами структурообразования бунтового проката из сталей марок 85 и 85P. Использование полученных результатов позволит разработать принципиально новые режимы высокотемпературной термомеханической обработки высокоуглеродистого бунтового проката широкого марочного сортамента и осуществить его экономно- и ресурсосберегающую переработку на метизном переделе.

Выводы. На основании обобщенных научных положений и проведенных исследований, предложена модель перлитного превращения, которая объясняет скоротечность его протекания. Установлены основные процессы, определяющие характер полигонизационных перестроек, а также взаимодействие дислокаций с атомами внедрения в горячедеформированном аустените при термопластической деформации до момента начала перлитного превращения в сталях марок 85 и 85P. Показаны особенности зарождения колоний перлита в области верхних субкритических температур.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Бернштейн М. Л. *Металловедение и термическая обработка стали*. Т. 1 / М. Л. Бернштейн, А. Г. Рахштадт. – 2 изд. – Москва : Металлуриздат, 1961. – С. 445.
2. Бернштейн М. Л. *Термомеханическая обработка стали* / М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина. – Москва : Металлургия, 1983. – 480 с.
3. Бокштейн Б. С. *Диффузия в металлах* / Б. С. Бокштейн. – Москва : Металлургия, 1978. – 248 с.
4. Бунин К. П. *Металлография* / К. П. Бунин, А. А. Баранов. – Москва : Металлургия, 1970. – 256 с.
5. Бунин К. П. *О зарождении и строении перлита* / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур // *МиТОМ*. – Москва : Металлургия, 1971. – № 10. – С. 6–7.
6. Губенко С. И. *Деформация металлических материалов* / С. И. Губенко, В. В. Парусов. – Днепропетровск : Арт-пресс, 2006. – 316 с.
7. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 542 с.
8. Дьяченко С. С. *Образование аустенита в железоуглеродистых сплавах* / С. С. Дьяченко. – Москва : Металлургия, 1983. – 231 с.

9. Капуткина Л. М. Состояние мартенсита после высокотемпературной термомеханической обработки / Л. М. Капуткина, М. Л. Бернштейн, М. А. Штремель // ФХОМ. – 1974. – №1. – С. 71–78.
10. Механізм перлітного перетворення у вуглецевій сталі [Електронний ресурс] / Е. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура, І. М. Чуйко // Наукові праці ВНТУ. – 2015. – № 2. – С. 1–5. – Режим доступу до журн.: <http://praci.vntu.edu.ua/article/view/4005>.
11. Новиков И. И. Дефекты кристаллического строения металлов / И. И. Новиков. – Москва : Metallurgiya, 1983. – 231 с.
12. Новиков И. И. Теория термической обработки / И. И. Новиков. – Москва : Metallurgiya, 1978. – 392 с.
13. Развитие теоретических представлений о перлитном превращении в стали / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, О. В. Парусов, Л. В. Сагура, И. Н. Чуйко, А. И. Сивак // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : Сб. научн. тр. – Днепропетровск : Візiон, 2013. – Вып. 27. – С. 200–204.
14. Стародубов К. Ф. Термическое упрочнение проката / К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков. – Москва : Metallurgiya, 1970. – 368 с.
15. Счастливцев В. М. Перлит в углеродистых сталях / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева. – Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 311 с.
16. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов / Л. И. Тушинский. – Новосибирск : Наука, 1990. – 306 с.
17. Энтин Р. И. Превращения аустенита в стали / Р. И. Энтин. – Москва : Metallurgizdat, 1960. – 252 с.

REFERENCES

1. Bernstein M.L. and Rahshtadt A.G. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka stali. T.1* [Metal science and heat treatment of steel. Vol. 1]. Moscow: Metallurizdat, 1961, 2 ed., 445 p. (in Russian).
2. Bernshtein M.L., Zaimovsky V.A. and Kaputkina L.M. *Termomechanicheskaja obrabotka stali* [Thermomechanical processing of steel]. Moscow: Metallurgy, 1983, 480 p. (in Russian).
3. Bokshstein B.S. *Diffuzija v metallah* [Diffusion in metals]. Moscow: Metallurgy, 1978, 248 p. (in Russian).
4. Bunin K.P. and Baronov A.A. *Metallografija* [Metallography]. Moscow: Metallurgy, 1970, 256 p. (in Russian).
5. Bunin K.P., Bunina Y.K. and Mazur V.I. *O zarozhdenii i stroenii perlita* [About the origin and structure of pearlite]. *Metallovedenie i termicheskaja obrabotka metallov* [Metal science and heat treatment of metals]. Moscow: Metallurgy, 1971, no. 10, pp. 6-7 (in Russian).
6. Gubenko S.I. and Parusov V.V. *Deformatsija metallicheskih materialov* [Deformation of metallic materials]. Dnipropetrovsk: Art-press, 2006, 316 p. (in Russian).
7. Guljaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow: Metallurgy, 1986, 542 p. (in Russian).
8. Dijachenko S.S. *Obrazovanie austenita v zhelezouglerodistykh splavah* [Formation of austenite in the iron-carbon alloys]. Moscow: Metallurgy, 1983, 231 p. (in Russian).
9. Kaputkina L.M., Bernstein M.L. and Shtremel M.A. *Sostojanie martensita posle vysokotemperaturnoi termomechanicheskoi obrabotki* [Martensite condition after high-temperature thermomechanical processing]. FХОМ, 1974, no. 1, pp. 71-78 (in Russian).
10. Parusov E.V., Parusov V.V., Sahura L.V. and Chuyko I.N. *Mehanizm perlitnogo peretvorennja u vugletsevii stali* [Mechanism of the pearlitic converting into carbon steel]. *Naukovi pratsi VNTU* [Scientific works of the Vinnytsya national technical university]. 2015, no. 2, pp. 1-5. Available at: <http://praci.vntu.edu.ua/article/view/4005> (in Ukrainian).
11. Novikov I.I. *Defekty kristallicheskogo stroenija metallov* [Defects of crystalline structure of metals]. Moscow: Metallurgy, 1983, 231 p. (in Russian).
12. Novikov I.I. *Teorija termicheskoy obrabotki* [Theory of heat treatment]. Moscow: Metallurgy, 1978, 392 p. (in Russian).
13. Parusov V.V., Parusov E.V., Parusov O.V., Sahura L.V., Chuyko I.N. and Sivak A.I. *Razvitie teoreticheskikh predstavlenij o perlitnom prevraschenii v stali* [Development of theoretical ideas about the pearlitic converting into steel]. *Fundamentalnie i prikladnie problemy cherno metallurgii* [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy]. Dnipropetrovsk: Vizion, 2013, vol. 27, pp.200-204 (in Russian).
14. Starodubov K.F., Uzlov I.G. and Savenkov V.Y. *Termicheskoe uprochnenie prokata* [Thermal hardening bars]. Moscow: Metallurgy, 1970, 368 p. (in Russian).
15. Schastlivtsev V.M., Mirzaev D.A. and Yakovleva I.L. *Perlit v uglerodistykh staljah* [Pearlite in carbon steels]. Ekaterinburg: Ural Branch of the Russian Academy of Sciences, 2006, 311 p. (in Russian).
16. Tushinskiy L.I. *Teorija i tehnologija uprochnenija metallicheskih splavov* [Theory and technology of work-hardening of metallic alloys]. Novosibirsk: Science, 1990, 306 p. (in Russian).
17. Entin I. *Prevraschenija austenita v stali* [Converting of austenite into steel]. Moscow: Metallurgizdat, 1960, 252 p. (in Russian).

Статья рекомендована к публикации д.т.н., проф. Левченко Г. В. (Украина) и д.т.н., с.н.с. Бабаченко А. И. (Украина)

УДК 621.791.75.052:669.14.018.295

КОНСТРУКЦІЙНІ СТАЛІ КЛАСУ МІЦНОСТІ С350...С490 ТА ЇХ ЗДАТНІСТЬ ДО ЗВАРЮВАННЯ

ПОЗНЯКОВ В. Д. ^{1*}, д.т.н.

^{1*} Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Боженка, 11, 03680, Київ, Україна, тел. +38(044) 200-73-66

Анотація. Мета. Структура і механічні властивості сталі можуть змінюватися, деколи істотно, під дією термічних циклів зварювання. Як це відбувається в металі зони термічного впливу зварних з'єднань деяких, найбільш поширених низьколегованих та мікролегованих конструкційних сталей класу міцності від С350 до С490, потрібно було дослідити. **Методи.** Дослідження виконувалися стосовно оброблених по термічному циклу зварювання зразків та зразків, які виготовлялись з наплавлень на пластину. Вплив термічних циклів зварювання на структуру металу зони термічного впливу вивчали методом дилатометричних досліджень та оптичної мікроскопії. Механічні випробування на статичний розтяг та ударний вигин проводили з використанням стандартних зразків: тип II по ГОСТ 6996-66 і тип IX по ГОСТ 9454-78. **Результати.** Встановлено, що в результаті дії термічних циклів зварювання структура металу зони термічного впливу більшості низьколегованих сталей змінюється від феритно-перлітної до бейнітної-мартенситної та мартенситної. За рахунок цього показники статичної міцності та ударної в'язкості металу зростають, а його пластичні властивості зменшуються. На відміну від низьколегованих сталей структура металу зони термічного впливу зварних з'єднань більшості мікролегованих сталей класу міцності від С350 до С490, за винятком сталі 09Г2СЮч, в широкому діапазоні швидкостей охолодження залишається стабільною, а механічні властивості суттєво не змінюються. **Наукова новизна.** Розширено уявлення щодо впливу термічних циклів зварювання т структуру та механічні властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань низьколегованих та мікролегованих конструкційних сталей. **Практична значимість.** Результати досліджень можуть бути використані при розробці технологій зварювання для виготовлення і ремонту металевих конструкцій із сталей класу міцності від С350 до С490.

Ключові слова: зона термічного впливу, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості

КОНСТРУКЦИОННЫЕ СТАЛИ КЛАССА ПРОЧНОСТИ С350...С490 И ИХ СВАРИВАЕМОСТЬ

ПОЗНЯКОВ В. Д. ^{1*}, д.т.н.

^{1*} Інститут електросварки ім. Є. О. Патона НАН України, вул. Боженка, 11, 03680, Київ, Україна, тел. +38(044) 200-73-66

Аннотация. Цель. Структура и механические свойства сталей могут изменяться, порой существенно, под действием термических циклов сварки. Как это происходит в металле зоны термического влияния сварных соединений некоторых, наиболее распространенных низколегированных и микролегированных конструкционных сталей класса прочности от С350 до С490, нужно было исследовать. **Методы.** Исследования выполнялись относительно обработанных по термическому циклу сварки образцов и образцов, которые изготавливались из наплавлялок на пластину. Влияние термических циклов сварки на структуру металла зоны термического влияния изучали методом дилатометрических исследований и оптической микроскопии. Механические испытания на статическое растяжение и ударный изгиб проводили с использованием стандартных образцов: тип II по ГОСТ 6996-66 и тип IX по ГОСТ 9454-78. **Результаты.** Установлено, что в результате действия термических циклов сварки структура металла зоны термического влияния большинства низколегированных сталей изменяется от феррито-перлитной до бейнито-мартенситной и мартенситной. За счет этого показатели статичной прочности и ударной вязкости металла растут, а его пластичные свойства уменьшаются. В отличие от низколегированных сталей структура металла зоны термического влияния сварных соединений большинства микролегированных сталей класса прочности от С350 до С490, за исключением стали 09Г2СЮч, в широком диапазоне скоростей охлаждения остается стабильной, а механические свойства существенно не изменяются. **Научная новизна.** Расширено представление относительно влияния термических циклов сварки на структуру и механические свойства металла зоны термического влияния сварных соединений низколегированных и микролегированных конструкционных сталей. **Практическая значимость.** Результаты исследований могут быть использованы при разработке технологий сварки для изготовления и ремонта металлических конструкций из сталей класса прочности от С350 к С490.

Ключові слова: зона термічного впливу, термічний цикл зварювання, структура металу, механічні властивості

STRUCTURAL STEEL OF STRENGTH CLASS S350...S490 AND WELDABILITY

POZDNYAKOV V.D. ^{1*}, *Dr. Sc. (Tech.)*

^{1*} *Institute of Electric them. Paton NAS of Ukraine, ul. Bozhenko, 11, 03680 Kiev, Ukraine, Phone. +38(044) 200-73-66*

Annotation. Goal. Structure and mechanical properties of the steel can vary, sometimes significantly, by thermal welding cycles. As it happens in a metal heat-affected zone of welded joints of some of the most common low-alloy and micro-alloyed structural steels of strength classes from C350 to S490, it was necessary to explore. **Methods.** Investigations were carried out with respect to the treated by thermal cycle of welding samples and specimens, which were made of naplavlavok on the plate. Effect of welding thermal cycles on the metal structure of the heat affected zone was studied by dilatometric studies and optical microscopy. Mechanical tests on static tensile and impact tests were carried out using standard samples: type II according to GOST 6996-66 and type IX according to GOST 9454-78. **Results.** It is found that the effect of the thermal cycles of the welding metal structure of the HAZ most alloy steels ranges from ferrite-pearlite to martensite-bainite and martensite. Due to this static parameters the strength and toughness of the metal grow and its plastic properties decrease. In contrast to low-alloyed steel HAZ of welded joints of most micro-alloyed steels with strength class area of the metal structure of the C350 to S490 except 09G2SYuch steel, in a wide range of cooling rates remained stable, and the mechanical properties do not change significantly. **Scientific novelty.** Expanded view on the influence of thermal cycles of welding on the structure and mechanical properties of the metal heat-affected zone of welds low-alloy and micro-alloyed structural steels. **Practical significance.** The research results can be used in the development of welding technology for the manufacture and repair of metal structures made from steel of strength classes from C350 to S490.

Keywords: heat-affected zone, thermal cycle of welding, metal structure, mechanical properties

Вступ

Сталі, що призначені для виготовлення зварних конструкцій, повинні мати високу міцність при достатньому рівні пластичності та ударної в'язкості, добре опиратися крихкому руйнуванню, задовільно оброблятися і мати хорошу здатність до зварювання. Щоб задовольнити всі ці вимоги в металургії широко використовують різні системи легування та мікролегування сталей, технологічні і металургійні прийоми їх виготовлення, поєднання яких забезпечує отримання необхідних властивостей прокату, що й визначає сферу його застосування.

Оцінка здатності сталей до зварювання зводиться до визначення оптимальних умов зварювання, за яких виключається можливість утворення в з'єднаннях холодних тріщин, а в металі зони термічного впливу (ЗТВ) структур, які сприятимуть зниженню його міцності, пластичності та холодостійкості.

На відміну від сталевого прокату на формування структури в металі ЗТВ зварних з'єднань високоміцних сталей суттєво впливає термічний цикл зварювання (ТЦЗ). Найбільш суттєві зміни в структурі сталі при зварюванні відбуваються на ділянці перегріву металу ЗТВ, тобто в тій його зоні, яка знаходиться в безпосередній близькості до шва і нагрівається до температури 1300–1150 °С.

При дуговому зварюванні параметри ТЦЗ залежать від багатьох факторів. Найважливішими з них є погонна енергія зварювання, початкова температура металу та його товщина, тип зварного з'єднання. Зі збільшенням погонної енергії зварювання та початкової температури металу швидкість охолодження металу ЗТВ в інтервалі температур 600 – 500 С ($W_{6/5}$, °С/с) зменшується, а при збільшенні товщини металу - зростає.

Мета

Метою даної роботи було дослідити зміни в структурі та механічні властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань конструкційних сталей класу міцності від С350 до С490 під впливом дугових процесів зварювання.

Методика

Дослідження виконувалися стосовно оброблених по термічному циклу зварювання зразків та зразків, які виготовлялися з наплавлень на пластину. Вплив термічних циклів зварювання на структуру металу зони термічного впливу вивчали методом дилатометричних досліджень та оптичної мікроскопії. Механічні випробування на статичний розтяг та ударний вигин проводили з використанням стандартних зразків: тип II по ГОСТ 6996-66 і тип IX по ГОСТ 9454-78.

Результати

Для визначення впливу хімічного складу та умов охолодження металу на його структуру зазвичай використовують діаграми перетворення аустеніту, які побудовані з урахуванням процесів, що відбуваються при зварюванні. При цьому, щоб забезпечити характерну для зварювання високу стійкість аустеніту, при побудові діаграм перетворення в якості стандартних вибирають такі умови нагрівання (W_n), за яких достатньо чітко починають проявлятися індивідуальні особливості сталей щодо схильності до росту зерна. Зазвичай під час дилатометричних досліджень швидкість нагрівання зразків встановлюють в межах 150–300 °С/с [4]. Швидкості охолодження дилатометричних зразків вибирають виходячи з необхідності забезпечення в інтервалі температур найменшої стійкості аустеніту таких

умов охолодження, які будуть максимально наближені до умов охолодження металу в певній ділянці зони термічного впливу з'єднань, виконаних на характерних для процесів дугового зварювання режимах.

Швидкість нагрівання регулюють змінюючи по заданій програмі силу струму, який проходить через зразок, а швидкість охолодження – охолоджуючи пристрої, які передають струм від нагрівальної машини до зразка водою, обдуваючи зразки газом за допомогою спреєрів, або пропускаючи через них струм невеликої величини.

Завдяки жорсткому закріпленню зразків в нагрівальній машині в них на ділянці рівномірного нагрівання імітуються процеси розвитку внутрішніх деформацій, які по величині і характеру змін близькі до поздовжніх внутрішніх деформацій, що утворюються на ділянці перегріву металу ЗТВ при дуговому наплавленні шару металу на крайки пластин.

Побудовані на підставі діаграми перетворення аустеніту залежності щодо зміни структурних складових, які відбуваються при різних швидкостях охолодження на ділянці перегріву металу ЗТВ найбільш вживаних низьколегованих конструкційних сталей, хімічний склад та механічні властивості яких наведено в табл. 1 і 2, представлені на рис. 1 [5, 6].

Таблиця 1.

Хімічний склад низьколегованих сталей

Сталь	Масова частка елементів, %								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	V	S	P
14Г2	0,16	0,37	1,22	---	---	---	---	0,028	0,027
14Г2АФ	0,14	0,45	1,46	---	---	---	0,10	0,027	0,022
09Г2С	0,07	0,65	1,42	---	---	---	---	0,031	0,029
10Г2С1	0,09	1,03	1,65	---	---	---	---	0,030	0,026
17Г1С	0,17	0,47	1,22	---	---	---	---	0,034	0,023
10ХСНД	0,09	0,98	0,70	0,77	0,80	0,37	---	0,018	0,020
16Г2АФ	0,18	0,17	1,32	---	---	---	0,09	0,028	0,017
15ХСНД	0,15	0,62	0,70	0,79	0,60	0,31	---	0,030	0,026

Таблиця 2.

Механічні властивості низьколегованих сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	Ψ	KCV ₄₀	KCV ₄₀
	МПа		%		Дж/см ²	
14Г2	293	486	22,5	60,1	36	20
14Г2АФ	320	560	24,0	60,2	39	13
09Г2С	390	487	43,3	65,3	60	24
10Г2С1	400	607	30,3	52,6	45	23
17Г1С	420	577	25,5	57,7	30	15
10ХСНД	450	590	26,6	54,9	50	26
16Г2АФ	450	600	23,1	55,0	48	25
15ХСНД	465	690	24,4	41,8	38	18

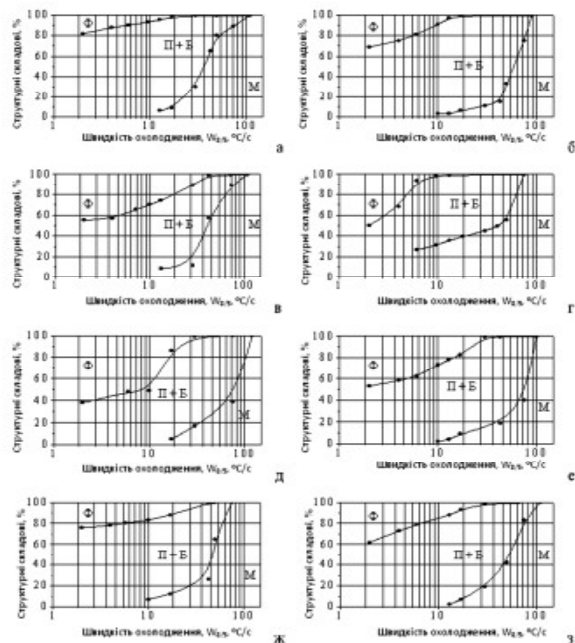


Рис. 1. Діаграми структурних перетворень аустеніту на ділянці перегріву металу ЗТВ низьколегованих сталей: а – 14Г2; б – 09Г2С; в – 15ХСНД; г – 17Г1С; д – 10Г2С1; е – 10ХСНД; ж – 14Г2АФ; з – 16Г2АФ

Загальним для низьколегованих високоміцних конструкційних сталей типу 14Г2, 14Г2АФ, 09Г2С, 10Г2С1, 17Г1С, 15ХСНД, 16Г2АФ та 10ХСНД є те, що під впливом термічних циклів зварювання, в залежності від швидкостей охолодження, перетворення аустеніту в них відбувається в феритній, бейнітній та мартенситній областях та те, що при збільшенні швидкостей охолодження, температури початку феритного, початку та кінця бейнітного перетворень понижуються, а температура початку мартенситного перетворення, яке відбувається після бейнітного, підвищується. Особливим для цих сталей є те, що за однакових умов охолодження кількість структурних складових в сталях різного хімічного складу різна.

В діапазоні швидкостей охолодження $W_{8/5}$ від 2 до 10 °C/c перетворення аустеніту на ділянці перегріву металу ЗТВ сталей 14Г2, 09Г2С, 15ХСНД, 10ХСНД, 14Г2АФ та 16Г2АФ відбувається переважно з утворенням фериту та бейніту. Для сталі 17Г1С цей діапазон дещо вужчий, від 2 до 7 °C/c, а для сталі 10Г2С1 – ширший, від 2 до 20 °C/c. При більших швидкостях охолодження на ділянці перегріву металу ЗТВ зазначених сталей починає утворюватися мартенсит. При $W_{8/5} \geq 70$ °C/c в сталях 09Г2С, 10Г2С1 та 10ХСНД його кількість в металі досягає 50%. За даними роботи [7] метал, що містить більше 50% мартенситу, стає схильним до уповільненого руйнування, яке відбувається під дією розтягуючих напруг та інтенсифікується дифузійним воднем.

При $W_{8/5} \geq 100$ °C/c майже у всіх цих сталях, за винятком сталей 17Г1С та 10ХСНД, його кількість

досягає 100%. В сталях 17Г1С та 10ХСНД 100% мартенситу утворюється при $W_{8/5} \geq 80$ °C/с.

По особливому відбуваються перетворення аустеніту на ділянці перегріву металу ЗТВ низьковуглецевих мікролегованих високоміцних сталей марок 06ГБД, 06Г2Б та 10Г2ФБ, хімічний склад та механічні властивості яких представлені в табл. 3 та 4 відповідно. Навіть при швидкостях охолодження $W_{6/5} = 70$ °C/с кількість мартенситу в них не перевищує 40% (рис. 2). Майже у всьому дослідженому діапазоні швидкостей охолодження перетворення аустеніту на ділянці перегріву металу ЗТВ сталей 06Г2Б та 10Г2ФБ відбувається переважно з утворенням бейніту, а в сталі 06ГБД – фериту, перліту та бейніту.

Таблиця 3.

Хімічний склад низьковуглецевих мікролегованих сталей

Сталь	Масова частка елементів, %							
	C	Si	Mn	V	Nb	Al	S	P
06ГБД	0,07	0,20	1,20	0,04	0,019	---	0,006	0,008
06Г2Б	0,08	0,27	1,50	---	0,05	0,04	0,006	0,011
09Г2СЮч	0,10	0,36	1,90	---	---	0,06	0,010	0,015
10Г2ФБ	0,08	0,25	1,57	0,05	0,05	---	0,007	0,013

Таблиця 4.

Механічні властивості низьковуглецевих мікролегованих сталей

Сталь	$\sigma_{0,2}$	σ_b	δ_5	Ψ	КСУ-40	КСV-40
	МПа		%		Дж/см ²	
06ГБД	410	535	32,3	84,2	348	300
06Г2Б	448	550	34,1	81,6	330	290
09Г2СЮч	460	590	32,6	80,1	260	196
10Г2ФБ	530	612	25,6	62,4	279	256

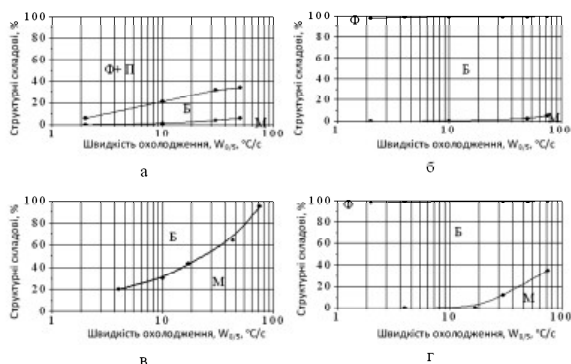


Рис. 2. Діаграми структурних перетворень аустеніту на ділянці перегріву металу ЗТВ мікролегованих сталей типу: а – 06ГБД; б – 06Г2Б; в – 09Г2СЮч; г – 10Г2ФБ

Подібні до більшості представлених легованих високоміцних сталей перетворення аустеніту при безперервному охолодженні зразків по термічному циклу зварювання відбуваються і на ділянці перегріву металу ЗТВ низьковуглецевої сталі марки 09Г2СЮч, яка мікролегована церієм. Як і в легованих високоміцних сталях, перетворення аустеніту в ній при охолодженні відбувається з утворенням бейніту та мартенситу.

Таким чином, наведені матеріали свідчать про те, що в процесі зварювання під впливом ТЦЗ структура металу високоміцних сталей в зоні високотемпературного нагріву змінюється. В залежності від хімічного складу сталей та умов охолодження зварних з'єднань ці зміни можуть бути досить суттєвими, що не може не позначитися на їх механічних властивостях. Як саме вони змінюються в зоні термічного впливу найбільш поширених низьколегованих та легованих високоміцних сталей висвітлено нижче.

Одним з найбільш поширених методів, які використовуються для досліджень впливу термічних циклів зварювання (ТЦЗ) на показники ударної в'язкості металу ЗТВ низьколегованих та легованих високоміцних конструкційних сталей, є метод, який базується на використанні «валикової проби» та виконується відповідно до ГОСТ 13585-68. Умови випробувань зводяться до наступного. На складену із окремих брусків пластину розмірами $\delta x (\delta_1 = \delta) x (200-450)$ мм наплавляється валик, який виконується на режимах, що забезпечують найбільш характерні для дугових процесів зварювання металу різної товщини швидкості охолодження.

Складову пластину збирають у спеціальному кондукторі таким чином, щоб наплавлення виконувалося на поверхні різі брусків (рис. 3). Кількість брусків для складеної пластини вибирають виходячи з необхідної кількості зразків, що будуть випробовуватись. Після наплавлення пластину звільняють з кондуктора та у вільному стані охолоджують на повітрі. Потім бруски по черзі відділяють один від одного, попередньо видаливши механічним способом посилення наплавленого металу. З наплавлених і підготовлених вищевказаним способом брусків виготовляються зразки для випробувань на ударний вигін відповідно до ГОСТ 6996-66.

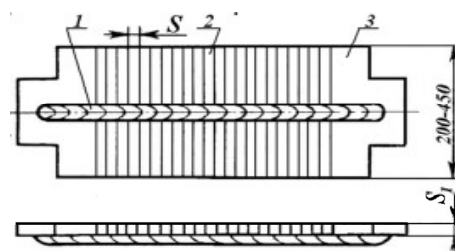


Рис. 3. Пластина з наплавленням: 1 – валик; 2 – брусок; 3 – планка приставна.

Для визначення ударної в'язкості використовувалися зразки перерізом 10 x 10 x 55 мм (тип VI з круглим надрізом і тип IX з гострим надрізом). Випробування зразків проводили при температурі мінус 40 °С.

В якості критерію ТЦЗ брали швидкість охолодження металу, нагрітого до температури 1200...1300 °С, при його остиганні в інтервалі температур 600...500 °С ($W_{6/5}$). Дослідження проводилися у діапазоні швидкостей охолодження від 3,0 °С/с до 50 °С/с, які є характерними для ручного, механізованого в захисних газах та автоматичного під шаром флюсу дугових процесів зварювання та охоплюють практично увесь діапазон режимів зварювання, що застосовуються під час виготовлення, монтажу і ремонту металевих конструкцій різної товщини. Режим зварювання при цьому виражається сукупністю параметрів зварювального процесу (струм, напруга, швидкість зварювання і ефективний коефіцієнт корисної теплової дії дуги) або погонною енергією зварювання. Щоб забезпечити зазначені умови охолодження зварних з'єднань, наплавлення на пластини товщиною 20 мм виконували дротом суцільного перетину діаметром 4,0 мм під шаром флюсу на режимах, які наведені у табл. 5.

Таблиця 5.

Режими, на яких виконувалося наплавлення на пластини

№ п/п	Ізв, А	U _д , В	V _{зв} , м/г	Q _{зв} , кДж/см	W _{8/5} , °С/с
1	580...600	34...38	9,8	62,7	3
2	580...600	34...38	14,7	41,8	6
3	580...600	34...38	17,3	35,7	10
4	580...600	34...38	21,7	28,6	20
5	380...400	30...32	15,2	23,0	30
6	380...400	30...32	20,1	16,7	50

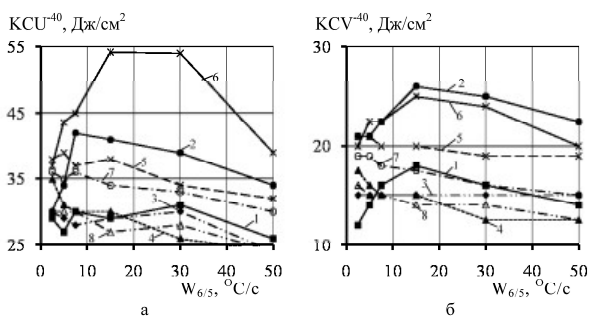


Рис. 4. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$ на показники ударної в'язкості металу ЗТВ сталей: 14Г2 (1), 09Г2С (2), 15ХСНД (3), 17Г1С (4), 10Г2С1 (5), 10ХСНД (6), 14Г2АФ (7), 16Г2АФ (8)

Залежності, які характеризують вплив швидкості охолодження зварних з'єднань на показники ударної в'язкості металу ЗТВ низьколегованих сталей класу міцності С350–С440, наведені на рис.4. Вони свідчать про те, що в діапазоні швидкостей

охолодження $W_{6/5} = 3,0-30$ °С/с ударна в'язкість металу на ділянці перегріву ЗТВ знаходиться на рівні вимог ($KCU^{-40} \geq 29$ Дж/см²), що пред'являються до зварних з'єднань металевих конструкцій, які виготовляються з таких сталей. При збільшенні швидкості до $W_{6/5} > 30$ °С/с показники KCU^{-40} металу ЗТВ більшості низьколегованих сталей типу 14Г2, 15ХСНД, 17Г1С, 16Г2АФ значно зменшуються та перестають відповідати зазначеним вимогам.

Щодо сучасних вимог до ударної в'язкості низьколегованих сталей класу міцності С350–С440 ($KCV^{-40} \geq 25$ Дж/см²), то вони можуть бути забезпечені лише при використанні сталей типу 09Г2С та 10ХСНД і лише в тих випадках, коли зварювання виконується на режимах, які забезпечують охолодження металу ЗТВ зварних з'єднань в діапазоні $W_{6/5}$ від 15 до 30 °С/с.

Більш високі показники ударної в'язкості має метал ЗТВ зварних з'єднань низьковуглецевих сталей, які мікролеговані, окремо або в поєднанні, ванадієм, алюмінієм, ніобієм та церієм (рис. 5). Але й до них існують певні обмеження щодо вибору режимів зварювання, коли мова йде про забезпечення ударної в'язкості зварних з'єднань на рівні сучасних вимог. Гарантовано отримати показники KCV^{-40} на рівні, який суттєво перевищує 25 Дж/см² в металі ЗТВ таких сталей можливо за умов охолодження зварних з'єднань з $W_{6/5} \geq 6$ °С/с.

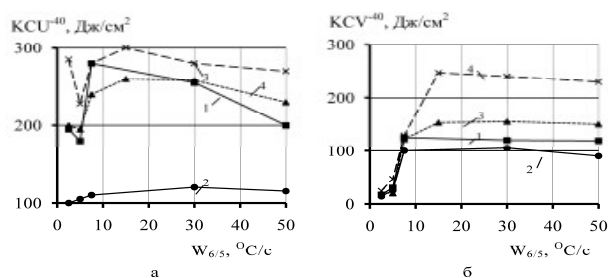


Рис. 5. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$ на показники ударної в'язкості металу ЗТВ сталей: 06ГБД (1), 09Г2СЮч (2), 06Г2Б (3), 10Г2ФБ (4)

Для отримання інформації про вплив ТЦЗ на показники статичної міцності і пластичні властивості металу ЗТВ зварних з'єднань використовують стандартні зразки на розтяг, які виготовляються із заздалегідь оброблених по термічному циклу зварювання брусків металу, що досліджується. Це пов'язано з тим, що зазвичай розміри ЗТВ та окремих її складових значно менші ніж розміри зразків, які випробовуються. Тому в даному посібнику наведені дані щодо змін границі текучості, границі міцності, відносного подовження та відносного звуження, які відбуваються в металі ЗТВ деяких низьколегованих та легованих високоміцних сталей під впливом ТЦЗ, отримані саме з використанням вище зазначеного підходу.

При проведенні досліджень використовувались брускочки розміром 13x13x150 мм, які оброблялися по термічному циклу зварювання на установці МСР-75, розроблений в ІЕЗ ім. Є.О. Патона [11].

Для моделювання ТЦЗ зразки нагрівалися струмом, що проходить, до температури 1250 °С (швидкість нагріву 150 °С/с), а потім охолоджувалися за заданою програмою. За рахунок регулювання інтенсивності обдування зразків інертним газом швидкість їх охолодження в інтервалі температур 600 – 500 °С змінювали від 3 до 50 °С/с. Режим нагріву – охолодження зразків контролювався хромель-алюмельовою термопарою діаметром 0,5 мм, а швидкість охолодження оцінювалася за результатами обробки осцилограм, запис яких вівся на осцилограф 117/1 в координатах температура – час.

Для випробування на статичний (короткочасний) розтяг із оброблених по ТЦЗ брусоків механічним способом виготовляли зразки типу II відповідно до ГОСТ 6996-96 (по 2 зразки на кожну швидкість охолодження). Випробування виконували відповідно до ГОСТ 6996-66 при температурі плюс 20 °С.

Дані щодо впливу ТЦЗ на механічні властивості металу ЗТВ низьколегованих сталей, які наведено на рис. 6, свідчать про те, що по мірі зростання швидкості охолодження, границя текучості та границя міцності металу монотонно збільшуються, а відносне подовження та відносне звуження – зменшуються. В різних сталях це відбувається по різному. Найбільш стрімко зростає статична міцність та зменшується пластичність в металі ЗТВ зварних з'єднань сталей, що мають підвищений вміст вуглецю, таких як 14Г2, 15ХСНД, 17Г1С тощо. Саме в цих сталях навіть при відносно невеликих швидкостях охолодження утворюється мартенсит (рис. 1), який характеризується високою твердістю та міцністю та низькою здатністю до деформування. Враховуючи це, зварювання таких сталей повинно виконуватися на більш високих режимах, які забезпечать охолодження ($W_{6/5}$) металу ЗТВ зварних з'єднань на рівні, що не перевищує 15 °С/с. Для інших низьколегованих сталей режими зварювання повинні вибиратися виходячи з умов забезпечення зварним з'єднанням необхідних показників ударної в'язкості, про що йшлося вище.

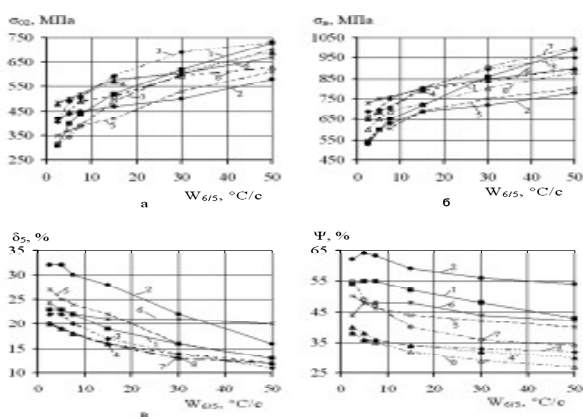


Рис. 6. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$ на показники границі текучості (а), границі міцності (б), відносного подовження (в) та відносного звуження (г) металу ЗТВ сталей: 14Г2 (1), 09Г2С (2), 15ХСНД (3), 17Г1С (4), 10Г2С1 (5), 10ХСНД (6), 14Г2АФ (7), 16Г2АФ (8)

По іншому під впливом термічних циклів зварювання поводить метал ЗТВ низьковуглецевих мікролегованих сталей типу 06ГБД, 09Г2СЮч, 06Г2Б та 10Г2ФБ (рис. 7).

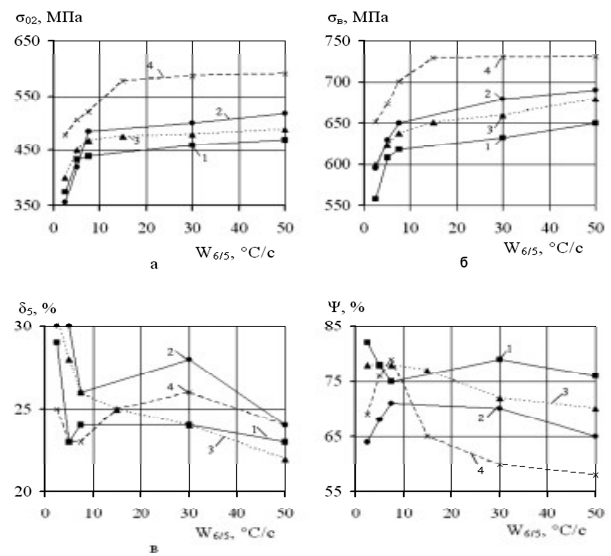


Рис. 7. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$ на показники границі текучості (а), границі міцності (б), відносного подовження (в) та відносного звуження (г) металу ЗТВ сталей: 06ГБД (1), 09Г2СЮч (2), 06Г2Б (3), 10Г2ФБ (4)

При швидкостях охолодження $W_{6/5}$ зварних з'єднань, що менші ніж 10 °С/с, метал в зоні термічного впливу таких сталей знеміцнюється. Це проявляється в тому, що значення його границі текучості зменшуються по відношенню до основного металу на 10–25%. В діапазоні швидкостей від 3–10 °С/с значення σ_{02} та σ_b металу ЗТВ стрімко зростають та в подальшому підвищуються досить повільно. Це цілком закономірно, оскільки, як свідчать дані, наведені на рис. 2, структура металу ЗТВ низьковуглецевих мікролегованих сталей в широкому діапазоні швидкостей охолодження залишається стабільною. Як і в низьколегованих сталях пластичні властивості металу ЗТВ низьковуглецевих мікролегованих сталей зменшуються по відношенню до основного металу. Натомість, на відміну від більшості низьколегованих сталей вони залишаються досить високими та стабільними в широкому діапазоні швидкостей охолодження.

Наукова новизна та практична значимість

Розширено уявлення щодо впливу термічних циклів зварювання т структуру та механічні властивості металу зони термічного впливу зварних з'єднань низьколегованих та мікролегованих конструкційних сталей. Результати досліджень можуть бути використані при розробці технологій зварювання для виготовлення і ремонту металевих конструкцій із сталей класу міцності від С350 до С490.

Висновки

1. При безперервному охолодженні по термічному циклу зварювання з швидкостями $W_{6/5} < 20$ °C/c перетворення аустеніту в низьколегованих конструкційних сталях відбувається головним чином феритній, перлітній та бейнітній областях, а при $W_{6/5} > 80$ °C/c – в мартенситній.

2. На відміну від більшості конструкційних низьколегованих сталей, перетворення аустеніту в мікролегованих ванадієм та ніобієм сталях класу міцності від С350 до С 490 при безперервному охолодженні по термічному циклу зварювання відбувається переважно в бейнітній області.

3. Внаслідок структурних перетворень, які відбуваються в сталях під впливом термічних циклів

зварювання, показники статичної міцності металу зони термічного впливу зварних з'єднань зростають, а пластичні властивості зменшуються.

4. Найбільш високі показники ударної в'язкості в металі зони термічного впливу зварних з'єднань низьколегованих конструкційних сталей забезпечується в діапазоні швидкостей охолодження $W_{6/5}$ від 10 до 30 °C/c.

5. Істотне зменшення показників ударної в'язкості в металі зони термічного впливу зварних з'єднань мікролегованих конструкційних сталей спостерігається при $W_{6/5} < 10$ °C/c. Із збільшенням швидкості охолодження ударна в'язкість металу зони термічного впливу стрімко зростає, та в деяких сталях майже досягає рівня основного металу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Шоршоров М.Х., Белов В.В. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке / М.: Наука, 1972. – 220 с.
2. Seyffarth P. Schwei b - Z.T.U. – Schaubilder. – Berlin: VEB Verlag. – 1982. – 233s.
3. Макаров Э.Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей - М.: Машиностроение, 1981. - 247 с.
4. Сварка высокопрочной стали 12ГН2МФАЮ / В.Ф. Мусяченко, Б.С. Касаткин, Л.И. Миходуй и др. // Автомат. сварка.- 1982.-№5.- С. 47-50.
5. Саржевский В.А., Сазонов В.Я. Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75 // Автомат. сварка. – 1981. - №5. – С.69-70.

REFERENCES

1. Shorshorov M.KH., Belov V.V. Fazovy`e prevrashcheniia i izmeneniia svoi`stv stali pri svarke / М.: Nauka, 1972. – 220 s.
2. Seyffarth P. Schwei b - Z.T.U. – Schaubilder. – Berlin: VEB Verlag. – 1982. – 233s.
3. Makarov E`.L. Holodny`e treshchiny` pri svarke legirovanny`kh stalei` - М.: Mashinostroenie, 1981. - 247 s.
4. Svarka vy`sokoprochnoi` stali 12GN2MFAIU / V.F. Musiachenko, B.S. Kasatkin, L.I. Mihodui` i dr. // Avtomat. svarka.- 1982.-№5.- S. 47-50.
5. Sarzhevskii` V.A., Sazonov V.Ia. Ustanovka dlia imitacii termicheskikh tciclov svarki na baze mashi-ny` MSR-75 // Avtomat. svarka. – 1981. - №5. – S.69-70.

Статья рекомендована к публикации д-ром техн. наук, В.И. Большаковым и д-ром техн. наук, Д.В. Лаухиным (Украина)

УДК 331.422:434

ПСИХОФИЗИОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ БЕЗОПАСНОСТИ ТРУДА ОПЕРАТОРОВ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ПАРАМЕТРОВ СВЕТОВОЙ СРЕДЫ

РАБИЧ Е. В.¹, к.т.н., доц.,
ЧУМАК Л. А.², к.т.н., доц.,
ЛАУХИНА Л. Н.³, к.т.н., доц.,
МЕЩЕРЯКОВА И. В.⁴, ас.

¹ кафедра безопасности жизнедеятельности, Государственное высшее учебное заведение "Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры", ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: Elena.rabich@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5600-0470

² кафедра высшей математики, Государственное высшее учебное заведение "Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры", ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-98-53, e-mail: gurchum@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3858-8028

³ Кафедра экономической теории и права, Государственное высшее учебное заведение "Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры", ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 46-98-53, ORCID ID: 0000-0003-1404-6811

⁴ кафедра безопасности жизнедеятельности, Государственное высшее учебное заведение "Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры", ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: IrinaViktorovnaM@mail.ua, ORCID ID: 0000-0002-1538-2932

Аннотация. Цель. Изучение уровня безопасности труда на современных производствах показало, что причиной аварийных ситуаций и травматизма зачастую являются организационно-психологические факторы: утомляемость, неудовлетворительное психическое состояние, низкий уровень профессиональной подготовки по вопросам безопасности. Важным фактором, влияющим на эффективность деятельности оператора, являются условия световой среды, поскольку они обеспечивают прием информации об объекте управления. Для определения безопасности работы системы «человек – техника – среда» необходимо исследование воздействия психофизиологических факторов трудового процесса и производственной среды операторов при изменении параметров световой среды. **Методика.** Для исследований использован инженерно-психологический метод, определяющий интегральные характеристики восприятия человека. Для получения достоверных результатов были сформулированы критерии отбора и обследования испытуемых операторов, а также обоснованы параметры варьирования условий световой среды. **Результаты.** Выявлена зависимость изменения функционального состояния работников по критериям «восприятие – внимание – сосредоточенность – мышление». Установлен минимальный уровень освещенности при высоких показателях качества слежения. Обнаружена приоритетность левосторонней направленности дополнительного светового потока и определено оптимальное соотношение естественного освещения к искусственному. **Научная новизна.** Разработана методика вероятностного расчета уровней освещенности по критериям психофизиологического состояния работников, с учетом требований Международного и Европейского стандартов по внутреннему освещению рабочих мест МКО/ИСО (ISO 8995:2002 (E) SIE 008/E-2001), позволяющая производить комплексную оценку условий труда. **Практическая значимость.** Установленные зависимости позволяют прогнозировать с достаточной степенью надежности психофизиологические действия операторов при изменениях параметров световой среды на стадии проектирования и реконструкции объектов.

Ключевые слова: безопасность труда; психофизиологические факторы трудового процесса; параметры световой среды; уровень освещенности; эффективность деятельности оператора

ПСИХОФІЗИОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ БЕЗПЕКИ ПРАЦІ ОПЕРАТОРІВ В УМОВАХ ЗМІНЮВАННЯ ПАРАМЕТРІВ СВІТЛОВОГО СЕРЕДОВИЩА

РАБІЧ О. В.¹, к.т.н., доц.,
ЧУМАК Л. О.², к.т.н., доц.,
ЛАУХІНА Л. М.³, к.т.н., доц.,
МЕЩЕРЯКОВА І. В.⁴, ас.

¹ кафедра безпеки життєдіяльності, Державний вищий навчальний заклад "Придніпровська державна академія будівництва та архітектури", вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: Elena.rabich@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5600-0470

² кафедра вищої математики, Державний вищий навчальний заклад "Придніпровська державна академія будівництва та архітектури", вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 47-98-53, e-mail: gurchum@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3858-8028

^{3*} Кафедра економічної теорії та права, Державний вищий навчальний заклад "Придніпровська державна академія будівництва та архітектури", вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, ORCID ID: 0000-0003-1404-6811

⁴ кафедра безпеки життєдіяльності, Державний вищий навчальний заклад "Придніпровська державна академія будівництва та архітектури", вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: IrinaViktorovnaM@mail.ua, ORCID ID: 0000-0002-1538-2932

Анотація. Мета. Вивчення рівня безпеки праці на сучасних виробництвах показало, що причиною аварійних ситуацій і травматизму нерідко є організаційно-психологічні чинники: стомлюваність, незадовільний психічний стан, низький рівень професійної підготовки з питань безпеки. Важливим фактором, що впливає на ефективність діяльності оператора, є умови світлового середовища, оскільки вони забезпечують прийом інформації про об'єкт управління. Для визначення безпеки роботи системи «людина - техніка - середовище» необхідно дослідження впливу психофізіологічних факторів трудового процесу і виробничого середовища операторів в умовах змінювання параметрів світлового середовища. **Методика.** Для досліджень використано інженерно-психологічний метод, що визначає інтегральні характеристики сприйняття людини. Для отримання достовірних результатів були сформульовані критерії відбору та обстеження операторів, а також обґрунтовані параметри варіювання умов світлового середовища. **Результати.** Виявлено залежність зміни функціонального стану працівників за критеріями «сприйняття - увага - зосередженість - мислення». Встановлено мінімальний рівень освітленості при високих показниках якості стеження. Виявлена пріоритетність лівосторонньої спрямованості додаткового світлового потоку і визначено оптимальне співвідношення природного освітлення до штучного. **Наукова новизна.** Розроблено методику імовірнісного розрахунку рівнів освітленості за критеріями психофізіологічного стану працівників, з урахуванням вимог Міжнародного та Європейського стандартів по внутрішньому освітленню робочих місць МКО / ICO (ISO 8995: 2002 (E) CIE 008 / E-2001), що дозволяє проводити комплексну оцінку умов праці. **Практична значимість.** Встановлені залежності дозволяють прогнозувати з достатнім ступенем надійності психофізіологічні дії операторів при змінах параметрів світлового середовища на стадії проектування та реконструкції об'єктів.

Ключові слова: безпека праці; психофізіологічні чинники трудового процесу; параметри світлового середовища; рівень освітленості; ефективність діяльності оператора

PSYCHOPHYSIOLOGICAL CHARACTERISTICS OF SAFETY OPERATORS IN VARIATIONS THE PARAMETERS OF LIGHT ENVIRONMENT

RABICH H.¹, Ph. D., Assos.prof.,
CHUMAK L.², Ph. D., Assos.prof.,
LAUKHYNA L.³, Ph. D., Assos.prof.,
MESCHERYAKOVA I.⁴, Ac.

¹ Life Safety Department, State Higher Education Establishment "Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-A, Chernishevskogo str., Dnipropetrovsk 49600, Ukraine, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: Elena.rabich@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5600-0470

² Department of Higher Mathematics, State Higher Education Establishment "Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-A, Chernishevskogo str., Dnipropetrovsk 49600, Ukraine, тел. +38 (0562) 46-98-53, e-mail: gurchum@gmail.com, ORCID ID: 0000-0002-3858-8028

³ Department of economic theory and law, State Higher Education Establishment "Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-A, Chernishevskogo str., Dnipropetrovsk 49600, Ukraine, ORCID ID: 0000-0003-1404-6811

⁴ Life Safety Department, State Higher Education Establishment "Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture", 24-A, Chernishevskogo str., Dnipropetrovsk 49600, Ukraine, тел. +38 (056) 756-34-57, e-mail: IrinaViktorovnaM@mail.ua, ORCID ID: 0000-0002-1538-2932

Abstract. Purpose. The study of safety level on modern industries demonstrated that often the organizational and psychological factors (fatigue, poor mental state, a low level of training in security issues) are the cause of emergency situations and injuries. The light environment conditions are an important factor that influences the efficiency of operator's activities and allows you to receive an object of management information. To determine the safety of the system «man - technology – environment» is necessary to study the impact of psycho-physiological factors the work process and working environment of operators when the light environment parameters are changed. **Methodology.** For research the engineering-psychological method was used. The proposed method is based on determinations the integral characteristics of human perception. To obtain reliable results, we have formulated the criteria for

selection and inspection of operators. The parameters and the range of variation the light environment conditions were also declared and justified. **Findings.** The dependence of changes in the functional status of employees on the criteria of «perception - attention - focus – thinking» has been revealed. The minimum illumination level for high performance quality monitoring has been established. The priority direction of the additional luminous flux was found. The optimum ratio of natural to artificial lighting was determined. **Originality.** The proposed method of probabilistic calculation of the illumination levels takes into account the psycho-physiological state employees and the requirements of international and European standards (ISO 8995: 2002 (E) CIE 008 / E-2001). It allows carrying out the complex estimation of working conditions. **Practical value.** Installed dependences according allow predicting with sufficient reliability the physiological action of the operators according to changes in the light environment parameters at the design stage and reconstruction.

Keywords: occupational health and safety; physiological factors of work process; parameters of light environment; illumination level; effectiveness of operator's activities

Ведение

Проблемы безопасности и травматизма на современных производствах невозможно решить только инженерными методами. Практика свидетельствует, что в основе аварийности и травматизма (от 60 до 90 % случаев в зависимости от вида трудовой деятельности) зачастую лежат не только инженерно-конструкторские ошибки, а и организационно-психологические причины. Среди них: низкий уровень профессиональной подготовки по вопросам безопасности, наличие вредных производственных факторов, утомляемость людей, неудовлетворительное психическое состояние человека и т.д.

Факторы, влияющие на эффективность операторской деятельности можно разделить на две основные группы: объективные и субъективные.

Субъективными факторами являются уровень подготовки и индивидуальные особенности работника, такие как, психофизиологические свойства, морально-психологические качества, медицинские показатели. К объективным факторам относятся: условия ситуации, связанные с деятельностью оператора в различных обстоятельствах (ночная смена, аварийная ситуация); организация деятельности, связанной с разработкой режимов работы, установлением продолжительности и количества смен; организация рабочего места; поток информации; контроль деятельности [1, 2, 3]. Условия световой среды определяют уровень безопасности труда, поскольку важнейшей составляющей деятельности оператора является прием информации об объекте управления. На основе синтеза ощущений складывается восприятие. Зрительный анализатор формирует в психике человека первичные зрительные ощущения – света, цвета, формы, обеспечивает уровень зрительной деятельности человека [4].

Цель

Исследование влияния психофизиологических факторов трудового процесса и производственной среды операторов **при изменении параметров световой среды** и определение безопасности работы системы «человек – техника – среда».

Методика

Высокие требования ответственности, предъявляемые к операторам, которые выполняют функции контроля и управления технологическим процессом, вызвали необходимость разработки методики исследования психофизиологических факторов труда при изменении параметров световой среды.

Для исследования и оценки такого рода профессиональной деятельности был рассмотрен инженерно-психологический метод [5, 6, 7], определяющий интегральные характеристики человека: быстродействие, точность, надежность, помехоустойчивость и эффективность труда.

Анализ стандартных методик в области гигиены труда и инженерной психологии по определению пропускной способности зрительного анализатора и напряженности труда, оценки надежности, работоспособности и утомляемости в системе «человек – техника – среда» показал возможность его использования в методике исследования психофизиологических особенностей труда операторов при изменении параметров световой среды, что ранее не учитывалось.

Методика исследования включает в себя:

1. анализ содержания деятельности человека, выполняющего функции контроля и управления технологическим процессом;
2. анализ принципов, методов и критериев оценки работоспособности человека, выполняющего эти функции;
3. наличие факторов внешней и производственной среды и их влияние (освещение, микроклимат, шум, вибрация, состав воздуха, излучение и др.);
4. организация рабочего места в соответствии с эргономическими требованиями технологического процесса.
5. учет индивидуальных особенностей человека.

Анализ составляющих методики

1. Анализ содержания и исследование деятельности работника, выполняющего функции контроля и управления технологическим процессом

определяется целым рядом операций: наблюдение, получение информации, обработка информации и принятие решений. Наиболее распространенные виды автоматизации технологических процессов в строительной индустрии при производстве строительных материалов и конструкций, в металлургической и химической промышленности – стационарные системы управления энергетическими установками и управления технологическими процессами имеют циклический характер.

Операторская деятельность непрерывно усложняется. Повышается ответственность за принятие решений. В работе значительное место занимает решение задач, связанных с измерениями переменных, отображение которых производится с помощью цифровых и стрелочных контрольно-измерительных приборов. Основными параметрами контроля и регулирования являются переменные состояния продукта и оборудования. В качестве отображения информации используются световые и звуковые сигнализаторы, шкальные и индикаторные устройства.

Условия работы характеризуются монотонностью, поскольку основной деятельностью является непрерывный контроль. Работник должен обладать знаниями об устройстве оборудования и хранить в памяти количественные характеристики переменных параметров, уметь реализовать эти данные при принятии решения. При этом работник должен оперативно реагировать на критические ситуации и принимать решение.

Как правило, постоянные рабочие места оператора располагаются в непосредственной близости от самих агрегатов и подвергаются неблагоприятным воздействиям производственных факторов, таких как шум, вибрация, излучение. Наличие негативных факторов, монотонность, сочетаются с высокой нагрузкой на ЦНС – напряженностью труда.

Таким образом, содержанием деятельности работника, выполняющего функции контроля и управления при автоматизации технологических процессов, является получение, переработка, отправление информации и принятие решения. Безопасность и эффективность (успешность) выполнения работы зависят от психофизиологических функций человека, влияющих на выполнение каждого этапа деятельности, таких как восприятие, внимание, сосредоточенность, мышление, что является основой безопасности в работе самого оператора и окружающих его людей.

2. Анализ и исследования принципов, методов оценки работоспособности оператора, позволяет выделить основные показатели, отражающие условия труда по фактору освещения для каждого этапа деятельности.

Первый этап – получение информации. Зависит от типа, количества и размещения контрольно-измерительных приборов. Освещение рабочего места должно обеспечивать быстрое восприятие объекта

различения, четкую визуализацию размеров букв, цифр. Процесс выполнения работы происходит, в основном, на сенсорно-перцептивном уровне, который включает ощущение от воздействия раздражителей зрительного анализатора, а также образы восприятия.

Учитывая, что недостаток освещения приводит к ошибкам восприятия пространства, формы, взаимного положения объектов и направления движения, методика исследования влияния освещения на работоспособность человека, при оценке первого этапа деятельности должна включать изучение закономерностей соответствующих механизмов восприятия.

Второй этап – скорость оценки и переработки информации. Основа деятельности на данном этапе формируется на основе оценки значимости объекта различения, сбора и хранения информации – на когнитивном уровне (включает комплексное участие функций внимания и сосредоточенности). Когнитивный диссонанс – напряжение, которое появляется при осознании несовместимости указанных функций и проявляется при недостаточности или несоответствия освещения рабочих мест [8, 9, 10].

Освещение рабочего места должно быть направлено на объект при сохранении требуемого общего освещения рабочего места, обеспечивая сосредоточенность внимания. Поэтому исследование влияния освещения рабочего места на работоспособность в данном этапе должно базироваться и учитывать психофизиологические функции внимания и сосредоточенности.

Третий этап – отправление информации, скорость принятия решения, возможность контроля решения. На образно-оперативном уровне отражают закономерности объединения отдельных информационных признаков в целостные образы, которые следует оценивать изучением психофизиологических функций мышления.

В процессе труда оператора все уровни функций участвуют во взаимосвязи и взаимодействии. Поэтому методика исследования влияния освещения на условия труда человека должна производиться на всех уровнях деятельности оператора: «функции восприятия», «функции внимания», «функции сосредоточенности», «функции мышления» с учетом успешности и безопасности выполнения работ. Отсутствие надлежащего контроля со стороны оператора из-за недостаточности освещения ведет к повышенному напряжению, утомлению за счет ослабления психофизиологических функций снижает надежность системы «человек – техника – среда».

3. Наличие вредных производственных факторов внешней среды, таких как недостаточное освещение, неудовлетворительные микроклиматические условия, наличие шума и вибрации выше нормируемых пределов, запыленность и загазованность помещений, тепловое излучение и наличие других

факторов, негативно влияют на прием и переработку информации.

В современных автоматизированных процессах предусматривается постоянные рабочие места располагать дистанционно, тем самым, снижая воздействие вредных производственных факторов. Поэтому основным фактором производственной среды, который влияет на условия труда, является освещение. Исследование и оценка влияния освещения, его вида, уровня и качества на показатели работоспособности, является основой для обеспечения безопасных условий труда операторов.

4. Вероятность успешного выполнения задания (интегральный показатель результативного и процессуального проявления эффективности и качества) должна обеспечиваться высоким уровнем освещенности рабочих мест, организованных в соответствии с эргономическими требованиями и функциональными возможностями организма человека.

5. Учет индивидуальных особенностей при исследовании влияния освещения на работоспособность, которая зависит от интенсивности и специфики выполнения работы, возраста, пола, эмоционального состояния, уровня профессиональной подготовки.

Различие работоспособности проявляется объективными показателями, к которым относятся: изменение мышления, ослабление внимания, снижение зрительной чувствительности, что необходимо учитывать в методике исследования условий труда по фактору освещения.

Надежность системы «человек – техника – среда» зависит от критериев функционального состояния: «функции восприятия», «функции внимания», «функции сосредоточенности», «функции мышления» [11].

Методика исследования психофизиологических факторов труда операторов при изменении параметров световой среды и надежности системы «человек – техника – среда» основана на тестировании по следующим показателям (рис.1):

1. число заданий, выполняемых без ошибок;
2. число ошибок за определенный промежуток времени;
3. вероятность работы без ошибок.

В тоже время, снижение надежности системы зависит и от ошибок оператора на сенсорном уровне. Зрительная работоспособность, физические характеристики объектов различения учтены в нормативных документах по проектированию освещения, действующих в Украине и новых проектах [12, 13].

При разработке методики в основу приняты нормативные уровни освещенности, определенные по показателям функции зрения (контрастная чувствительность, скорость различения); комплексные функции (абсолютная и относительная видимость, зрительная работоспособность); общая эффективность зрительной работы.

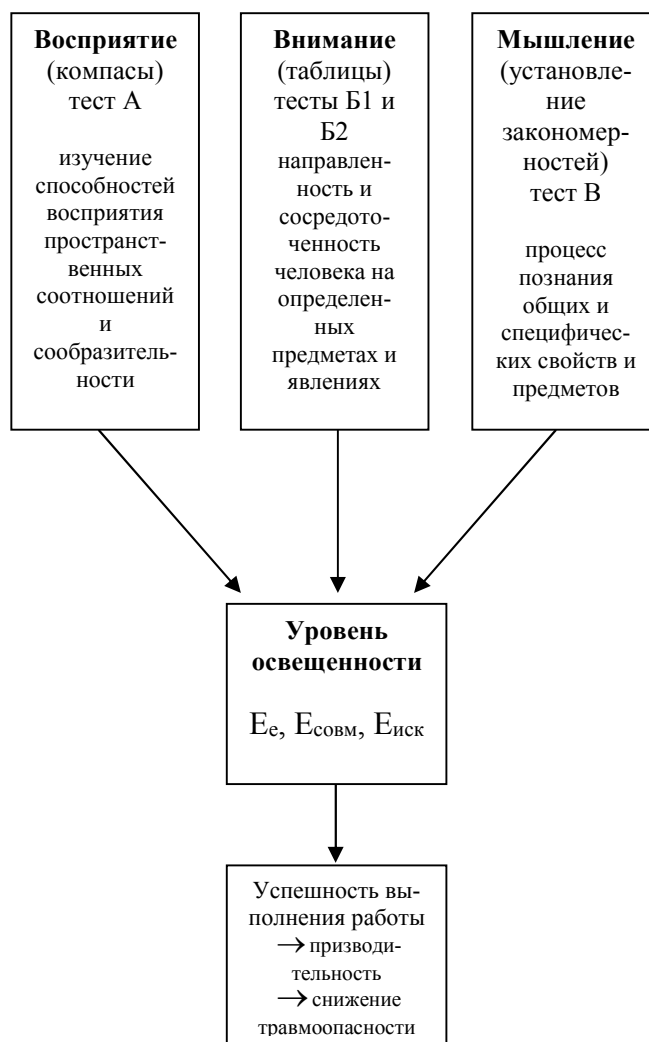


Рис.1. Схема исследований методом тестирования в зависимости от освещения рабочих мест /
Scheme of research by the method of testing

Результаты

Операторский труд включает в себя зрительную компоненту – фиксация линии зрения при наблюдении за приборами и технологическим оборудованием или его управлением. Параметры яркости зрительного ощущения остаются стабильными по отношению к уровню освещения в пределах горизонтальной полосы, шириной 40° и центрированной в поле зрения [14]. Зона наблюдения соответствует полю зрения оператора (дополнительное движение глаз, исключая движение головы).

Контроль успешности выполнения работ в комплексе функций «восприятие – внимание – сосредоточенность – мышление» с учетом уровня освещенности рабочего места, что ранее не проводилось, позволяет получить комплексную оценку надежности системы «человек – техника – среда» и установить его критерии для обеспечения безопасности в процессе работы и снижения риска

возникновения аварий. Напряженность и монотонность труда учитывается экспериментатором по заданию скорости выполнения теста.

Для тестирования был проведен отбор операторов (мужчин и женщин) по следующим показателям: профессиональная пригодность, стаж работы не менее 3-х лет, возраст от 25 до 40 лет. Исследования проводились в условиях естественного, искусственного и совмещенного освещения по уровню освещенности. После обработки результаты представлены в таблице 1.

Таблица 1.

Сравнение результатов расчетов, полученных по эксперименту, со среднестатистическими данными [6]/
Comparison the results by the experiment with average statistical [6]

Значения уровней	А		Б1		Б2		В	
	M_A	σ_A	M_A	σ_A	M_A	σ_A	M_A	σ_A
300	12,46	4,02	152,3	9,34	1,51	0,15	6,06	1,86
400	13,08	4,01	151,9	10,28	1,53	0,17	6,28	1,75
СД*	12,49	4,02	152,72	9,68	1,54	0,16	6,17	1,85
Δ_{300}	0,03	0,00	0,42	-0,34	-0,03	-0,01	-0,11	0,01
Δ_{400}	-0,59	0,01	-0,82	0,60	-0,01	0,01	0,11	-0,10

СД* – среднестатистические данные показателей функции восприятия, пропускной способности, сосредоточенности внимания и мышления у операторов с высоким уровнем функциональной подвижности нервных процессов.

Δ_{300} , Δ_{400} – разница результатов эксперимента, выполненных при освещенности 300лк, со среднестатистическими данными.

В соответствии с действующими нормами проектирования освещения в рабочих помещениях, при выполнении работы операторов – машинистов и операторов – диспетчеров с фиксированной линией зрения отвечают V разряду зрительной работы. Размер цифр, стрелочных, шкальных индикаторов, датчиков, которые широко используются в приборах управления и контроля автоматизированного технологического процесса, составляет от 1 до 5 мм.

Минимальный уровень освещенности для этого разряда работ, согласно [12,13] составляет 150-200 лк в зависимости от контрастности фона с объектом, коэффициент естественной освещенности (КЕО) равняется 1 %. С учетом требований международных стандартов, в исследованиях условий труда принят диапазон уровней освещения от 100 до 500 лк, КЕО–1%.

Научная новизна и практическая значимость

В результате проведенных исследований установлены зависимости изменения функционального состояния работников по критериям «восприятие – внимание – сосредоточенность – мышление» от уровня освещенности рабочих мест в диапазоне от 100 лк до 500 лк с шагом 50 лк, что позволяет прогнозировать психофизиологические действия операторов при изменении параметров световой среды на стадии проектирования и реконструкции объектов.

Установлено, что минимальный уровень освещенности при высоких показателях качества слежения в функциях «восприятие – внимание – сосредоточенность – мышление», выявленный в результате тестирования для автоматизированных производственных процессов, составляет 200 - 300лк.

Определено, что приоритетной, по показателям преобладания успешности выполнения работ и качества слежения и относительного показателя функционального состояния ЦНС, при постоянном уровне освещения, является левосторонняя направленность дополнительного светового потока в соотношении естественного освещения к искусственному 5:1, что согласуется с биологическими исследованиями гигиенической оценки естественного и искусственного освещения.

Выводы

На основе исследований разработана методика вероятностного расчета уровней освещенности по критериям психофизиологического состояния работников, с учетом требований Международного и Европейского стандартов по внутреннему освещению рабочих мест МКО/ИСО (ISO 8995:2002 (E) СIE 008/E-2001), позволяющая производить комплексную оценку условий труда.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Семак О. О. Основы инженерної психології: навч-метод. посіб. – Івано-Франківськ: Плай, 2006. – 106 с.
2. Баклицький І. О. Психологія безпеки праці: підручник – К.: Знання, 2008. – 655с.
3. Трофімов Ю. Л. Інженерна психологія / Електронний ресурс: Режим доступу: http://uchebnikonline.com/psihologia/inzhenerna_psihologiya_trofimov_yul/inzhenerna_psihologiya.
4. Сергеев С. Ф. Инженерная психология и эргономика: учебн. пособ. – М.: НИИ школьных технологий, 2008. – 176с.
5. Ложкин Г. В., Повакель Н. И. Практическая психология в системах „человек-техника”: Учеб. Пособие. – К.: МАУП, 2003. – 296 с.

6. Макаренко Н. В. Психофизические функции человека и операторский труд. – К.: Наукова думка, 1991. – 206 с.
7. Волков В. Г., Машкова В. М. Методы и устройства для оценки функционального состояния и уровня работоспособности человека-оператора. – М.: Наука, 1993. – 207 с.
8. Ван Боммель В., ван ден Бельд Г., Ван Оойжен М. Промышленное освещение и производительность труда // Светотехника. – 2003. – №1. – С. 8-12.
9. Ван ден Бельд Г. Свет и здоровье // Светотехника. – 2003. – №1. – С. 4-8.
10. Блаттнер П., Даниленко К., Зак П., Текшева Л., Шаракшанэ А. Свет с позиции хронофизиологии: какой, сколько и когда. // Светотехника. – 2016. – №1. – С. 45-49.
11. Рабич Е. В., Пушнин Л. П., Фоменко В. И. Естественное освещение как фактор производственной среды // IV міжнародний симпозиум «Безопасность жизнедеятельности», Технополис, – Днепропетровск, 2004. – С. 75-76
12. Природне і штучне освітлення ДБН В.2.5-28-2006. Електронний ресурс: Видання офіційне Мінбуд. України, Київ, 2006, режим доступу: http://journal.esco.co.ua/building/2015_3_4/log/art28.pdf.
13. Природне і штучне освітлення ДБН В.2.5-28:2016 (проект). Електронний ресурс режим доступу: http://dbn.at.ua/load/normativy/dbn/dbn_v_2_5_28_2015/1-1-0-1188
14. Рабич Е. В. Оптимизация светового режима на рабочих местах // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. – Днепропетровск: ПГАСиА, 2004. Вып. 28.– С. 97-102

REFERENCES

1. Semak O. O. *Osnovy inzhenernoi psikhologii: navch-metod. posib.* [Fundamentals of engineering psychology]. Ivano-Frankivsk: *Plai*, 2006. – 106 p. (in Ukrainian).
2. Baklytskyi I. O. *Psykholohiia bezpeky pratsi: pidruchnyk.* [Psychology of safety: manual]. Kyiv: *Znannia* [Knowledge], 2008. – 655p. (in Ukrainian).
3. Trofimov Yu. L. *Inzhenerna psykholohiia / Elektronnyi resurs.* [Engineering Psychology] Available at: http://uchebnikonline.com/psihologia/inzhenerna_psihologiya_-_trofimov_yul/inzhenerna_psihologiya (in Ukrainian).
4. Serheev S.F. *Inzhenernaya psihologiya i ergonomika: uchebn. posob.* [Engineering psychology and ergonomics] – М.: *NII shkolykh tehnologiy*, 2008. – 176 p. (in Russian).
5. Lozhkyn H. V., Poviakel N. Y. *Praktycheskaia psykholohiia v sistemakh „chelovek-tekhnika“: Ucheb. Posobyie.* [Practical Psychology in the system "human-technique"] – К.: *MAUP*, 2003. – 296 p. (in Russian).
6. Makarenko N. V. *Psykhofyzycheskiye funktsyy cheloveka y operatorskyi trud.* [Mental functions of the human operator and the work] – К.: *Naukova dumka* [Scientific thought], 1991. – 206 p. (in Russian).
7. Volkov V. H., Mashkova V. M. *Metody i ustroystva dlya otsenki funktsionalnogo sostoyaniya i urovnya rabotosposobnosti cheloveka-operatora.* [Methods and apparatus for evaluating the functional state and the level of human operator performance] – М.: *Nauka* [The science], 1993. – 207 p. (in Russian).
8. Van Bommel V., van den Beld H., Van Ooizhen M. *Promyishlennoe osveschenie i proizvoditelnost truda.* [Industrial lighting and productivity] // *Svetotekhnika* [Lighting engineering] – 2003. – №1. – P. 8-12. (in Russian).
9. Van den Beld H. *Svet y zdorove.* [Light and Health] // *Svetotekhnika* [Lighting engineering]. – 2003. – №1. – P. 4-8. (in Russian).
10. Blattner P., Danylenko K., Zak P., Teksheva L., Sharakshanэ A. *Svet s pozitsii hronofiziologii: kakoy, skolko i kogda.* [Light from the position of hronophysiology: how, how much and when] // *Svetotekhnika* [Lighting engineering]. – 2016. – №1. – P. 45-49. (in Russian).
11. Rabych E. V., Pushyn L. P., Fomenko V. Y. *Estestvennoe osveshchenye kak faktor proyzvodstvennoi sredy.* [Natural lighting as a factor in the production environment] // *IV mizhnarodnyi sympozium «Bezopasnost zhyznedeiatelnosti»* [IV International Symposium «Health and Safety»], *Tekhnopolys* [Technopolis], – Dnepropetrovsk, 2004. – P. 75-76 (in Russian).
12. *Pryrodne i shtuchne osvittlenia DBN V.2.5-28-2006.* [Natural and artificial lighting. State building codes V.2.5-28-2006]. Elektronnyi resurs: Vydannia ofitsiine Minbud Ukrainy Kyiv 2006, Available at: http://journal.esco.co.ua/building/2015_3_4/log/art28.pdf. (in Ukrainian).
13. *Pryrodne i shtuchne osvittlenia DBN V.2.5-28:2016 (proekt).* [Natural and artificial lighting. State building codes V.2.5-28:2016 (the project)]. Elektronnyi resurs. Available at: http://dbn.at.ua/load/normativy/dbn/dbn_v_2_5_28_2015/1-1-0-1188. (in Ukrainian).
14. Rabych E. V. *Optymyzatsiia svetovogo rezhyma na rabochykh mestakh.* [Optimization of the light conditions in the workplaces] // *Stroytelstvo, materyalovedenye, mashynostroenye.* [Construction, materials science, mechanical engineering]: *Sb. nauchn. Trudov* [Coll. of Scien. Works]. – Dnepropetrovsk: PHASyA, 2004. V. 28.– P. 97-102 (in Russian).

Статья рекомендована к публикации в журнале «Строительство, материаловедение, машиностроение», В.И. Большаковым и доктором техн. наук, Д.В. Лаухиным (Украина)

УДК 669.017.16:639.2:620.18

ВПЛИВ ВІБРАЦІЙНОЇ ДІЇ МАЛОЇ ПИТОМОЇ ПОТУЖНОСТІ НА СТРУКТУРУ ЗВАРНОГО ШВА

РОТТ Н.О.^{1*}, *к.т.н., доц.*

^{1*}Кафедра матеріалознавства і обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва і архітектури», вул. Чернишевського, 24^а, м. Дніпропетровськ, Україна, 49005, (0562)46-64-62, e-mail: aspirant@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405.

Анотація: Вимоги до зварювальних процесів набувають особливого значення в умовах відкритого будівництва, де для одержання надійних з'єднань є складним, високовартісним або неможливим застосування стаціонарних машин і апаратів. У таких випадках здійснення зварювальних робіт із застосуванням механічних вібрацій під час зведення відповідальних конструкцій стає необхідністю. Тому *метою* даної роботи є вивчення впливу вібраційної дії малої питомої потужності на структуру зони термічного впливу і зварного з'єднання. *Методика.* Механічна вібрація потужністю 250 Вт з частотою 60 передавалась до зварного з'єднання, в якому збуджувалися пружні коливання. Дослідження пружних вібраційних коливань на структуру зварних з'єднань були виконані при механізованому зварюванні з'єднань сталі 10Г2ФБ дротом Megafil 821 R діаметром 1,2 мм в суміші аргону і вуглекислого газу. *Практична значимість.* Малопотужні вібраційні коливання в діапазоні частот 60 Гц сприяють подрібненню структури, а також сприяють формуванню в металі шва більш однорідної структури.

Ключові слова: вібрація, мала питома потужність, зварювання, зона термічного впливу.

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ МАЛОЙ УДЕЛЬНОЙ МОЩНОСТИ НА СТРУКТУРУ СВАРНОГО ШВА

РОТТ Н.А.^{1*}, *к.т.н., доц.*

^{1*}Кафедра материаловедение и обработки материалов ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», ул. Чернышевского, 24^а, г. Днепропетровск, Украина, 49005, (0562)46-64-62, e-mail: aspirant@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405.

Аннотация: Требования к сварочным процессам приобретают особое значение в условиях открытого строительства, где для получения надежных соединений является сложным, дорогостоящим или невозможным применение стационарных машин и аппаратов. В таких случаях осуществления сварочных работ с применением механических вибраций при возведении ответственных конструкций становится необходимостью. Поэтому *целью* данной работы является изучение влияния вибрационного воздействия малой удельной мощности на структуру зоны термического влияния и сварного соединения. *Методика.* Механическая вибрация мощностью 250 Вт с частотой 60 передавалась к сварному соединению, в котором возбуждались упругие колебания. Исследование упругих вибрационных колебаний на структуру сварных соединений были выполнены при механизированной сварке соединений стали 10Г2ФБ проволокой Megafil 821 R диаметром 1,2 мм в смеси аргона и углекислого газа. *Практическая значимость.* Маломощные вибрационные колебания в диапазоне частот 60 Гц способствуют измельчению структуры, а также способствуют формированию в металле шва более однородной структуры.

Ключевые слова: вибрация, малая удельная мощность, сварка, зона термического влияния.

THE EFFECT OF VIBRATIONAL IMPACT OF LOW POWER DENSITY ON THE WELD STRUCTURE

ROTT N.O.^{1*}, *Ph.D. (Tech.), Ass. Prof.*

^{1*}Department of Material Science and Treatment of Materials, SHEE “Pridneprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture”, 24^A, Chernishevskogo str., Dnipropetrovsk, Ukraine, 49005, (0562)46-64-62, e-mail: aspirant@mail.pgasa.dp.ua, ORCID ID: 0000-0002-3839-6405.

Abstract: The requirements for welding processes are particularly important in terms of building an open, where to get reliable connections is difficult, expensive or impossible to use machinery and stationary devices. In such cases, the implementation of welding using mechanical vibrations in the construction of important structures is becoming a necessity. Therefore *the aim* of this work is to study the effect of vibration exposure low specific manner, the structure of power in the heat-affected zone and weld. **Methods.** Mechanical vibration of 250 watts at 60 Hz transmitted to the weld connection, wherein the elastic vibrations are excited. Investigation of elastic vibrations on the structure welded joints were made in mechanized welding the steel wire 10G2FB Megafil 821 R, 1.2 mm diameter in a mixture of argon and carbon dioxide. **Practical significance.** Thin vibratory oscillations in the frequency range 60 Hz contribute structure refinement and promote the formation of the weld metal more homogeneous structure.

Keywords: vibration, low power density, welding, heat affected zone.

Вступ

Лиття і зварювання є технологіями створення деталей, які широко використовуються у промисловості для виготовлення виробів складних форм. Проте слід зазначити, що ці деталі дуже важко або неможливо одержати за допомогою звичайних методів обробки, наприклад, деформації – кування, прокатки або застосування болтових і заклепувальних з'єднань замість зварювання. Крім цього, такі вироби важко зміцнити традиційними методами. Тому для подрібнення зерна, поліпшення мікроструктури і механічних властивостей виливків та зварних з'єднань вже під час затвердіння розплавленої ванни використовуються такі способи, як механічні вібрації, електрошокові й електромагнітні впливи тощо [1 – 12].

Вимоги до зварювальних процесів набувають особливого значення в умовах відкритого будівництва, де для одержання надійних з'єднань є складним, високовартісним або неможливим застосування стаціонарних машин і апаратів. У таких випадках здійснення зварювальних робіт із застосуванням механічних вібрацій під час зведення відповідальних конструкцій стає необхідністю.

Так, у роботі [13], показано, що при формуванні наплавленого металу під дією низькочастотних коливань, у ньому збуджуються високочастотні коливання, які інтенсифікують процеси структуроутворення: зростання первинних кристалів, багатофазні реакції поверхневих явищ. Внаслідок цього змінюється структура і властивості зміцненого шару: розмір зерен, однорідність по всьому об'єму наплавленого шару, щільність, твердість.

Мета роботи

Тому метою роботи є дослідження впливу механічної вібрації малої питомої потужності на структуру зварного шва, а також зони термічного впливу сталі 10Г2ФБ.

Методика

Механічна вібрація потужністю 250 Вт з частотою 60 передавалась до зварного з'єднання, в якому збуджувалися пружні коливання.

Дослідження пружних вібраційних коливань на структуру зварних з'єднань були виконані при механізованому зварюванні з'єднань сталі 10Г2ФБ дротом Megafil 821 R діаметром 1,2 мм в суміші аргону і вуглекислого газу (82 % + 18 %).

Стикові з'єднання з V-подібним розкриттям розміром 290×140×18 мм. Погонна енергія зварювання 9,5 кДж/см (IЗВ = 160 – 180 А, УД = 26 – 28 В, VЗВ = 11,4 – 13 м/г).

Параметри пружних вібраційних коливань, які збуджувалися при зварюванні вказаного вище з'єднання, наведені в таблиці 1.

Таблиця 1

Режими вібраційних пружних коливань при зварюванні стикових з'єднань сталі 10Г2ФБ / Modes of elastic vibrations in the welding joints of 10G2FB steel

Тип сталі та розмір зварного з'єднання	Кількість обертів двигуна n, об/хв	Вібраційне переміщення S _{пк} , мкм	Швидкість переміщення V _{пк} , мм/с	Частота коливань N, Гц
10Г2ФБ, 290×140×18 мм	3500	10,0...11,1	4,3...5,2	60

Результати досліджень

На рисунку 1. показана мікроструктура зварного шва сталі 10Г2ФБ, яка зварювалась під дією частот в 60 Гц.

Відображена нижче структура зварного шва (рис. 1) складається з дендритної структури, в середині якої знаходиться нижній бейніт. По границям дендритних зерен є виділення доєвтектоїдного фериту. Також на зображеннях можливо побачити дефекти, а саме неметалеві включення.

Зображення на рис. 1 г говорить про зменшення дендритної структури, та розмиття її границь. Зменшується кількість доєвтектоїдного фериту. Бейнітна структура залишається не змінною.

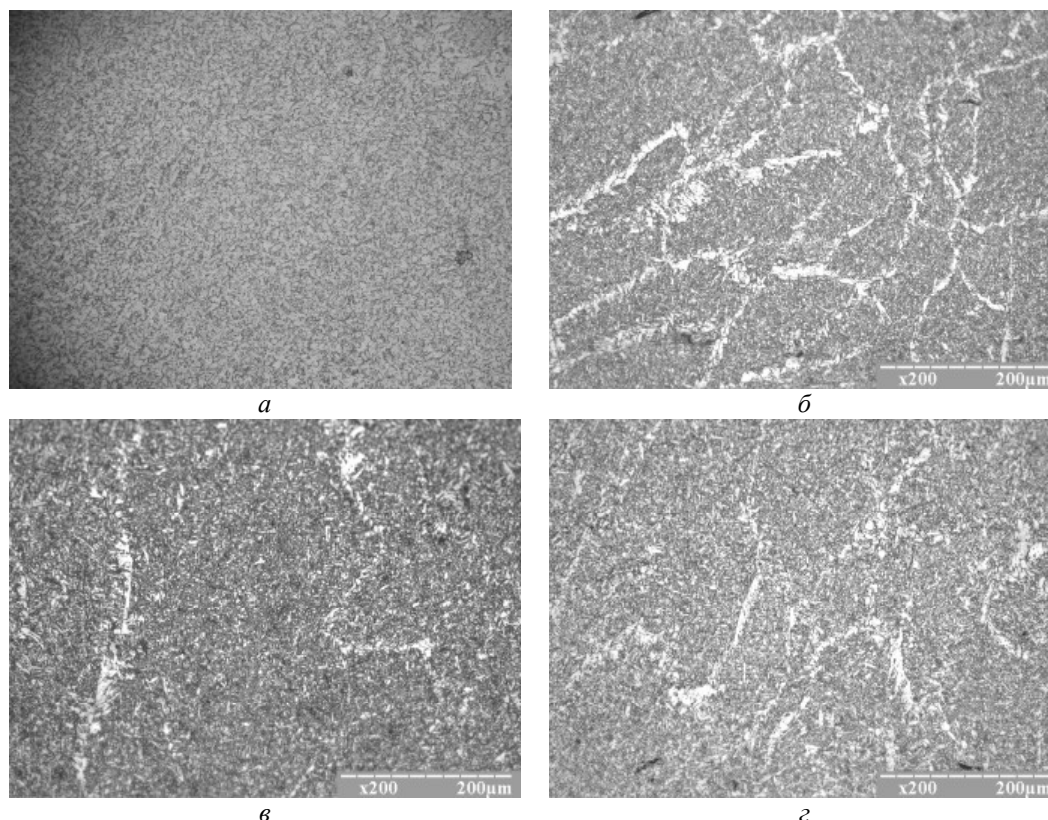


Рис. 1. Структура зварного шва, х 200: а – без вібраційного впливу; б – під дією вібрації частотою 60 Гц (низ); в – під дією вібрації частотою 60 Гц (верхня); г – під дією вібрації частотою 60 Гц (середина) / Fig. 1. The structure of the welded seam, х 200: а – without vibration exposure; б – with vibration frequency of 60 Hz (bottom) с – with vibration frequency of 60 Hz (surface); d – with vibration frequency of 60 Hz (middle).

На рисунках 2 – 3 зображена мікроструктура, що відповідає зоні термічного впливу (ЗТВ), та основному металу.

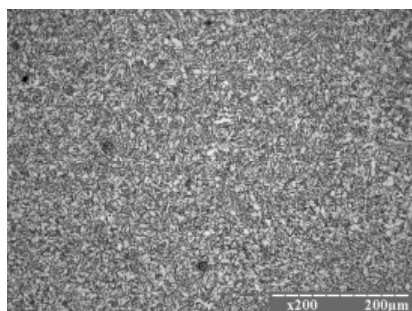


Рис. 2. Структура ЗТВ (середина) під дією вібрації частотою 60 Гц, х 200 / Fig. 2. The structure of the heat affected zone (mid) under vibration frequency of 60 Hz, х 200.

Зона термічного впливу, що на рис. 2 складається з дисперсної ферито-перлітної структури, в середині феритних зерен спостерігаються неметалеві включення.

Структура основного металу (рис. 3.) складається з ферито-перлітних зерен та неметалевих включень.

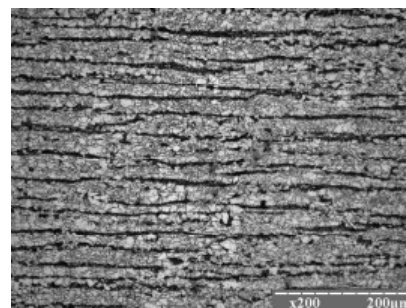


Рис. 3. Структура основного металу (середина) під дією вібрації частотою 60 Гц, х 200 / Fig. 3. The structure of the base metal (mid) by the vibration frequency of 60 Hz, х 200

Висновки

Проведені дослідження дозволили встановити вплив пружних вібраційних коливань малої питомої потужності на зміну структури металу зварних з'єднань високоміцної низьковуглецевої сталі 10Г2ФБ. Отримані результати вказують, пружні коливання в діапазоні частот 60 Гц не призводять до погіршення структури, а сприяють її подрібненню, а також сприяють формуванню в металі шва більш однорідної структури, а структура металу ЗТВ при цьому суттєво не змінюється.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Xu H. Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration / H. Xu, X. Jiana, T. Meek, Q. Han // *Materials Letters*. Vol. 58. – 2004. – P. 3669–3673. Режим доступа: <http://www.osti.gov/scitech/servlets/purl/886703-ohkArs/>.
2. Jian X. Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration / X. Jian, T.T. Meek, Q. Han // *Scripta Materialia*. Vol. 54. – 2006. – N 5. – P. 893-896. Режим доступа: http://www.researchgate.net/publication/222293606_Refinement_of_eutectic_silicon_phase_of_aluminum_A356_alloy_using_high-intensity_ultrasonic_vibration
3. Xu H. Effect of power ultrasound on solidification of aluminum A356 alloy / H. Xu, X. Jiana, T. Meeka, Q. Han // *Materials Letters*. Vol. 59. – 2005. – P. 190 – 193. Режим доступа: http://mastersonics.com/documents/mmm_applications/ultrasonic_metallurgy/effect_of_power_ultrasound_on_solidification_of_aluminum_a356_alloy.pdf
4. Zhong Z.Y. Production and Mechanical Properties of In-Situ Ti Alloying A356 Alloys / Z.Y. Zhong, H. Saka, T.H. Kim, E.A. Holm, Y.F. Han, X.S. Xie // *Materials Science Forum*. Vol. 475-479. – 1998. – P. 321-324. Режим доступа: http://www.researchgate.net/profile/Minlin_Zhong/citations?sorting=citationCount&page=1
5. Mizutani Y. Effect of the electromagnetic vibration intensity on microstructural refinement of Al-7%Si alloy / Y. Mizutani, K. Miwa, K. Yasue, T. Tamura, Y. Sakaguchi, Y. Ohura // *Materials Transactions*. Vol. 45. – 2004. – N 6. – P. 1944-1948. Режим доступа: <https://www.jim.or.jp/journal/e/pdf3/45/06/1944.pdf>.
6. Большаков В.И. Влияние механической вибрации на формирование структуры отливок из стали 110Г13Л. / В. И. Большаков, Г. М. Воробьев, Л. С. Кривуша, Н. А. Ротт // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* – Вып. 61. – Днепропетровск, ПГАСА, 2011. – С. 49 – 53.
7. Большаков В.И. Управление многофазной кристаллизацией с помощью вибрационного воздействия / В. И. Большаков, Н. А. Ротт // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* – Вып. 65. – Днепропетровск, ПГАСА, 2012. – С. 52 – 56. Режим доступа: http://pgasa.dp.ua/a/international%20conferences/inovacii/archive/vipusk_65_2012.pdf.
8. Ротт Н. А. Зависимость механических характеристик стали 110Г13Л от частоты вибрации / Н. А. Ротт // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* – Вып. 67. – Днепропетровск, ПГАСА, 2013. – С. 252 – 254. Режим доступа: <http://pgasa.dp.ua/a/international%20conferences/starodubov/archive/referats%20of%20starodubov%202013-67.pdf>
9. Большаков В.И. Влияние маломощной механической вибрации на структуру и свойства аустенитной стали 110Г13Л / В. И. Большаков, Н. А. Ротт // *Металлургическая и горнорудная промышленность: Научно-техн. и производственный журнал.* – № 3 (282). – Днепропетровск: ООО «Укрметаллургинформ «НТА», 2013. – С.83 – 84. Режим доступа: <http://www.metaljournal.com.ua/next-issue/>.
10. Большаков В.И. Влияние маломощной механической вибрации на структуру и свойства эвтектических сплавов Al-Si i Al-Cu/ В. И. Большаков, Н. А. Ротт // *Металлургическая и горнорудная промышленность: Научно-техн. и производственный журнал.* – № 4 (283). – Днепропетровск: ООО «Укрметаллургинформ «НТА», 2013. – С.63 – 65. Режим доступа: http://irbis.bti.secna.ru/cgi-bin/irbis64r_12/cgiirbis_64.exe?LNG=uk&Z21ID=&I21DBN=MARS&P21DBN=MARS&S21STN=1&S21REF=10&S21FMT=fullwebr&C21COM=S&S21CNR=30&S21P01=0&S21P02=0&S21LOG=1&S21P03=K&S21STR=%D0%BC%D0%B0%D0%BB%D0%BE%D0%BC%D0%BE%D1%89%D0%BD%D0%B0%D1%8F%20%D0%B2%D0%B8%D0%B1%D1%80%D0%B0%D1%86%D0%B8%D1%8F
11. Большаков В.И. Влияние механических колебаний на распределение легирующих элементов в стали Гадфильда (110Г13Л) / В. И. Большаков, Н. А. Ротт // *Вісник Придніпровської державної академії будівництва і архітектури: Збірник наукових праць.* – № 10. – Дніпропетровськ: ПДАБА, 2013. – С. 4 – 9. Режим доступа: <http://cyberleninka.ru/article/n/vliyanie-mehanichestkih-kolebanij-na-raspredelenie-legiruyuschih-elementov-v-stali-gadfilida-110g13l>.
12. Большаков В.И. Влияние вибрационного воздействия малой удельной мощности на морфологию заэвтектических силуминов / В. И. Большаков, Н. А. Ротт // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* – Вып. 80. – Днепропетровск, ПГАСА, 2015. – С. 92 – 97. Режим доступа: http://www.irbis-nbuv.gov.ua/cgi-bin/irbis_nbuv/cgiirbis_64.exe?Z21ID=&I21DBN=UJRN&P21DBN=UJRN&S21STN=1&S21REF=10&S21FMT=ntuu_all&C21COM=S&S21CNR=20&S21P01=0&S21P02=0&S21COLORTERMS=0&S21P03=I&S21STR=%D0%9670492:%D0%A1%D1%82%D0%B0%D1%80%D0%BE%D0%B4%D1%83%D0%B1.%D1%87%D0%B8%D1%82.%2F2015%2F80
13. Большаков В.И. Влияние низкочастотных колебаний на структуру наплавленного металла / В. И. Большаков, И. М. Спиридонова, Н. А. Ротт // *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* – Вып. 69. – Днепропетровск, ПГАСА, 2013. – С. 71 – 75.

REFERENCES

1. Xu H. Degassing of molten aluminum A356 alloy using ultrasonic vibration / H. Xu, X. Jiana, T. Meek, Q. Han // *Materials Letters*. Vol. 58. – 2004. – P. 3669–3673. Режим доступа: <http://www.osti.gov/scitech/servlets/purl/886703-ohkArs/>.
2. Jian X. Refinement of eutectic silicon phase of aluminum A356 alloy using high-intensity ultrasonic vibration / X. Jian, T.T. Meek, Q. Han // *Scripta Materialia*. Vol. 54. – 2006. – N 5. – P. 893-896. Режим доступа: http://www.researchgate.net/publication/222293606_Refinement_of_eutectic_silicon_phase_of_aluminum_A356_alloy_using_high-intensity_ultrasonic_vibration
3. Xu H. Effect of power ultrasound on solidification of aluminum A356 alloy / H. Xu, X. Jiana, T. Meeka, Q. Han // *Materials Letters*. Vol. 59. – 2005. – P. 190 – 193.
4. Zhong Z.Y. Production and Mechanical Properties of In-Situ Ti Alloying A356 Alloys / Z.Y. Zhong, H. Saka, T.H. Kim, E.A. Holm, Y.F. Han, X.S. Xie // *Materials Science Forum*. Vol. 475-479. – 1998. – P. 321-324.
5. Mizutani Y. Effect of the electromagnetic vibration intensity on microstructural refinement of Al-7%Si alloy / Y. Mizutani, K. Miwa, K. Yasue, T. Tamura, Y. Sakaguchi, Y. Ohura // *Materials Transactions*. Vol. 45. – 2004. – N 6. – P. 1944-1948.

6. Bolshakov V.I., Vorobev G.M, Krivusha L.S., Rott N.A. *Vliyanie mehanicheskoy vibratsii na formirovanie strukturyi otlivok iz stali 110G13L* [Effect of mechanical vibration on the formation of the structure of steel castings 110G13L] Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie [Construction, materials science, mechanical engineering]. – Dnepropetrovsk, PGASA, 2011. – no 61. – S. 49 – 53. (in Russian).
7. Bolshakov V.I., Rott N.A. *Upravlenie mnogofaznoy kristallizatsiey s pomoschyu vibratsionnogo vozdeystviya* [Managing multi-phase crystallization using vibration exposure] Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie [Construction, materials science, mechanical engineering]. – Dnepropetrovsk, PGASA, 2012. – no 65. – S. 52 – 56. (in Russian).
8. Rott N.A. *Zavisimost mehanicheskikh harakteristik stali 110G13L ot chastoty vibratsii* [Dependence of mechanical properties of steel 110G13L frequency vibration] Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie [Construction, materials science, mechanical engineering]. – Dnepropetrovsk, PGASA, 2013. – no 67. – S. 252 – 254. (in Russian).
9. Bolshakov V.I., Rott N.A. *Vliyanie malomoschnoy mehanicheskoy vibratsii na strukturu i svoystva austenitnoy stali 110G13L* [Effect of a low-power mechanical vibration on the structure and properties of austenitic steel 110G13L]. Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyishlennost [Metallurgical and Mining Industry]. – Dnepropetrovsk: OOO "Ukrmetallurginform" NTA ", 2013. – no 3 (282). – S. 83 – 84. (in Russian).
10. Bolshakov V.I., Rott N.A. *Vliyanie malomoschnoy mehanicheskoy vibratsii na strukturu i svoystva evtekticheskikh splavov Al-Si i Al-Cu* [Effect of a low-power mechanical vibration on the structure and properties of eutectic alloys Al-Si i Al-Cu] Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyishlennost [Metallurgical and Mining Industry]. – Dnepropetrovsk: OOO "Ukrmetallurginform" NTA ", 2013. – no 4 (283). – S. 63 – 65. (in Russian).
11. Bolshakov V.I., Rott N.A. *Vliyanie mehanicheskikh kolebaniy na raspredelenie legiruyuschih elementov v stali Gadfilda (110G13L)* [Effect of mechanical vibrations on the distribution of alloying elements in steel Hadfield (110G13L)] Visnik Pridniprovskoyi derzhavnoyi akademiyi budivnitstva i arhitekturi. [News of Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering] – Dnipropetrovsk: PDABA, 2013. – no 10. – S. 4 – 9. (in Russian).
12. Bolshakov V.I., Rott N.A. *Vliyanie vibratsionnogo vozdeystviya maloy udelnoy moschnosti na morfologiyu zaevtekticheskikh siluminov* [Influence of vibration exposure of low power density on the morphology of hypereutectic silumin] Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie [Construction, materials science, mechanical engineering]. – Dnepropetrovsk, PGASA, 2015. – no 80. – S. 92 – 97. (in Russian).
13. Bolshakov V.I., Spiridonova I.M., Rott N.A. *Vliyanie nizkochastotnykh kolebaniy na strukturu naplavlennogo metalla* [Effect of low-frequency oscillations in the weld metal structure] Stroitelstvo, materialovedenie, mashinostroenie [Construction, materials science, mechanical engineering]. – Dnepropetrovsk, PGASA, 2013. – no 69. – S. 71 – 75. (in Russian).

Статья рекомендована к публикации: д-ром.техн.наук, проф. Г. Д. Сухомлиным (Украина) и д-ром.техн.наук, проф. Д. В. Лаухиным (Украина)